

TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN

Fachgebiet Energiewandlungstechnik

Charakterisierung von weichmagnetischen Pulververbundwerkstoffen für den Einsatz in Traktionsantrieben

Merle Cornelia Levin

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät
für Elektrotechnik und Informationstechnik
der Technischen Universität München
zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.rer.nat. Gerhard Wachutka

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hans-Georg Herzog
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolf-Rüdiger Canders,
Technische Universität Braunschweig

Die Dissertation wurde am 20. Juni 2012 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik am 03. Februar 2014 angenommen.

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als Doktorand bei der BMW AG in der Entwicklung.

Zusammenfassung - Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden weichmagnetische Pulververbundwerkstoffe für den Einsatz in Traktionsantrieben untersucht und qualifiziert. Pulververbundwerkstoffe bestehen aus gegeneinander isolierten Eisenpartikeln die verpresst und wärmebehandelt werden. Sowohl der Grundwerkstoff (Eisenpulver mit Isolationssystem) als auch der Bauteilherstellungsprozess haben Einfluss auf die mechanischen und magnetischen Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen. Als Einflussgrößen auf den Grundwerkstoff werden dabei das Isolationssystem und die Partikelgrößen bzw. deren Verteilung untersucht. Die Pulververbundwerkstoffe werden nach ihrem Isolationssystem in anorganisch oder organisch isolierte Werkstoffe oder eine Kombination aus anorganischer Isolierung und organischem Binder unterteilt. Auch wenn mit allen Isolationssystemen hohe Festigkeiten von bis zu 160MPa und vergleichbare Verluste von 1000W/kg bei 1T und 4kHz möglich sind, werden die höchsten relativen maximalen Permeabilitäten von $\mu_{r,max}=800$ mit anorganisch isolierten Pulververbundwerkstoffen und einer zusätzlichen Dampfbehandlung (Werkstoff Somaloy 700HR-3P) erreicht. Es werden Partikelgrößen von 75µm bis 315µm untersucht. Mit zunehmender Partikelgröße steigen die Verluste aufgrund steigender Wirbelstromverluste in den Partikeln an.

Am Beispiel des anorganisch isolierten Werkstoffs Somaloy 700HR-3P wird der Einfluss des Bauteilherstellungsprozess unter Serienproduktionsbedingungen untersucht. Der Bauteilherstellungsprozess besteht aus einem Verpressen des Pulvers zu einem Grünling und einer anschließenden Wärmebehandlung. Da hohe Dichten zu hohen Permeabilitäten und Festigkeiten führen, werden hohe Pressdrücke von 800MPa eingestellt. Die Wärmebehandlung des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P besteht aus einem Spannungsarmglühen unter Luft und einer Dampfbehandlung in Wasserdampfatmosfera. Die Dampfbehandlungstemperatur wird dabei zwischen 500 °C und 700 °C variiert. Während der Dampfbehandlung baut sich eine Eisenoxidschicht auf. Die Hystereseverluste sinken mit zunehmender Dampfbehandlungstemperatur. Die dynamischen Verluste steigen mit zunehmender Temperatur an, durch sinkende spezifische Widerstände. Durch TEM Untersuchungen wird gezeigt, dass die isolierende amorphe Phosphoroxidschicht bei hohen Wärmebehandlungstemperaturen in einen kristallinen Zustand übergeht. Die Schicht zeigt keine isolierende Wirkung mehr.

Es wird gezeigt, dass die Eisenoxidschicht, die sich während Dampfbehandlung aufbaut, die mechanischen und magnetischen Eigenschaften des Werkstoffes wesentlich beeinflusst. Sie steigert die Festigkeiten und führt zu hohen Permeabilitäten.

Um optimale Eigenschaftskombinationen von Pulververbundwerkstoffen für den Einsatz in Traktionsantrieben zu erreichen, muss die Wärmebehandlung auf die spätere Frequenzspektrum der elektrischen Maschine angepasst werden und ein Kompromiß zwischen benötigten Festigkeiten und erreichbaren Verlusten gefunden werden.

Zur Vorhersage der Eisenverluste werden empirische Eisenverlustmodelle in Pulververbundwerkstoffen bei Frequenzen bis 5kHz betrachtet. Ausgehend von einem optimierten Bertotti-Modell werden die Eisenverlustkoeffizienten für einen Pulververbundwerkstoff bestimmt, mit deren Hilfe FEM-Simulationen zur Verlustberechnung in der Maschinenauslegung möglich sind. Die Eisenverluste werden an Ringkernen (Außendurchmesser 55mm, Innendurchmesser 45mm, Höhe 5mm) bei Frequenzen bis 5kHz und Induktionen bis 1,5T in sinusförmigen alternierenden B -Feldern vermessen. Die gemessenen Eisenverluste lassen sich mit absoluten gemittelten Fehlern kleiner 3% mit einem modifizierten erweiterten Bertotti-Modell beschreiben: $p = a_2 f \hat{B}^n + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3}$. Dabei ergeben sich für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P die folgenden Werte für die Koeffizienten: $a_2=0,0925992429$, $n=1,6901096613$, $a_1=0,0000313145$, $a_4=0,0000103974$ und $a_3=0,9441420319$.

Abstract - Within this work Soft Magnetic Composites (SMC) for the application in traction drives are being investigated and qualified. Soft Magnetic Composites consists of soft magnetic iron powder with a thin insulation layer around each particle. The iron powders are compacted and heat treated. The properties of the material are dependant on the base powder material, as well as on the process of part fabrication. The investigated material is commercially available SMC material. The main properties of the base powder are the insulation system as well as the particle size distribution. The material under examination is separated after the insulation system in inorganic insulation, organic insulation and a combination of both. With all systems it is possible to reach high transverse rupture strength up to 160MPa and comparable losses (1000W/kg at 4kHz and 1T). However, only the Somaloy 700HR-3P material reaches high permeabilities as well ($\mu_{r,max}=800$). Particle sizes from 75µm to 315µm are investigated. With increasing particle size iron losses also increase because of the increasing eddy currents inside the particles.

The part manufacturing process which is investigated on the Somaloy 700HR-3P material consists of two steps: compaction and heat treatment. It is important to reach high densities to achieve high permeability as well as high transverse rupture strength. Hence, the compaction step is optimized to reach high densities with compaction pressures of 800MPa. The influence of series production heat treatment - consisting of stress relaxation with subsequent steam treatment - on the mechanical as well as on the magnetic properties is investigated. The steam treatment temperature is varied between 500 °C and 700 °C. With increasing steam treatment temperature hysteresis losses increase due to the increasing ironoxid around the particles. Dynamic losses increase due to increasing specific resistivity. Through TEM investigation it is shown, that the amorphe phosphoroxide isolation at high heat treatment temperature changes into kristalline phosphoroxide without isolation effect.

The material strength as well as magnetic properties are determined by the iron oxide formed mainly during steam treatment. The ironoxide increases strength and

permeability of the material.

In order to improve SMC properties with heat treatment temperature the application frequency has to be known. Improvement of properties of SMC material is a compromise between hysteresis losses, eddy current losses, and material strength.

To predict the iron losses different empiric iron loss models up to 5kHz are considered. Magnetic measurements were carried out on ring specimens (outer diameter 55mm, inner diameter 45mm, height 5mm) in sinusoidal alternating fields up to 5kHz and induction levels up to 1,5T. Loss separation of the measurement data are being carried out with an adjusted Bertotti model in order to perform future FEM loss simulations for iron loss calculation for machine design: $p = a_2 f \hat{B}^n + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3}$. The deviance between the measurement values and the loss function is smaller than 3%. For the material Somaloy 700HR-3P the following coefficients are obtained: $a_2=0,0925992429$, $n=1,6901096613$, $a_1=0,0000313145$, $a_4=0,0000103974$ und $a_3=0,9441420319$.

Inhaltsverzeichnis

Einleitung	1
1. Grundlagen des Magnetismus	3
2. Weichmagnetische Werkstoffe für elektrische Traktionsantriebe	7
2.1. Anforderungen und Einsatz	7
2.2. Elektroleche	8
2.3. Weichmagnetische Pulververbundwerkstoffe	10
3. Theorie der Eisenverluste	17
3.1. Hystereseverluste	18
3.2. Wirbelstromverluste	21
3.3. Anomalieverluste	24
3.4. Verlustmodelle zur Beschreibung der Eisenverluste	25
4. Methoden zur Werkstoffcharakterisierung und magnetische Messungen	27
4.1. Gefügecharakterisierungen	27
4.1.1. Rasterelektronenmikroskop	27
4.1.2. Transmissionselektronenmikroskop	28
4.2. Elektrische und magnetische Messungen	29
4.2.1. Spezifischer Widerstand	29
4.2.2. Magnetische Messungen in alternierenden B-Feldern	30
4.2.3. Anpassen der Verlustmodelle an die Messdaten	38
5. Eisenverluste in Pulververbundwerkstoffen	41
5.1. Verluste in alternierend sinusförmigen B-Feldern	41
5.1.1. Modellierung der Eisenverluste	41
5.1.2. Einfluss des Skineffekts bei hohen Frequenzen	50
5.1.3. Trennung der Eisenverluste	55
5.1.4. Verlustaufteilung im Vergleich zu Elektrolechen	58
5.2. Verluste in alternierend nichtsinusförmigen B-Feldern	62
5.2.1. Verluste bei Ansteuerung mit einer Harmonischen	64
5.2.2. Verluste bei Ansteuerung mit einem PWM Signal	64
6. Eigenschaften verschiedener Pulververbundwerkstoffe	71

6.1. Isolationssysteme der Pulververbundwerkstoffe	73
6.2. Eisenverluste	77
6.3. Permeabilitäten	80
6.4. Festigkeiten	83
6.5. Werkstoffauswahl	86
6.6. Einfluss der Partikelgröße	88
7. Optimierung der Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen mit anor- ganischer Isolierung	95
7.1. Einfluss des Pressdrucks	95
7.2. Einfluss der Wärmebehandlung	99
7.2.1. Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur	100
7.2.2. Einfluss der Wärmebehandlungsdauer	115
8. Zusammenfassung und Ausblick	121
Abbildungsverzeichnis	125
Tabellenverzeichnis	131
A. Anhang	133
Literaturverzeichnis	135
Index	143

Abkürzungsverzeichnis

A	Querschnittsfläche
a	Seitenlänge eines Quaders
a_1	Koeffizient (Verlustmodelle IEM und Bertotti erweitert)
a_2	Koeffizient (Verlustmodelle IEM und Bertotti erweitert)
a_3	Koeffizient (Verlustmodelle IEM und Bertotti erweitert)
a_4	Koeffizient (Verlustmodelle IEM und Bertotti erweitert)
a_5	Koeffizient (Verlustmodelle IEM und Bertotti erweitert)
B	Magnetische Flussdichte/ Induktion
$\hat{B}$	Maximalwert der Induktion
$\hat{B}_{ak}$	Fourierkoeffizient des Sinustterms der k-ten Oberschwingung bei nicht sinusförmiger Induktion
$\hat{B}_{bk}$	Fourierkoeffizient des Cosinustterms der k-ten Oberschwingung bei nicht sinusförmiger Induktion
B_i	zeitsdiskreter Wert der magnetischen Induktion
B_R	Remanenz
B_S	Sättigungsinduktion
d	Partikeldurchmesser
δ	Eindringtiefe des B -Feldes
$\mathbf{E}$	Elektrische Feldstärke
F	Formfaktor
F_{ha}	Anzahl der PWM-Pulse in einer Periode
F_{Sk}	Skineffektfaktor
H	Magnetische Feldstärke
h	Blechdicke

H_c	Koerzitivfeldstärke
H_i	zeitdiskreter Wert der magnetischen Feldstärke
$\mathbf{H}_w$	Durch Wirbelströme entstehendes Magnetfeld
i_1	Primärstrom
$i_{1,i}$	Digitaler Primärstrom
$\mathbf{j}$	Stromdichte
J	Polarisation
k_a	Anomalieverlustkoeffizient
k_h	Hystereseverlustkoeffizient
k_w	Wirbelstromverlustkoeffizient
l	Länge
l_m	Magnetische Länge
m	Masse
μ	Permeabilität
μ_0	Feldkonstante
μ_r	Relative Permeabilität
$\mu_{r,max}$	Maximale relative Permeabilität
n	Exponent der Hystereseverluste
N_1	Primärwicklungszahl
N_2	Sekundärwicklungszahl
$N(d)$	Partikelgrößenverteilung
n_i	Anzahl der zeitdiskreten Messwertpaare
ν	Ordnung der Harmonischen
P	Ummagnetisierungsverlustleistung
p	Massebezogene spezifische Verlustleistung
p_a	Anomalieverluste
p_{dyn}	Dynamische Verluste
p_h	Hystereseverluste

p_m	Massebezogene spezifische Verlustleistung
p_w	Wirbelstromverluste
$p_{w,G}$	Globale Wirbelstromverluste
$p_{w,P}$	Partikelwirbelstromverluste
$p_{w,Sk}$	Wirbelstromverluste mit Skineffekt
R	Widerstand
$\rho_{Partikel}$	Spezifischer Widerstand der Partikel
σ	Elektrische Leitfähigkeit
T	Periodendauer
t	Zeit
T_{DB}	Temperatur der Dampfbehandlung
T_{SAG}	Temperatur des Spannungsarmglühen
T_A	Abtastperiodendauer
u_1	Primärspannung
u_2	Sekundärspannung
$u_{2,i}$	Digitale Sekundärspannung
$u_{2,ist}$	Istwert der Sekundärspannung
$u_{2,soll}$	Sollwert der Sekundärspannung
U_{eff}	Effektivwert der Spannung
V	Volumen
v_{DB}	Bandgeschwindigkeit des Ofens während der Dampfbehandlung
v_r	Erhöhung der Amplitude des PWM Signals gegenüber dem Sinus
W_{dyn}	Dynamische Verlustarbeit
W_{Fe}	Verlustenergie pro Periode durch Eisenverluste
W_h	Hystereseverlustarbeit
W_h	Hystereseverlustarbeit
$W_{w,G}$	Globale Wirbelstromverlustarbeit
y_i	Messwert

$\hat{y}_i$ exakter Wert

Kurzbezeichnungen

CDF Conical Dark Field

DB Bandgeschw. Bandgeschwindigkeit der Dampfbehandlung

DB Dampfbehandlung

EBSD Electron Backscatter Diffraction

EDX Energiedispersive Röntgenspektroskopie

FEM Finite Elemente Methode

min minuten

PWM Pulsweiten Modulation

REM Rasterelektronenmikroskop

SAG Spannungsarmglühen

SMC Soft Magnetic Composites (Pulververbundwerkstoffe)

TEM Transmissionselektronenmikroskop

Einleitung

Die zunehmende Knappheit der fossilen Rohstoffe und die bei der Verbrennung fossiler Rohstoffe entstehenden Treibhausgase führen zu der Entwicklung alternativer Fahrzeugkonzepte. Für die Realisierung umweltfreundlicher Fahrzeugkonzepte gewinnen elektrische und hybride Antriebe zunehmend an Bedeutung. Dieser Trend erfordert die Entwicklung von leistungstarken Traktionsantrieben mit geringem Gewicht und Bauraumbedarf speziell für den automobilen Einsatz.

Zur Führung des magnetischen Flusses werden in elektrischen Motoren weichmagnetische Werkstoffe verwendet. Diese können je nach Maschinentyp und Ausführung sowohl im Rotor als auch im Stator eingesetzt werden.

Eine Möglichkeit, die Leistungsdichte der elektrischen Motoren zu erhöhen, ist die Erhöhung der Dreh- und Polzahlen. Dies führt zu höheren Betriebsfrequenzen. Bisher wird die Anhebung der Motorfrequenz durch die frequenzabhängige Zunahme der Eisenverluste in den weichmagnetischen Werkstoffen begrenzt. Geringere Eisenverluste bei hohen Frequenzen werden durch dünnere Elektrobleche, verbesserte Blechqualitäten oder aber durch die Verwendung von Pulververbundwerkstoffen erreicht.

Pulververbundwerkstoffe bestehen aus verpressten Eisenpartikel mit einer elektrischen Isolierung um die einzelnen Partikel. Der große Vorteil der Pulververbundwerkstoffe im Gegensatz zu Elektroblechen ist die Möglichkeit der dreidimensionalen Flussführung.

In vielen Veröffentlichungen [Lie07, Ham06, Pop98, Jac98, Guo04, Dub06, Ian06, Jac05] werden Pulververbundwerkstoffe als flussführender Werkstoff in Prototypen von elektrischen Maschinen eingesetzt. Für einen Einsatz in Serie müssen jedoch sowohl bestehende Eisenverlustmodelle auf Pulververbundwerkstoffe angewandt werden können als auch die Werkstoffe in Serienproduktion hergestellt werden können.

Ziel dieser Arbeit ist die Qualifizierung weichmagnetischer Pulververbundwerkstoffe für den Einsatz in Traktionsantrieben mit erhöhter Leistungsdichte. Ein wichtiges Kriterium für den Einsatz an die hier verwendeten Werkstoffe sind die Ummagnetisierungsverluste. Um die Eisenverluste in Pulververbundwerkstoffe in weiten Frequenz- und Induktionsbereichen zu beschreiben, werden verschiedene Verlustmodelle diskutiert. Für die Qualifizierung von Pulververbundwerkstoffen müssen sowohl geringe Verluste als auch hohe Permeabilitäten und hohe Festigkeiten erreicht werden. Da die Eigenschaften der Werkstoffe wesentlich vom Herstellungsprozess beeinflusst werden, sollen in dieser Arbeit Herstellparameter identifiziert werden um optimale magnetische

und mechanische Werkstoffeigenschaften zu erreichen.

Die theoretischen Grundlagen vermitteln dazu die Kapitel 1, 2 und 3. In Kapitel 1 werden die Grundlagen des Magnetismus erklärt und Begriffe definiert. Kapitel 2 diskutiert Anforderungen an weichmagnetische Werkstoffe für den Einsatz in Traktionsantrieben und stellt die wichtigsten weichmagnetischen Werkstoffe für Traktionsantriebe, Elektrobleche, im Gegensatz zu Pulververbundwerkstoffen dar. In Kapitel 3 werden die Eisenverluste, unterteilt in Hysterese-, Wirbelstrom- und Anomalieverluste, betrachtet. Abschließend stellt Kapitel 3.4 Eisenverlustmodelle vor.

Ein Überblick über die verwendeten Mess- und Auswertemethoden gibt Kapitel 4. Im Rahmen dieser Arbeit werden unterschiedliche Pulververbundwerkstoffe untersucht und charakterisiert. Zur Charakterisierung der magnetischen Eigenschaften wurden Ringproben der Größe 55mm Außendurchmesser, 45mm Innendurchmesser und einer Höhe von 5mm verwendet. An den Ringproben wurden im 4Punkt-Verfahren spezifische Widerstände ermittelt. Biegebruchfestigkeiten wurden an Stabproben mit einem Querschnitt von 12x6mm ermittelt.

In Kapitel 6 werden die Pulververbundwerkstoffe nach ihrem Isolationssystem unterteilt in anorganisch isolierte Werkstoffe, organisch isolierte Werkstoffe und eine Kombination aus anorganischer Isolierung und organischem Binder. Hierfür werden die Eisenverluste, Permeabilitäten und Festigkeiten verschiedenster Werkstoffsysteme untersucht. Für jedes Isolationssystem werden die Grenzen aufgezeigt, indem sich die Eigenschaften der jeweiligen Pulververbundwerkstoffe bewegen können.

Der Einfluss der Partikelgröße wird in Kapitel 6.6 am Somaloy 1P [Hög09] Werkstoffsystem untersucht, bei dem alle Parameter, bis auf die Partikelgröße nicht variiert werden.

In Kapitel 7.1 wird der Einfluss des Pressdrucks am Somaloy 700HR-3P [Hög09] betrachtet.

Kapitel 7.2 untersucht den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen. Dazu wird sowohl die Wärmebehandlungstemperatur (Kapitel 7.2.1) als auch die Wärmebehandlungsdauer (Kapitel 7.2.2) untersucht.

Abschließend stellt Kapitel 8 zusammenfassend die Ergebnisse dieser Arbeit dar und gibt einen Ausblick über weitere Untersuchungen.

1. Grundlagen des Magnetismus

Der Magnetismus eines Festkörpers entsteht durch Bewegung elektrischer Ladungen innerhalb der Atome. Das magnetische Moment eines Atoms setzt sich aus einem Kernmoment, einem Spinnmoment der Elektronen und einem Bahnmoment der Elektronen zusammen. Das magnetische Kernmoment trägt nur einen sehr geringen Teil zum magnetischen Moment bei [Bol90]. Es kann vereinfachend angenommen werden, dass das resultierende magnetische Atommoment auf den Spinnmomenten und dem Bahnmoment der Elektronen beruht. Je nach Kopplung der magnetischen Momente lassen sich die unterschiedlichen Arten des Magnetismus nach Dia-, Para-, Ferro- und Antiferromagnetismus unterscheiden.

Bei der technisch bedeutsamsten Erscheinungsform, dem Ferromagnetismus, sind die einzelnen Spinnmomente der Atome über große Bereiche parallel ausgerichtet. Der Körper ist in viele kleine, in sich einheitlich magnetisierte Bereiche unterteilt, um so den magnetischen Fluss im Werkstoffinneren zu führen. Die ausgerichteten Bereiche werden Weiss'sche Bezirke oder Domänen genannt. In einem ferromagnetischen Werkstoff im Urzustand heben sich die magnetischen Momente der Domänen gegenseitig auf, der Körper erscheint nach außen unmagnetisch.

Die Größe der Domänen liegt zwischen $0,001$ und $0,1\text{mm}^3$ [Nit93]. Die Domänen in Vielkristallen sind nicht auf einzelne Körner beschränkt, sondern können sich bei einem geringen Orientierungsunterschied der Kristallgitter auch über die Korngrenzen hinweg ausdehnen [Nit93].

Aufgrund der Kristallanisotropie sind die magnetischen Eigenschaften von Eisen anisotrop. Bei Eisen und Eisenlegierungen richten sich die Spinnmomente bevorzugt entlang der Würfelkanten der kubischen Elementarzelle in $\langle 100 \rangle$ Richtung aus. Je nach Gitterrichtung gibt es Domänen, die sich bevorzugt parallel oder antiparallel ausrichten. Daraus folgen sechs Vorzugsrichtungen. Zueinander sind die Domänen jeweils um 90° oder 180° angeordnet. Die Grenzflächen zwischen den einzelnen Domänen werden Blochwände genannt. Abbildung 1.1 zeigt die schraubenförmige Änderung der Magnetisierungsrichtung in den Blochwänden. Durch die schraubenförmige Änderung der magnetischen Momente wird die Energie minimiert. Eine Blochwand erstreckt sich über 100 bis 1000 Atomlagen, bei Eisen ergibt sich für eine 180° Blochwand eine Dicke von 200 - 400nm [Nit93, Hec74]. Wenn ein äußeres Magnetfeld H an den Körper angelegt wird, richten sich die magnetischen Momente in Richtung des äußeren Feld aus und verstärken dieses. Die Aufmagnetisierung vom unmagnetisierten Zustand eines ferro-

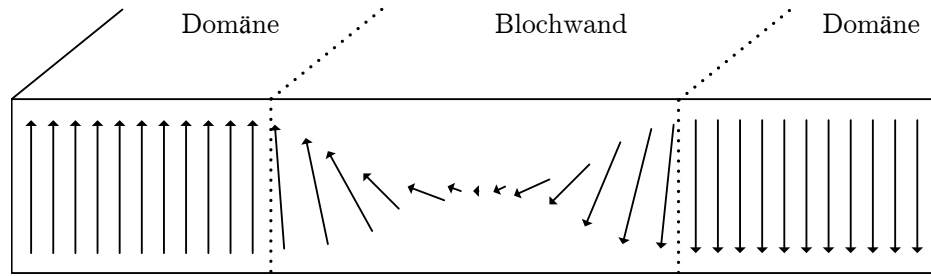


Abb. 1.1.: Schraubenförmige Änderung der Magnetisierung in einer 180° Blochwand.

magnetischen Materials verläuft entlang der Neukurve, die in Abbildung 1.2 dargestellt ist. Bei Anlegen eines äußeren Feldes H steigt die innere magnetische Flussdichte oder Induktion B . Zuerst wachsen diejenigen Domänen, die günstig in Richtung des äußeren Feldes ausgerichtet sind, wie in Abbildung 1.2(a) dargestellt ist. Das Wachsen erfolgt zu Lasten der entgegen des äußeren Feldes ausgerichteten Domänen. Das Verschieben der Blochwände ist reversibel, bei Wegnahme des äußeren Feldes kehren die Blochwände wieder an ihren ursprünglichen Platz zurück. Bei weiterem Erhöhen der äußeren Feldstärke kommt es zu irreversiblen Blochwandbewegungen, dargestellt in Abbildung 1.2(b). Außerdem drehen sich die Domänen, die in Gegenrichtung zum äußeren Feld ausgerichtet sind, sprunghaft in Richtung des äußeren Feldes.

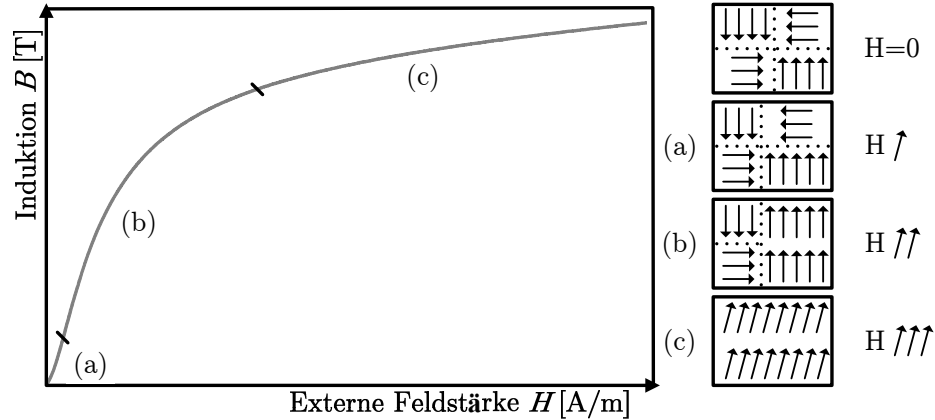


Abb. 1.2.: Magnetisierung entlang der Neukurve mit (a) reversiblen Wachsen der Domänen, (b) irreversiblen sprunghaften Drehprozessen und Blochwandbewegungen und (c) reversiblen Drehprozessen aus der Vorzugsrichtung.

Bei noch höheren Feldstärken finden reversible Drehprozesse statt, dies zeigt Abbildung 1.2(c). Die Drehung der Spinmomente in Richtung des äußeren Feldes erfordert die Überwindung der Anisotropiekräfte, die die Spinmomente entlang der bevorzugten Kristallachsen ausrichten. Hierzu wird mehr Energie benötigt als zur Blochwandver-

schiebung [Nit93]. Die so erreichte werkstoffabhängige maximale Magnetisierung wird Sättigungsinduktion B_S genannt. Die Steigung der Neukurve in jedem Punkt, also das Verhältnis der Induktion B zu der Feldstärke H heißt Permeabilität μ . Im Vakuum entspricht μ der Feldkonstanten $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \text{Vs/Am}$. Das Verhältnis der Permeabilität zur magnetischen Feldkonstante ergibt die relative Permeabilität μ_r :

$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} \quad (1.1)$$

Wenn nach Durchlaufen der Neukurve bei Erreichen der Sättigungsinduktion die äußere Feldstärke wieder zurückgenommen wird, entmagnetisiert das Material nicht entlang der Neukurve, sondern die Magnetisierung verläuft entlang einer Hystereseschleife, wie in Abbildung 1.3 dargestellt.

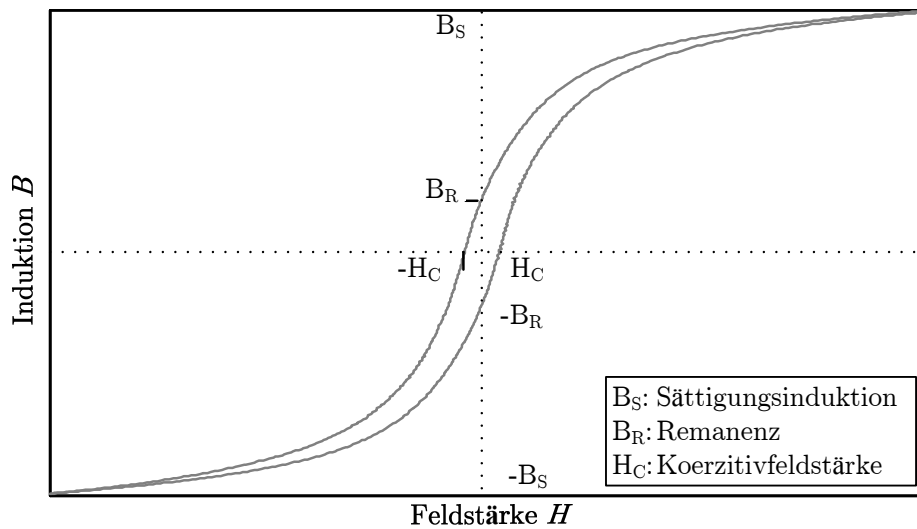


Abb. 1.3.: Hystereseschleife für einen weichmagnetischen Werkstoff mit den Kenngrößen Sättigungsinduktion, Remanenz und Koerzitivfeldstärke.

Nach Wegnahme des äußeren Feldes H werden sich als erstes die reversiblen Drehprozesse zurückbilden, die Magnetisierung der Domänen richtet sich wieder entlang der bevorzugten Kristallachsen aus. Ohne Anlegen eines äußeren Feldes verbleibt die Remanenz B_R im Material. Bei Anlegen eines Gegenfeldes ordnen sich die magnetischen Momente zunächst wieder durch Blochwandverschiebungen und Drehungen in Richtung der neuen Feldstärke aus. Bei Erreichen der negativen Feldstärke H_c (Koerzitivfeldstärke) wird die magnetische Induktion wieder zu Null.

Die Koerzitivfeldstärke ist stark werkstoffabhängig. Inhomogenitäten im Gefüge, also Gitterfehler, behindern die Bewegung der Blochwände, was zu einer breiten Hystereseschleife, also einer hohen Koerzitivfeldstärke, führt. Gitterfehler können z.B. Leerstellen, Fremdatome, Ausscheidungen, Versetzungen oder Spannungen im Gefüge sein.

Um einen ferromagnetischen Werkstoff zu entmagnetisieren, kann ein ausreichend großes magnetisches Wechselfeld angelegt werden, dessen Amplitude langsam auf Null heruntergeregt wird. Außerdem kann ein Werkstoff durch überschreiten der werkstoffabhängigen Curietemperatur entmagnetisiert werden. [Nit93, Cul09]

Weich- und hartmagnetische Werkstoffe werden durch die Form ihrer Hystereseschleifen unterschieden. Von hartmagnetischen Werkstoffen wird eine möglichst hohe Stabilität gegen angelegte Gegenfelder verlangt, deswegen sind die Koerzitivfeldstärken sehr groß ($H_c \geq 30.000\text{--}45.000\text{A/m}$). Dies wird z.B. durch gezieltes Einbringen von Gitterfehlern erreicht. Es ergibt sich eine breite Hystereseschleife.

In weichmagnetischen Werkstoffen wird eine leichte Ummagnetisierung gefordert. Daraus ergeben sich geringe Koerzitivfeldstärken ($H_c \leq 1.000\text{A/m}$) und schmale Hystereseschleifen.

Die Einteilung der magnetischen Werkstoffe nach ihrer Koerzitivfeldstärke ist in Abbildung 1.4 dargestellt. Werkstoffe mit Koerzitivfeldstärken zwischen $1.000\text{--}30.000\text{A/m}$ werden als magnetisch halbhart bezeichnet.

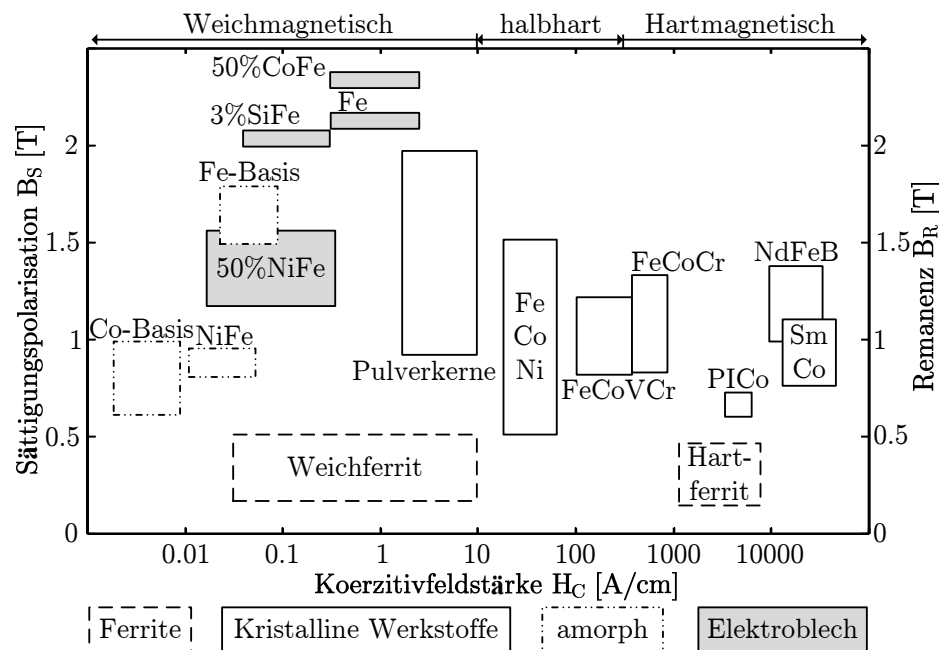


Abb. 1.4.: Einteilung der magnetischen Werkstoffe in Hart- und weichmagnetische Werkstoffe nach der Koerzitivfeldstärke nach [Bol90].

Die weichmagnetischen Werkstoffe lassen sich unterscheiden in metallische und keramische Werkstoffe (Ferrite). Die metallischen Werkstoffe werden in kristalline und amorphe Werkstoffe unterteilt.

2. Weichmagnetische Werkstoffe für elektrische Traktionsantriebe

2.1. Anforderungen und Einsatz

Weichmagnetische Werkstoffe dienen der Flussführung des magnetischen Feldes in elektrischen Maschinen. Sie sollen sehr viel höhere Permeabilitäten als Luft aufweisen, um die benötigten Stromdichten gering zu halten. Generell werden an weichmagnetische Werkstoffe, die in Elektromotoren zum Einsatz kommen, folgende Grundanforderungen gestellt [Sar06, Tou76]:

- Leichte und hohe Magnetisierbarkeit (hohe Permeabilitäten und hohe Sättigungsflussdichten) und
- geringe Ummagnetisierungsverluste (daher eine schmale Hystereseschleife mit geringen Koerzitivfeldstärken).

Die Anforderungen an weichmagnetische Werkstoffe speziell für den Einsatz in Traktionsantrieben sind in Abbildung 2.1 nach Oda et.al. [Oda08] aus der Motorkennlinie abgeleitet dargestellt. Um ein hohes Moment des Elektromotors beim Anfahren und

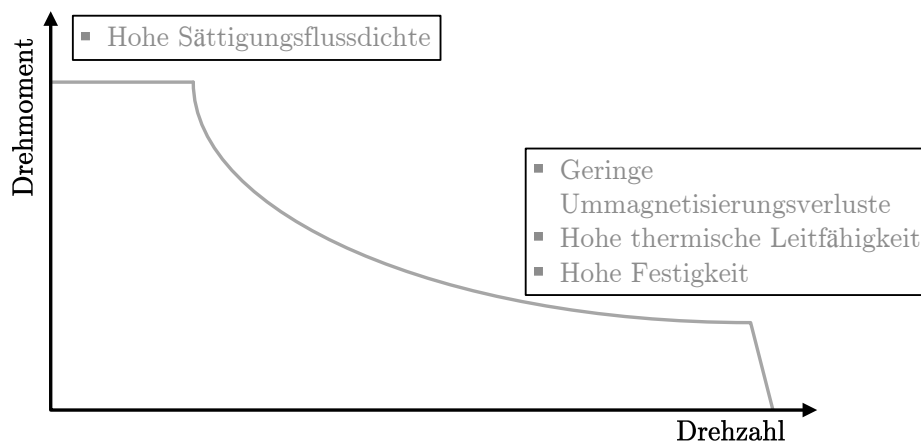


Abb. 2.1.: Anforderungen an weichmagnetische Werkstoffe für den Einsatz in Traktionsantrieben [Oda08].

Beschleunigen zu realisieren, sollen im weichmagnetischen Werkstoff schon mit kleinen

Feldstärken hohe Induktionen erzielt werden. Außerdem werden geringe Ummagnetisierungsverluste von den flussführenden Werkstoffen gefordert, um hohe Wirkungsgrade zu erreichen. Entstehende Wärmeverluste, die mit steigender Frequenz und damit steigender Drehzahl zunehmen, sollen durch eine hohe thermische Leitfähigkeit abgeführt werden. Bei hohen Drehzahlen wird zudem eine ausreichende mechanische Festigkeit gefordert, um die Zentrifugalkräfte aufzunehmen. [Oda08]

Eine weitere Anforderung ist eine hohe Wärmeleitfähigkeit, um die entstehenden Wärmeverluste gleichmäßig abzuführen. Die Temperaturbeständigkeit sollte bis mindestens 180 °C (Wärmeklasse H) gegeben sein, um die geforderten Eigenschaften bei allen Betriebstemperaturen zu erreichen. [Sar06]

Speziell für den Einsatz von Elektromotoren im automobilen Traktionsantrieb wird die Entwicklung von leistungsstarken Elektromotoren mit geringem Gewicht und Bauraumbedarf gefordert. Kleine Bauformen lassen sich mit hohen Permeabilitäten und Sättigungsflussdichten in den flussführenden Werkstoffen realisieren. [Tou76]

Elektromotoren für Traktionsantriebe werden meist mit Drehstrom betrieben, sodass zeitlich veränderliche Magnetfelder auftreten. Deshalb werden hier als weichmagnetischer Werkstoff standardmäßig Elektrobleche verwendet, da diese die auftretenden Wirbelströme auf einzelne Bleche begrenzen. Die Auswahl des Elektrobleches, die geeignete Legierung und Blechdicke muss auf den jeweiligen Einsatzfall im Elektromotor angepasst sein.

Um die Leistungsdichte von Elektromotoren zu erhöhen, wird vor allem an einem Anstieg der Betriebsfrequenz, durch erhöhte Polzahlen, gearbeitet. Dies erfordert von den eingesetzten weichmagnetischen Werkstoffen geringe Ummagnetisierungsverluste auch bei erhöhten Frequenzen [Oda08].

2.2. Elektrobleche

Seit Anfang des 20. Jahrhunderts werden Elektrobleche produziert und in elektrischen Maschinen zur Leitung des magnetischen Flusses eingesetzt [May76, Tou76, Wup05]. Sie sind die am weitesten verbreiteten weichmagnetischen Werkstoffe, die zur Flussführung in elektrischen Maschinen zum Einsatz kommen. Da in Elektromotoren für Traktionsantriebe zeitlich veränderliche magnetische Felder auftreten, ist es notwendig, auftretende Wirbelströme zu begrenzen. Dies wird sowohl durch Blechung des flussführenden Werkstoffes erreicht, um die Wirbelstrompfade zu begrenzen, als auch durch Erhöhung des spezifischen elektrischen Widerstandes der Bleche durch Legieren. Elektrobleche werden in Dicken von 50µm für hochfrequente Anwendungen bis maximal 1mm hergestellt und eingesetzt. Der elektrische Strom zwischen den einzelnen Blechen wird durch eine dünne Isolierung (anorganisch oder organisch) der einzelnen Bleche

zueinander unterbrochen.

Elektrobleche lassen sich unterteilen in kornorientierte und nichtkornorientierte Werkstoffe. Kornorientierte Elektrobleche weisen durch gezieltes Einstellen einer Textur Vorzugsrichtungen in den magnetischen Eigenschaften auf und kommen vor allem in Transformatoren zum Einsatz. Im Weiteren wird nur auf die nichtkornorientierten Bleche eingegangen, da in sich drehenden elektrischen Maschinen eine Vorzugsrichtung der magnetischen Eigenschaften im allgemeinen unerwünscht ist.

Die eingesetzten Elektrobleche lassen sich nach dem jeweiligen Legierungssystem unterteilen. Reineisen besitzt eine hohe Sättigungspolarisation und ist preiswert. Allerdings weist Reineisen geringe spezifische Widerstände und damit hohe Verluste auf. Wenn hohe Permeabilitäten in der Anwendung wichtig sind, kommen Eisen-Nickel-Legierungen zum Einsatz [Alv05]. Aufgrund von geringen Sättigungsflussdichten ist der Einsatz jedoch meistens auf Relais oder Spulenkerne für Drosseln beschränkt. Hohe Sättigungsflussdichten werden mit Eisen-Cobalt-Legierungen erreicht [Alv05]. Aufgrund des hohen Cobalt-Gehaltes von bis zu 50% sind die Legierungen jedoch sehr teuer und finden vor allem in der Luftfahrtindustrie Anwendung.

Der größte Anteil der eingesetzten Elektrobänder verwendet als Hauptlegierungsbestandteil Silizium [Neu07]. Dies erhöht den spezifischen elektrischen Widerstand des Materials und senkt so die Wirbelstromverluste [Tou76, Oda08, Kom02]. Je nach Anwendung kann der Anteil an Silizium bis zu 6,5Gew.% betragen, wobei die üblicherweise eingesetzten Bleche aufgrund der Herstellbarkeit, der Verarbeitbarkeit und damit auch der Kosten nur einen Siliziumanteil von bis zu 3,5Gew.% aufweisen. Wichtig für die magnetischen Eigenschaften ist ein möglichst geringer Kohlenstoffanteil im Eisen. Neben Silizium wird vor allem Aluminium zulegiert, um die Bearbeitbarkeit zu verbessern.

Zusätzlich zu der chemischen Zusammensetzung werden die Eigenschaften von Elektrobänder durch die Warm- und Kaltwalzprozesse und eine anschließende Glühbehandlung gezielt beeinflusst. Vor allem die Glühbehandlung hat Einfluss auf die späteren mechanischen und magnetischen Eigenschaften [Dua96, daC03]. Es wird versucht, ein möglichst defektarmes Gefüge einzustellen, um eine schmale Hystereschleife mit geringen Koerzitivfeldstärken zu erhalten.

Neben geringen Eisenverlusten im Frequenzbereich bis 1kHz sind weitere Vorteile von Elektroblechen die hohe Permeabilität und die hohe Sättigungsflussmagnetisierung.

2.3. Weichmagnetische Pulververbundwerkstoffe

Weichmagnetische Pulververbundwerkstoffe (englisch: Soft Magnetic Composites (SMC)) bestehen aus gegeneinander isolierten Partikeln aus Eisen oder Eisenlegierungen, wie schematisch in Abbildung 2.2 dargestellt. Somit wird ein elektrisch leitender Kontakt zwischen den Partikeln verhindert und entstehende Wirbelströme sind auf die einzelnen Partikel begrenzt. Der große Vorteil der weichmagnetischen Pulververbundwerkstoffe ist die Möglichkeit der dreidimensionalen Flussführung [Sch07, LB06]. Die Herstellung der Werkstoffe erfolgt in nur zwei Produktionsschritten: Nach einem Verpressen folgt eine Wärmebehandlung. Im folgenden werden weichmagnetische Pulververbundwerkstoffe als Pulververbundwerkstoffe bezeichnet.

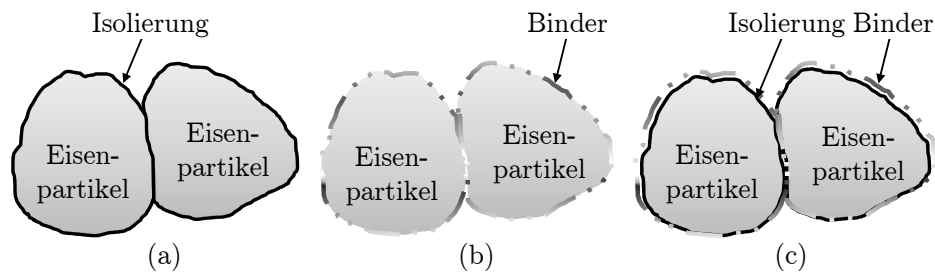


Abb. 2.2.: Schematische Darstellung der Pulververbundwerkstoffe (a) mit isolierender Schicht, (b) mit Binder, (c) mit isolierender Schicht und Binder.

Zur Isolierung der einzelnen Partikel voneinander kommen verschiedene Isolationsysteme zum Einsatz. Nach dem jeweiligen Isolationssystem lassen sich Pulververbundwerkstoffe in drei Kategorien aufteilen:

- Partikel mit anorganischer Isolierung,
- organisch isolierte Partikel (Binder),
- anorganisch und organisch isolierte Partikel (Isolationsschicht und Binder).

Anorganische Isolierungen werden vor dem Verpressen direkt als umhüllende Schicht auf die einzelnen Partikel aufgebracht (siehe Abbildung 2.2(a)). Anorganische Isolierschichten bestehen meist aus Phosphoroxid, können jedoch auch aus Magnesiumoxid bestehen [Sch07, Uoz07, LB06]. Die Schichtdicken betragen hier nur wenige Nanometer. Bei organisch isolierten Werkstoffen werden die Zusätze vor dem Verpressen mit den Partikeln vermischt (siehe Abbildung 2.2(b)). Die organischen Binder sind meistens auf Polymerbasis, so eignen sich zum Beispiel aushärtbare Kunstharze oder Polyimide als Binder [LB06]. Typischerweise beträgt der Anteil des Binders am Gesamtwerkstoff weniger als 2% [Sch07]. Bei einigen Werkstoffen besteht die Isolierung aus einer Kombination anorganischer und organischer Schichten, schematisch dargestellt in Abbildung 2.2(c).

Die Partikel des Pulververbundwerkstoffes bestehen meist aus reinem Eisenpulver, können aber auch Legierungselemente enthalten, wie z.B. Silizium oder Nickel. Die höchsten Dichten und somit auch die besten Permeabilitäten und Sättigungsflussdichten werden jedoch mit Reineisenpulver erreicht. Die Reinheit des Eisens bestimmt die magnetischen Eigenschaften, da sich schon kleinste Verunreinigungen negativ auf die Sättigungsflussdichte und Permeabilität auswirken. Die Partikelgröße variiert zwischen 40 bis 500µm [Sch07]. Eingesetzt werden meist wasserverdünnte Pulver, da mit diesen hohe Dichten erreicht werden können [LB06, Gél05].

Zum Verpressen wird den Partikeln ein Presshilfsmittel hinzugefügt, um die Verpressbarkeit zu verbessern [Rob01, Dub04]. Das Verpressen erfolgt mit Drücken im Bereich zwischen 600 bis 800MPa und kann auch unter Temperatur stattfinden [Hul03]. Mit dem Pressdruck wird die Dichte eingestellt, da eine anschließende Versinterung der Partikel (die in Sinterteilen zur Erhöhung der Dichte genutzt wird) nicht stattfinden darf. Der maximale Pressdruck ist werkstoffseitig durch die Isolierschichten vorgegeben, die durch den Pressvorgang nicht zerstört werden dürfen [Sch07].

Die Grünlinge werden wärmebehandelt mit Temperaturen zwischen 130 bis 650°C. Sie werden je nach Werkstoff und dem zugehörigen Isolationsmittel unterschiedlich gewählt, da die obere Grenze durch die Temperaturbeständigkeit der Isolationsschicht oder des Binders vorgegeben ist. Eine Versinterung der einzelnen Partikel muss vermieden werden, da sich die Wirbelströme sonst über das ganze Bauteil ausbreiten können. Das Presshilfsmittel wird während der Wärmebehandlung ausgedampft und durch das Verpressen eingebrachte Eigenspannungen werden zum Teil entspannt. Die Wärmebehandlung kann bei anorganisch gebundenen Werkstoffen mit einer Wasserdampfbehandlung kombiniert werden.

Ein formgebendes Nachbearbeiten ist nur bei den organisch isolierten Werkstoffen möglich. Bei anorganisch isolierten Werkstoffen führt eine Nachbearbeitung zu deutlichen Eigenschaftsverschlechterungen. Durch mechanisches Nachbearbeiten werden Eigenspannungen in das Bauteil eingebracht und die isolierende Schicht der oberen Partikel zerstört. Im Prototypenbau sollte deshalb der Einfluss des Bearbeitens beachtet werden. Morimoto et.al. [Mor10b] stellt fest, dass die erwarteten niedrigen Eisenverluste bei Pulververbundwerkstoffen nicht erreicht werden, wenn das Material vorher bearbeitet wurde.

Die Eigenschaften der Pulververbundwerkstoffe lassen sich sowohl durch die Eigenschaften des Grundwerkstoffes als auch im Bauteilherstellungsprozess beeinflussen [Hul04, Sho07b, Dub04]. Abbildung 2.3 zeigt den Herstellungsprozess von Bauteilen aus Pulververbundwerkstoffen schematisch.

Die ersten Prozessschritte, wie die Auswahl der Legierung und des Schmiermittels, der Isolationsschicht, des Binders oder der Partikelgrößenverteilung finden schon bei der Pulverherstellung statt und bestimmen die Eigenschaften des Grundwerkstoffes. Die

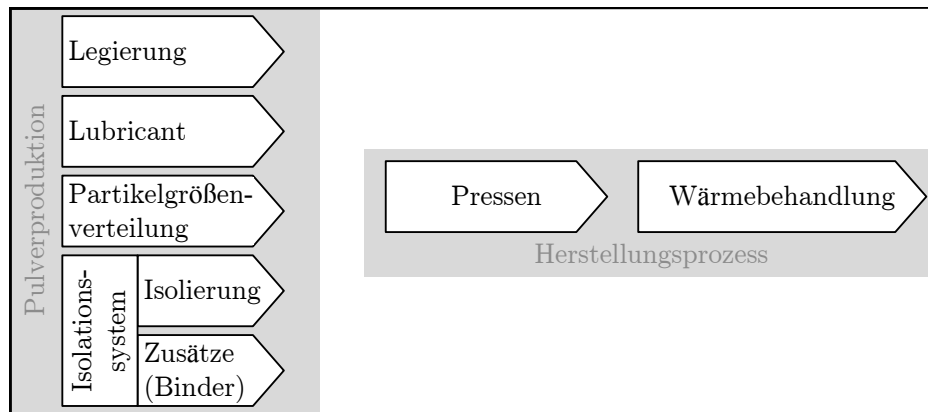


Abb. 2.3.: Herstellungsweg von Bauteilen aus Pulververbundwerkstoffen. Jeder Prozessschritt stellt gleichzeitig einen möglichen Parameter zur Eigenschaftsveränderung dar.

weiteren Herstellungsschritte zur Bauteilfertigung, das Pressen und die Wärmebehandlung müssen auf den Grundwerkstoff abgestimmt werden und verändern ebenso die Eigenschaften des Materials.

Die Vorteile beim Einsatz von Pulververbundwerkstoffen in elektrischen Maschinen sind [Sho07b, And09]:

- Isotrope magnetische Materialeigenschaften, daher Möglichkeit der dreidimensionalen Flussführung.
- Geringe Wirbelstromverluste und damit geringe Ummagnetisierungsverluste bei hohen Frequenzen und
- isotrope thermische Materialeigenschaften.

Bei der Fertigung von Bauteilen aus Pulververbundwerkstoffen ergeben sich die folgenden Vorteile [Act10, And09, Rob01, Dou07, Ham06, Lip04]. Die bisherigen Erfahrungen beschränken sich dabei auf Prototypen.

- Realisierung komplexer Geometrien aufgrund des Herstellungsprozesses möglich.
- Durch geringe Anzahl der Produktionsschritte ist eine gute Serienfertigkeit zu erwarten.
- Kaum Materialverlust während der Herstellung und
- gute Recyclebarkeit von elektrischen Maschinen, da einfache Trennung von Kupferwicklungen und Pulververbundwerkstoffen möglich.

Demgegenüber stehen die Nachteile gegenüber Elektroblechen beim Einsatz von Pulververbundwerkstoffen in elektrischen Maschinen [Sar06, Kim06, Lip04]:

- Geringe Permeabilität,
- geringe Sättigungsflussdichten,
- niedrige mechanische Festigkeiten,
- die meist sehr schlechte Bearbeitbarkeit und deswegen hohen Werkzeugkosten im Prototypenbau.

In Abbildung 2.4 werden die Einsatzbereiche der am weitesten verbreiteten weichmagnetischen Werkstoffe Elektrobleche und Ferrite im Vergleich mit den Pulververbundwerkstoffen dargestellt. Im Gegensatz zu Ferriten mit geringen Sättigungsflussdichten und Elektroblechen mit hohen Verlusten bei hohen Frequenzen haben Pulververbundwerkstoffe mittlere Sättigungsflussdichten bei mittleren Verlusten im hohen Frequenzbereich [Gél03]. Dies macht die Werkstoffe für den Einsatz in elektrischen Maschinen interessant.

In verschiedenen Veröffentlichungen werden Prototypen mit Pulververbundwerkstoff als flussführendem Werkstoff vorgestellt [Lie07, Ham06, Pop98, Jac98, Guo04, Dub06, Ian06, Jac05]. Jack [Jac98] und Dou et.al. [Dou07] fassen in ihren Arbeiten diese zusammen und stellen mögliche Motortopologien vor, die sich für den Einsatz von Pulververbundwerkstoffen eignen. Tabelle 2.1 zeigt geeignete Elektromotoren nach Dou et.al. [Dou07]. Dies sind insbesondere permanenterregte Maschinen, da diese einen großen Luftspalt aufweisen und der Nachteil der geringen Permeabilität des Pulververbundwerkstoffes nicht so stark ins Gewicht fällt [Jac99b]. Um die Vorteile von Pulververbundwerkstoffen auszunutzen, bieten sich für den Einsatz vor allem Maschinenkonzepte an, die eine dreidimensionale Flussführung aufweisen. Dies sind zum Beispiel Axial- oder Transversalflussmaschinen.

Tab. 2.1.: Geeignete Motortopologien für den Einsatz von Pulververbundwerkstoffen nach Dou [Dou07].

Motortopologien	Vorteile für den Einsatz von Pulververbundwerkstoffen
PM Klauenpolmotor	3-dimensionaler Fluss, Mögliche hohe Drehmomentdichte, Einfache Herstellung (mit Blechen fast nicht herstellbar)
PM Transversalflussmaschine	wie oben
Axial Fluss PM Maschine	Vermeidet die Spiralherstellung, die bei Elektroblechen nötig ist
Radial Fluss PM Maschine	Durch Bauteilform kann spezifische Drehzahl erhöht werden
Universalmaschine	Möglichkeit der Erhöhung des spezifischen Drehmoment durch komplizierte Bauteilformen (z.B. Klauenpolstruktur für den Stator)

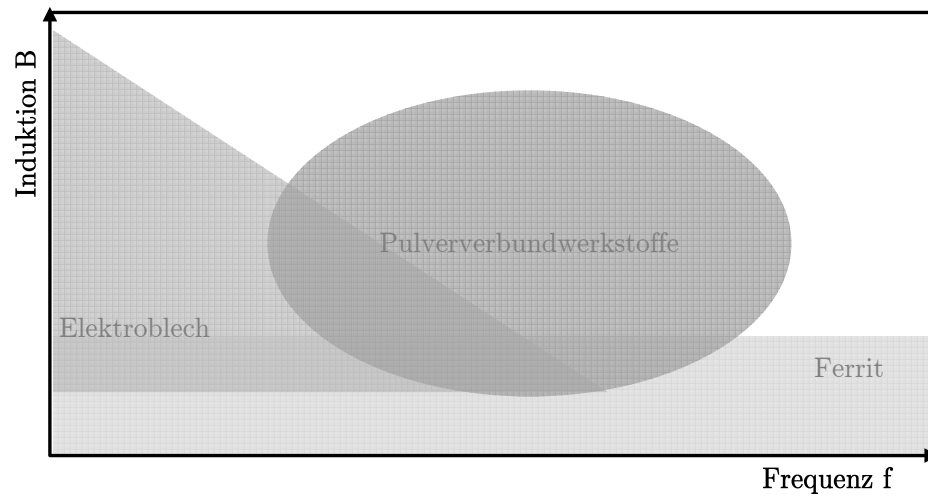


Abb. 2.4.: Einsatzbereich von Pulververbundwerkstoffen im Vergleich zu Elektroblechen und Ferriten [And09].

Der Einsatz von Pulververbundwerkstoffen als flussführendem Werkstoff erfordert immer eine Anpassung des Maschinenkonzepts, da ein direktes Ersetzen von Elektroblech mit Pulververbundwerkstoffen zu schlechteren Ergebnissen führt [Jac99b, Via04, Jac99a]. Jack et.al. [Jac99a] stellt in Aussicht, dass ein Ersetzen des Elektrobleches mit Pulververbundwerkstoff und ein anschließendes Anpassen des Maschinenkonzeptes zu elektrischen Maschinen mit gesteigerter Ausnutzung führen kann. Dies wird jedoch von Kelleter [Kel10] widerlegt. Ein Vergleich einer optimierten Elektromaschine in geblechter Ausführung und eine optimierte Maschine mit eingesetztem Pulververbundwerkstoff zeigt hier, dass beide Maschinen gleiche Leistungen aufweisen. Kelleter [Kel10] kommt zu dem Schluss, dass allgemeine Entwurfskriterien einen größeren Teil zur Steigerung der Ausnutzung beitragen als die eingesetzten weichmagnetischen Materialien.

Es gibt Ansätze, Pulververbundwerkstoffe in Traktionsantrieben als flussführenden Werkstoff einzusetzen [Kos10, Mor10b], allerdings beschränken sich die Erfahrungen auf Prototypen. Dies hat mehrere Gründe. Pulververbundwerkstoffe eignen sich nur in speziellen Motorgeometrien und erfordern eine Anpassung des Maschinenkonzeptes. Der Nachteil der geringen Festigkeit im Gegensatz zu Elektroblechen verhindert viele Anwendungen. Die schlechte Bearbeitbarkeit der Werkstoffe führt zu schlechten Ergebnissen mit den hergestellten Prototypen [Mor10a], sodass viele Vorteile in der Vorserienphase nicht erkannt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit sollen die Möglichkeiten und Grenzen der Pulververbundwerkstoffe untersucht werden, sodass ein Einsatz in elektrischen Maschinen besser abgewogen werden kann. Einen Schwerpunkt soll die Verlustbetrachtung bilden, sodass mit Materialmodellen in FEM-Simulationen die Eisenverluste von elektrischen Maschinen besser vorhergesagt werden können. Der zweite Teil dieser Arbeit befasst sich mit

der Optimierung der Werkstoffe. Es sollen die Grenzen aufgezeigt werden, in denen sich die magnetischen und mechanischen Eigenschaften der Pulververbundwerkstoffe bewegen können.

3. Theorie der Eisenverluste

Die Forderung an Traktionsantriebe nach geringem Bauraumbedarf mit gleichzeitig hoher Leistungsdichte führt zu immer höheren Betriebsfrequenzen. Dies lässt den Anteil der Eisenverluste an den Gesamtverlusten in Elektromotoren immer größer werden und den Anteil der Kupferverluste erreichen [Neu07]. Nur durch eine genaue Kenntnis der Eisenverluste und entsprechender Verlustmodelle zur Vorhersage der Eisenverluste in der Berechnung der elektrischen Maschine können diese durch geeignete Werkstoffauswahl oder Optimierung des magnetischen Kreises gezielt verringert werden [Neu07].

Der Flächeninhalt der Magnetisierungsschleife entspricht der gesamten Arbeit, die zur Ummagnetisierung aufgewendet werden muss.

$$W_{Fe} = \oint_B H dB \quad (3.1)$$

Durch multiplizieren der Ummagnetisierungsarbeit mit der Ummagnetisierungsfrequenz f erhält man die Eisenverlustleistung P :

$$P = W_{Fe} \cdot f \quad (3.2)$$

Mit dem Volumen V multipliziert ergeben sich die gesamten Eisenverlustleistungen zu:

$$P = V f \oint_B H dB \quad (3.3)$$

Die Eisenverlustleistung P wird im folgenden häufig auf die Masse bezogen $p = p_m = \frac{P}{m}$, um eine einfachere Vergleichbarkeit unterschiedlicher Werkstoffe zu ermöglichen. Im stationären Fall entspricht Gleichung (3.3) den Hystereseverlusten. In Abbildung 3.1 ist zu sehen, dass sich die Hystereseschleife mit zunehmender Frequenz durch die entstehenden Wirbelströme verbreitert. Sowohl die Wirbelströme als auch Behinderungen der Magnetisierungsprozesse bei hohen Frequenzen führen zu steigenden Verlusten [Bol90]. Die Gesamteisenverluste lassen sich in statische und dynamische Verlustanteile p_{dyn} aufteilen. Die statischen Verluste entsprechen den Hystereseverlusten p_h .

$$p = p_h + p_{dyn} \quad (3.4)$$

Aus den Maxwellschen Gleichungen (3.9) lassen sich die Wirbelstromverluste p_w herleiten. Die Differenz der Wirbelstromverluste zu den dynamischen Verluste sind die

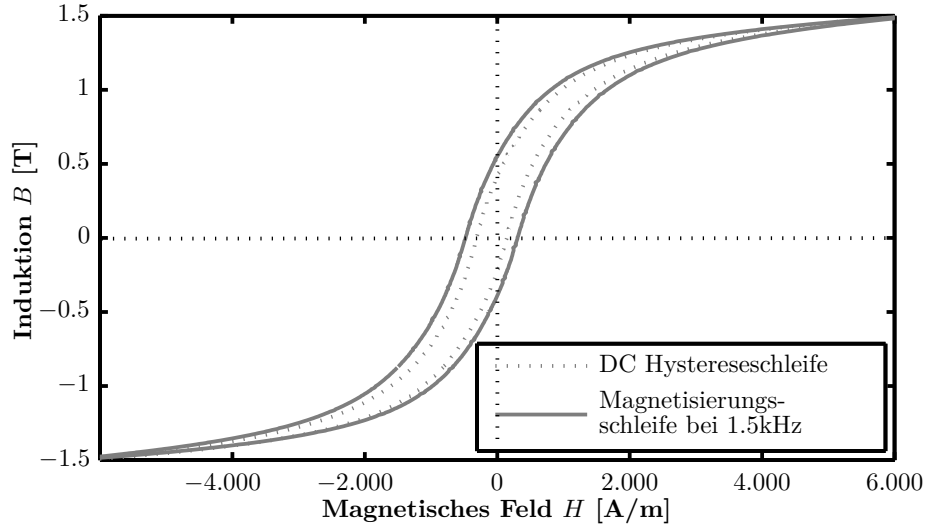


Abb. 3.1.: Aufweitung der quasistationären Hystereseschleife zur Magnetisierungsschleife bei Einsatz im Wechselfeld.

Anomalieverluste p_a . Wirbelstromverluste und Anomalieverluste sind in unterschiedlicher Weise von Wirbelströmen im Material abhängig [Ska01, Anh08].

$$p_{dyn}(f) = p_w(f) + p_a(f) \quad (3.5)$$

Die Eisenverluste in weichmagnetischen Werkstoffen sind abhängig vom zeitlichen Verlauf und der Form der B -Felder. Um die Eisenverluste verschiedener Werkstoffe zu vergleichen, werden deshalb sinusförmige Induktionssignale verwendet. Elektrische Maschinen werden jedoch meist mit einem nicht-sinusförmigen Spannungssignal betrieben, woraus sich ein nicht-sinusförmiger Induktionsverlauf ergibt. Auch treten in elektrischen Maschinen Drehmagnetisierungen und elliptische oder verzerrte Formen des B -Feldes auf. In der vorliegenden Arbeit werden nur sinusförmige und nicht-sinusförmige alternierende B -Felder betrachtet. Die drei Verlustanteile getrennt nach dem Induktionssignal sollen in den folgenden Abschnitten näher erläutert werden.

3.1. Hystereseverluste

Die Hystereseverluste entsprechen nach Gleichung (3.3) der Fläche A der Hystereseschleife im statischen Fall, dargestellt in Abbildung 3.1. Im Gegensatz zu den anderen Verlustanteilen sind die Hystereseverluste linear von der Frequenz abhängig. In der folgenden Arbeit wird deshalb oft die Hystereseverlustarbeit W_h angegeben, da diese als Kenngröße für alle Frequenzen gleichermaßen gilt.

Hystereseverluste entstehen durch die innere Struktur des Materials. Für die Bewegung der Blochwände und Drehung der Domänen (siehe Kapitel 1) muss Energie aufgewendet werden, und es entstehen Verluste. Alle Inhomogenitäten des Kristallgitters behindern die Blochwandbewegung der Domänen und führen zu höheren Hystereseverlusten. Je homogener und reiner ein Material ist, desto geringer sind deshalb die Hystereseverluste. Hystereseverluste lassen sich durch einen gezielten Abbau der inneren Spannungen des Kristallgitters mit einer Wärmebehandlung reduzieren. Bei Elektroblechen werden zur Senkung der Hystereseverluste große Korngrößen eingestellt. Für Pulververbundwerkstoffe werden große Pulverpartikel angestrebt. Durch den Pressvorgang eingebrachte Spannungen werden durch eine Wärmebehandlung bei Pulververbundwerkstoffen reduziert, um so den Hystereseverlustanteil zu senken. Hystereseverluste in Pulververbundwerkstoffen sind höher als in Elektroblechen [Sch07, Bol90, And09], da die vielen Partikelgrenzen die Verschiebung der Blochwände behindern.

Hystereseverluste in alternierend sinusförmigen B -Feldern

Die Hystereseverluste bei sinusförmigen Flussdichteverläufen können mittels der empirischen Beziehung nach Steinmetz [Ste92] beschrieben werden:

$$p = k_h f \hat{B}^n \quad (3.6)$$

mit f als der Frequenz, dem Maximalwert der Induktion pro Periode $\hat{B}$, dem werkstoffspezifischen Koeffizienten k_h und dem Exponenten n . Für n ergeben sich Werte zwischen 1,6 und 2 [Wei07]. Laut Skarrie [Ska01] gilt der Zusammenhang jedoch nur bis etwa zu $3/4$ der Sättigungsmagnetisierung. Die darüber auftretenden reversiblen Drehungen der Domänen tragen nicht zu den Hystereseverlusten bei.

Hystereseverluste in alternierend nicht sinusförmigen B -Feldern

Wenn zu der Grundwelle des B -Feldes zusätzlich höherfrequente Anteile vorliegen, kann B als Fourierreihe dargestellt werden:

$$B(t) = \sum_k \left(\hat{B}_{ak} \sin k\omega t + \hat{B}_{bk} \cos k\omega t \right) \quad (3.7)$$

In Abbildung 3.2 ist zu sehen, dass die Hystereseschleife innere Schleifen enthalten kann. Diese entstehen, wenn $B(t)$ durch hohe Amplituden der höherfrequenten Anteile keine monotone Steigung mehr besitzt. Für die gesamten Hystereseverluste addieren sich die zusätzlichen Flächen zur Gesamtfläche der Hystereseschleife. Um die Hystereseverluste zu ermitteln, müssen deshalb zu den Flächeninhalten der Hauptschleife die Flächeninhalte der kleinen Hystereseschleifen hinzu addiert werden. Dies ist praktisch sehr aufwendig, da es für jede Ansteuerung eine genaue Kenntniss der Hystereseschleife erfordert. Die zusätzlichen Hystereseschleifen treten nur auf, wenn keine lokalen Minima in der Induktionskurve auftreten, also bei bestimmten Verhältnissen der Grundwelle

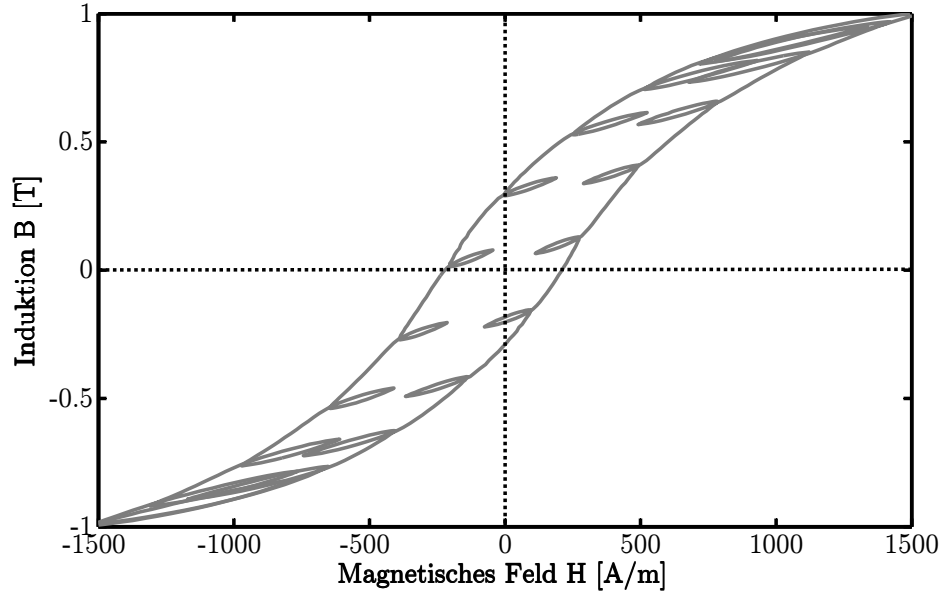


Abb. 3.2.: Nebenschleifen innerhalb der Magnetisierungsschleife durch hohe Amplituden der höherfrequenten Anteile von $B(t)$.

zur Oberwelle. In Bereichen, in denen bekannt ist, dass keine inneren Hystereseschleifen auftreten, ist es laut verschiedenen Autoren [Fio90, Ama95, Gmy10] zulässig, nur den Grundfrequenzanteil von B zur Berechnung der Hystereseverluste heranzuziehen.

Die meiste praktische Bedeutung bei nichtsinusförmigen Ansteuerungen hat die Pulsweitenmodulation (PWM). Viele Forschungen beschäftigen sich damit, den Anteil der Harmonischen bei Pulsweitenmodulation gering zu halten. Boglietti et.al. [Bog10, Bog96] zeigt, dass kleine Hystereseschleifen bei einer normalen Pulsweitenmodulation vernachlässigt werden können.

Andere Ansätze [Zhu98, Dom04] schlagen vor, die Hystereseverluste im nicht sinusförmigen Feld zu berechnen, indem B als Fourierreihe dargestellt und für jede Induktion die Verluste berechnet und anschließend aufsummiert werden:

$$p_h = \sum_k p_{h,k} \quad (3.8)$$

Wenn die Nebenschleifen klein sind, soll so eine gute Vorhersage der Verluste möglich sein.

3.2. Wirbelstromverluste

Bei Einwirkung eines Wechselfeldes auf einen Werkstoff entstehen Wirbelströme, die sich aus der zweiten Maxwellschen Gleichung herleiten lassen. Eine zeitlich veränderliche magnetische Flussdichte $\mathbf{B}$ ist demnach von einem elektrischen Feld $\mathbf{E}$ umgeben:

$$\oint \mathbf{E} d\mathbf{s} = - \int_A \frac{d\mathbf{B}}{dt} d\mathbf{a} \quad (3.9)$$

Durch die längs dieses Feldes induzierte Spannung entstehen Wirbelströme in elektrisch leitfähigen Materialien. Die Stromdichte $\mathbf{j}$ ist verknüpft mit der elektrischen Leitfähigkeit des Materials σ .

$$\mathbf{j} = \sigma \mathbf{E} \quad (3.10)$$

Damit ist die Verlustleistung pro Volumeneinheit durch Wirbelströme

$$p_w = \sigma \mathbf{E}^2 \quad (3.11)$$

Wirbelstromverluste im sinusförmigen alternierenden B -Feld

Wirbelströme breiten sich in Elektrolechen und Pulververbundwerkstoffen unterschiedlich aus. Eine Herleitung zur Berechnung der Wirbelstromverluste in Blechpaketen bei alternierend sinusförmiger Flussdichte findet sich in Kelleter [Kel10]. Mit der Bedingung, dass die Dicke des Bleches h sehr viel dünner ist als die Breite und Länge, ergibt sich folgende Beziehung:

$$p_w = \frac{1}{6} \sigma h^2 \pi^2 \hat{B}^2 f^2 \quad (3.12)$$

Somit können in weichmagnetischen Materialien Wirbelstromverluste durch Begrenzung der Wirbelstrompfade, also der Blechdicke h , minimiert werden. Außerdem werden Wirbelstromverluste durch Erhöhung des spezifischen Widerstand des Materials gesenkt. Da Pulververbundwerkstoffe sehr viel höhere spezifische Widerstände aufweisen als Elektroleche, sind Wirbelstromverluste in Pulververbundwerkstoffen geringer als in Elektrolechen [Mat10, And09]. Mit Einführung eines material- und geometrieabhängigen Wirbelstromverlustkoeffizienten k_w lässt sich Gleichung (3.12) vereinfachen zu:

$$p_w = k_w \hat{B}^2 f^2 \quad (3.13)$$

In Pulververbundwerkstoffen trennen sich die Wirbelstromverluste in globale Wirbelstromverluste $p_{w,G}$ und Partikelwirbelstromverluste $p_{w,P}$, schematisch ist dies in Abbildung 3.3 dargestellt.

$$p_w = p_{w,G} + p_{w,P} \quad (3.14)$$

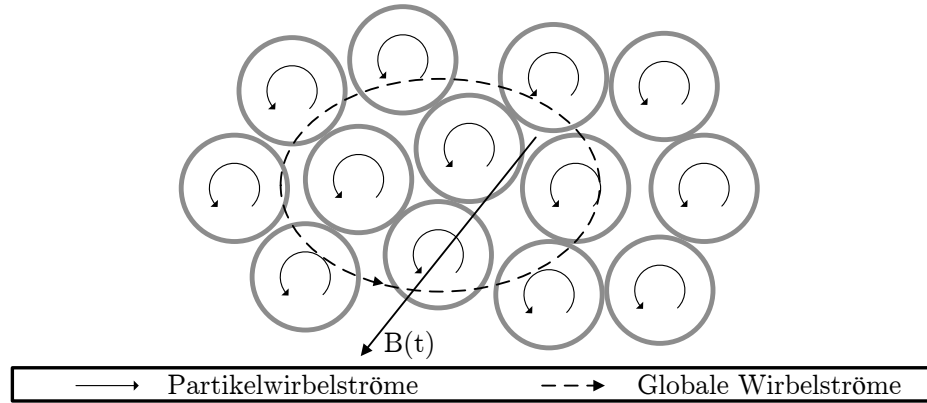


Abb. 3.3.: Aufteilung der Wirbelströme in globale Wirbelströme über Partikelgrenzen hinweg und Partikelwirbelströme innerhalb der einzelnen Partikel.

Durch fehlerhafte Isolierung der Partikel zueinander entstehen Wirbelströme, die sich über Partikelgrenzen hinweg makroskopisch ausbilden. Die Beschädigung der Isolierung kann sowohl durch den Pressvorgang als auch durch die Wärmebehandlung hervorgerufen werden. Die globalen Wirbelströme hängen somit sowohl von der Güte der Isolierung ab, also dem spezifischen elektrischen Widerstand, als auch von der Bauteilform und Größe. Eine analytische Berechnung ist nur für einfache Geometrien möglich, komplexe Geometrien lassen sich durch FEM-Simulationen lösen. Aus der Maxwell Gleichung (3.11) lassen sich die Wirbelstromverluste sowohl für sphärische Partikel als auch für Proben mit quadratischer Querschnittsfläche herleiten. Die Gleichungen zur Berechnung der Wirbelstromverluste für verschiedene andere Geometrien findet sich in Weidenfeller [Wei07]. An komplexen Bauteilgeometrien ist eine analytische Berechnung der globalen Wirbelstromverluste nicht mehr möglich, hier bietet das Verfahren von Kelleter [Kel10] eine Alternative. Dazu werden aus den gemessenen Verlusten die Wirbelstromverluste durch Fitting bestimmt und die globalen Wirbelstromverluste werden aus einer FEM-Berechnung ermittelt. Anschließend ergeben sich aus der Differenz die Partikelwirbelstromverluste und die effektive Partikelgröße kann bestimmt werden. Dies ist eine errechnete Partikelgröße für die mittleren für die Wirbelströme wirksamen Abmessungen der Partikel. Dieses Verfahren beinhaltet jedoch einen großen rechnerischen Aufwand.

Die globale Wirbelstromverlustleistung in den untersuchten Ringproben ist abhängig von der magnetischen Länge l_m , der Seitenlänge des Quaders a und dem spezifischen Widerstand ρ und gilt für Proben quadratischer Querschnittsfläche:

$$P_{w,G} = \frac{(\frac{\partial B}{\partial t})^2 l_m a^4}{20,7\rho} \quad (3.15)$$

Im Gegensatz zu den globalen Wirbelstromverlusten sind die Partikelwirbelströme

auf einzelne Partikel begrenzt und somit von der Größe, Form und dem spezifischen Widerstand der Partikel $\rho_{Partikel}$ abhängig. Die spezifischen Partikelwirbelstromverluste für sphärische Partikel ergeben sich mit dem Durchmesser d der Partikel durch Aufsummieren der gewichteten spezifischen Verluste für alle Partikel:

$$p_{w,P} = \sum_{d_{min}}^{d_{max}} \frac{(\frac{\partial B}{\partial t})^2 d^2}{40 \rho_{Partikel}} \cdot N(d) \quad (3.16)$$

Dabei steht $N(d)$ für die Partikelgrößenverteilung. Da hier idealisierte Partikelformen angenommen werden, ist zu beachten, dass Gleichung (3.16) immer nur eine Näherung sein kann.

Für die Gleichungen (3.15) und (3.16) wird ein homogener magnetischer Fluss in der Probe vorausgesetzt. Bei einer relativen Permeabilität mit Werten sehr viel größer als 1 kann die magnetische Induktion B durch die Polarisierung J ersetzt werden. Damit gilt:

$$\frac{\partial B}{\partial t} = 4FJf \quad (3.17)$$

F ist dabei der Formfaktor und beschreibt die Abweichung des Sekundärspannungssignals von der gewünschten Signalform, in diesem Fall einem Sinus. Bei einem sinusförmigen Spannungssignal ergibt sich aus dem Quotient des Effektivwerts der Spannung zu dem Gleichrichtmittelwert ein Wert von 1,1107.

Wirbelstromverluste bei nichtsinusförmigem B -Feld

In einem alternierend nicht sinusförmigen B -Feld entstehen die Wirbelstromverluste sowohl durch die Grundwelle des B -Feldes als auch durch die harmonischen Anteile. Allgemein wurde für ein periodisches, alternierendes B -Feld ohne Gleichanteil die Fourierreihe in Gleichung (3.7) dargestellt.

$$B(t) = \sum_k (\hat{B}_{ak} \sin k\omega t + \hat{B}_{bk} \cos k\omega t)$$

Mit der Annahme, dass in Blechen die Dicke (in y -Richtung) sehr viel kleiner ist als die Breite (in x - und in z -Richtung) kann die Dicke des Bleches vernachlässigt werden. Aus den Gleichungen (3.11), (3.7) und (3.9) ergibt sich:

$$p_w(y, t) = \sigma \mathbf{E}^2 = \sigma y^2 \left[\sum_k (\hat{B}_{ak} k\omega \cos k\omega t - \hat{B}_{bk} k\omega \sin k\omega t) \right]^2 \quad (3.18)$$

Durch eine Mittelwertbildung über die Periodendauer und mit der Orthogonalitätsrelation, mit der die mischfrequenten Anteile und Mischprodukte von Sinus und Cosinus über die Periodendauer integriert 0 ergeben und eine anschließende Mittelwertbildung

über y vereinfacht sich dies zu Gleichung (3.19). Die Vereinfachung des linearen Materialverhaltens entspricht nicht dem Hystereverhalten der ferromagnetischen Werkstoffe. Liu et.al. [Liu08] berichtet jedoch, dass trotz dieser Vereinfachung gute Vorhersagen der Verluste in Elektrolechen möglich sind.

$$\begin{aligned} p_w &= \frac{1}{6} \sigma h^2 \pi^2 f^2 \sum_k k^2 (\hat{B}_{ak}^2 + \hat{B}_{bk}^2) \\ &= k_w f^2 \sum_k k^2 (\hat{B}_{ak}^2 + \hat{B}_{bk}^2) \end{aligned} \quad (3.19)$$

Um die Verluste ausgehend von bekannten sinusförmigen Verlusten darzustellen, erfolgt ein Vergleich mit Gleichung (3.13) und es folgt:

$$p_w = p_{w,sin} \frac{\sum_k k^2 (\hat{B}_{ak}^2 + \hat{B}_{bk}^2)}{\hat{B}_{sin}^2} \quad (3.20)$$

Dieser Zusammenhang ist unabhängig von der Geometrie und gilt somit für Bleche und Pulververbundwerkstoffe gleichermaßen.

3.3. Anomalieverluste

Anomalieverluste beschreiben die Differenz aus den mit den Maxwell'schen Gleichungen (3.9) berechenbaren Wirbelstromverlusten zu den dynamischen Verlusten. Nach Bertotti [Ber84] werden die Anomalieverluste durch die sprunghafte Änderung der Domänen in Richtung des äußeren Feldes erklärt, die zu lokalen Wirbelströmen führen. Eine genauere Betrachtung der Einflussgrößen auf die Anomalieverluste findet sich in Overshott [Ove76]. Bertotti [Ber84] teilt den weichmagnetischen Werkstoff in magnetische Bereiche ein. Dies können sowohl einzelne Domänen als auch Gruppen von Domänen sein, die eine lokale Hystereseschleife besitzen. Jeder magnetische Bereich ändert seine Richtung bei einer lokalen Koerzitivfeldstärke sprunghaft. Bei höheren Frequenzen wird angenommen, dass mehrere magnetische Bereiche gleichzeitig springen können. Dazu muss das von außen angelegte Feld zusätzlich zur Koerzitivfeldstärke der magnetischen Bereiche auch das lokal von Wirbelströmen induzierte Feld überwinden. Für die durch Wirbelströme verursachte Feldstärke gilt nach Bertotti [Ber84] $\mathbf{H}_w \sim \sqrt{\frac{dB}{dt}}$. Da $p_a = \mathbf{H}_w \frac{d\mathbf{B}}{dt}$, folgt [Ska01]:

$$p_a = k_a \frac{1}{T} \int_T \left| \frac{dB}{dt} \right|^{\frac{3}{2}} dt \quad (3.21)$$

Hierbei ist k_a der Anomalieverlustkoeffizient. Bertotti et.al. [Ber92] und Fish et.al. [Fis88] kommen in späteren Veröffentlichungen zum Schluss, dass der Exponent über

der Induktion materialabhängig ist. Bertotti et.al. [Ber92] führt deshalb eine Induktionsabhängigkeit des Anomalieverlustkoeffizienten ein.

Anomalieverluste im sinusförmigen alternierenden B -Feld

Im sinusförmigen B -Feld vereinfacht sich Gleichung (3.21) zu

$$p_a = k_a \hat{B}^{\frac{3}{2}} f^{\frac{3}{2}} \quad (3.22)$$

Eine B -Abhängigkeit des Anomalieverlustkoeffizienten wird in den meisten Anwendungen vernachlässigt.

Anomalieverluste bei nichtsinusförmigem B -Feld

Im nicht sinusförmigen B -Feld werden die Anomalieverluste durch die Fourierdarstellung von B berechnet:

$$p_a = k_a \frac{1}{T} \int_T \left| \sum_k \left(\hat{B}_{ak} k \omega \cos k \omega t - \hat{B}_{bk} k \omega \sin k \omega t \right) \right|^{\frac{3}{2}} dt \quad (3.23)$$

Diese Gleichung lässt sich nur numerisch lösen. Die Koeffizienten $\hat{B}_{ak}$ und $\hat{B}_{bk}$ lassen sich durch Fourierentwicklung ermitteln.

3.4. Verlustmodelle zur Beschreibung der Eisenverluste

Um Eisenverluste analytisch zu bestimmen stehen verschiedene Modelle zur Verfügung. Der einfachste Ansatz ist die Beschreibung der Eisenverluste nach Steinmetz [Ste92] nach Gleichung (3.6):

$$\text{Steinmetz: } p = k_h f \hat{B}^n$$

Die Steinmetz Gleichung ist für die meisten Anwendungen zu ungenau. Jordan [Jor24] führte eine Trennung in Hystereseverluste p_h und Wirbelstromverluste p_w durch:

$$\text{Jordan: } p = p_h + p_w = k_h f \hat{B}^2 + k_w f^2 \hat{B}^2 \quad (3.24)$$

Bertotti führte schließlich den heute vielfach angewendeten Ansatz der Verlusttrennung in die drei Anteile Hystereseverluste p_h , Wirbelstromverluste p_w und Anomalieverluste p_a ein [Ber88]:

$$\text{Bertotti: } p = p_h + p_w + p_a = k_h f \hat{B}^n + k_w f^2 \hat{B}^2 + k_a f^{1.5} \hat{B}^{1.5} \quad (3.25)$$

Zusätzlich zu den dargestellten Modellen sollen hier noch weitere Modelle diskutiert werden, die auf dem Modell von Bertotti basieren. Gleichung (3.25) wird häufig zur

Berechnung der Eisenverluste in elektrischen Maschinen angewendet. Jedoch wird hier die materialspezifische B -Abhängigkeit des Anomalieverlustkoeffizienten vernachlässigt ($k_a = k_a(B)$). In Bertotti et.al. [Ber92] wird vorgeschlagen den Anomalieverlustkoeffizienten abhängig von der Induktion zu ermitteln. Dies ist aufwendig umzusetzen. Jacobs et.al. [Jac09] berechnen die Eisenverluste deshalb mit einem freien Exponenten der Induktion in den Anomalieverlusten. Im Gegensatz zum klassischen Bertotti Ansatz werden in diesem erweiterten Bertotti Modell die Hystereseverluste mit einem festen Exponenten von $n=2$ gesetzt. Der Anomalieverlustterm steigt in der Frequenz quadratisch an und der freie Exponent im Anomalieverlustterm über der Induktion a_3 ist größer als 2 [Jac09]:

$$\text{Erweiterter Bertotti: } p = a_2 f \hat{B}^2 + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3} \quad (3.26)$$

Die Koeffizienten werden hier mit a_1 , a_2 , a_3 und a_4 bezeichnet.

Da alle hier betrachteten Modelle einen analytischen Ansatz verfolgen, stellt sich die Frage, ob mit der Einführung eines physikalisch nicht begründeten Zusatztermes die gemessenen Verluste präziser beschrieben werden. Mit (3.27) werden Eisenverluste in Elektroblechen in weiten Frequenzbereichen gut beschrieben [Sch11]:

$$\text{IEM: } p = \hat{B}^2 f (a_2 + a_1 f (1 + a_3 \hat{B}^{a_4})) + a_5 f^{1.5} \hat{B}^{1.5} \quad (3.27)$$

mit den Koeffizienten a_1 , a_2 , a_3 , a_4 und a_5 . Auch hier ist der Hystereseverlustexponent n mit 2 festgelegt.

Die hier vorgestellten Modelle unterscheiden sich in der Anzahl der freien Variablen und der Anzahl der Terme. Die Modelle nach den Gleichungen (3.24), (3.25) und (3.26) erlauben eine Trennung in Wirbelstrom- und Hystereseverlustanteile, wohingegen die Modelle nach (3.6) und (3.27) keine explizite Verlusttrennung der dynamischen Verlustanteile durchführen, bzw. Zusatzterme aufweisen, die keiner speziellen Verlustart zuzuordnen sind.

Die diskutierten Modelle mit der Anzahl der freien Variablen sind in Tabelle 3.1 zusammenfassend dargestellt.

Tab. 3.1.: Vergleich der diskutierten analytischen Modelle zur Eisenverlustbeschreibung und der Anzahl der freien Variablen der betrachteten Modelle.

Modell	Gleichung	Anzahl freier Variabler
Steinmetz	$p = k_h f \hat{B}^n$	2
Jordan	$p = k_h f \hat{B}^2 + k_w f^2 \hat{B}^2$	3
Bertotti	$p = k_h f \hat{B}^n + k_w f^2 \hat{B}^2 + k_a f^{1.5} \hat{B}^{1.5}$	4
Erweiterter Bertotti	$p = a_2 f \hat{B}^2 + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3}$	4
IEM	$p = \hat{B}^2 f (a_2 + a_1 f (1 + a_3 \hat{B}^{a_4})) + a_5 f^{1.5} \hat{B}^{1.5}$	5

4. Methoden zur Werkstoffcharakterisierung und magnetische Messungen

4.1. Gefügecharakterisierungen

4.1.1. Rasterelektronenmikroskop

Mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskop (REM) lässt sich sowohl das Gefüge und die Gefügestruktur untersuchen, als auch mit Hilfe eines Detektors Aussagen über die chemischen Zusammensetzungen treffen. An einer Wolframkathode werden Elektronen erzeugt, die zwischen Kathode und Anode zu einem Elektronenstrahl gebündelt und beschleunigt werden. Mit Hilfe elektromagnetischer Linsen wird der Strahl fokussiert, weitere Ablenkspulen können den Strahl gezielt auf die Probe lenken. Beim Auftreffen des Elektronenstrahls auf die Probenoberfläche werden Sekundärelektronen emittiert und Röntgenstrahlen freigesetzt. Über die Anzahl und den Auftreffwinkel der Sekundärelektronen, die mit einem Detektor erfasst werden, kann ein Graustufenbild der Probenoberfläche erzeugt werden. Auch die Röntgenstrahlen können mit einem Detektor erfasst werden. Da die Energie der Röntgenstrahlung für jedes Element charakteristisch ist, können anhand der Röntgenstrahlung Aussagen über die chemischen Elemente an der Oberfläche der untersuchten Probe getroffen werden. Das Verfahren wird als energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) bezeichnet.

Die REM Untersuchungen in dieser Arbeit wurden an einem ZEISS Supra 40VP mit einem maximalen Punktauflösungsvermögen von 1,7nm durchgeführt.

Electron Backscattered Diffraction (EBSD)

Ein weiteres Verfahren, dass mit dem Rasterelektronenmikroskop durchgeführt werden kann ist das sogenannte Electron Backscatter Diffraction (EBSD). Hierbei werden Kristallstrukturen und -orientierungen untersucht. Die Probenoberfläche der zu untersuchenden Probe wird vorher elektrolytisch poliert da das Verfahren sehr sensitiv auf vorher eingebrachte Eigenspannungen reagiert.

Beim EBSD wird ein Elektronenstrahl auf eine Probe geleitet, die ungefähr in einem 70° Winkel angeordnet ist. An den Gitterebenen wird der Elektronenstrahl gebeugt und auf einen Phosphorschirm mit nachfolgender Kamera geleitet. Wenn die auf die Probe auftreffenden Elektronen die Braggbedingungen erfüllen kommt es zu Interferenz.

Das entstehende Beugungsbild wird Kikuchi Pattern genannt. Die Kikuchi Linien werden nach Breite, Intensität und Lage zueinander ausgewertet. Somit können die Gitterabstände gemessen werden und Aussagen über die Kristallorientierung getroffen werden. In dieser Arbeit wird das Verfahren genutzt um Kristallverspannungen, also die lokale Ausrichtung der Kristallgitter (Local Misalignment), zu analysieren.

4.1.2. Transmissionselektronenmikroskop

Eine größere Auflösung als das Rasterelektronenmikroskop bietet das Transmissionselektronenmikroskop (TEM). Im Gegensatz zum REM werden im TEM die Elektronen ausgewertet, die die Probe durchdrungen haben. Dazu müssen die Proben sehr dünn sein und speziell präpariert werden. Zur Ausdünnung der Probe auf wenige μm kann dazu die Ionendünnung, bekannt unter dem englischen Namen „Focused Ion Beam“ FIB-Verfahren, angewendet werden. Hierbei wird ein fokussierter Ionenstrahl genutzt, um die Probe zeilenförmig abzurastern und abzusputtern.

Nach der Probenpräparation können die Werkstoffe im TEM mit einem fokussierten Elektronenstrahl mit einer Beschleunigungsspannung von 200kV durchstrahlt werden. Durch die Streuung der Elektronen lassen sich Aussagen über die Kristallstruktur treffen. Wird die Probe dabei zeilenförmig abgerastert spricht man von „Scanning Transmission Electron Microscopy“ (STEM).

Aussagen über die einzelnen Elemente können wie im REM über energiedispersive Röntgenanalyse (EDX) oder über Elektronenenergieverlustspektroskopie (engl. Electron Energy Loss Spectroscopy, EELS) gewonnen werden. Auch die Energiegefilterte Transmissionselektronenmikroskopie (EFTEM) liefert Aussagen über Elementverteilungen durch die Bewegungsenergie der Elektronen.

In dieser Arbeit wurde ein „Tecnai F20“ der Firma FEI verwendet, mit einer Field Emission Gun. Das zugehörige Kamerasystem inklusive Energiefilter ist von der Fa. GATAN.

Mit dem TEM können sehr viel größere Auflösungen als mit dem REM erreicht werden. Das maximale Punktauflösungsvermögen im TEM liegt bei 0,24nm und im STEM bei 0,19nm.

Conical Dark Field

Um die Kristallstruktur des Werkstoffes zu untersuchen wurde die „Conical Dark Field“ Methode angewendet. Hierbei werden mit einer Blende Beugungsbilder von Elektronen erzeugt. Im Beugungsbild von polykristallinen Materialien bilden sich Ringe, wohingegen amorphe Strukturen punktförmig erscheinen. Mit der Blende werden nur Elektronen aus einem bestimmten Bereich selektiert. Die Position der Blende in Relation zum Beugungsbild wird durch zwei Winkel angegeben: die Kippung nach außen, und

die Bewegung auf der sich dadurch ergebenden Kreisbahn rund ums Zentrum. Für verschiedene Winkel werden Bilder aufgenommen und anschließend übereinander gelegt. Im Gesamtbild erscheinen kristalline Bereiche hell oder dunkel. Amorphe Bereiche erscheinen immer gleichmäßig grau.

4.2. Elektrische und magnetische Messungen

4.2.1. Spezifischer Widerstand

Der elektrische Widerstand R ist definiert als Quotient aus Spannung U und Strom I . Um eine Vergleichbarkeit verschiedener Probengeometrien zu gewährleisten, wird der Widerstand auf die Länge l und die Querschnittsfläche A der Probe bezogen. Damit ergibt sich der spezifische elektrische Widerstand ρ zu:

$$\rho = R \cdot \frac{A}{l} \quad (4.1)$$

Der spezifische Widerstand wurde mit der 4-Punkt Methode an Ringproben der Größe 55mm Außendurchmesser, 45mm Innendurchmesser und einer Höhe von 5mm ermittelt. Dazu wurde der in Abbildung 4.1 gezeigte Probenaufbau angewandt. Über zwei Kontaktklemmen wird mithilfe eines Amperemeters ein konstanter Strom von 0,5A in die Probe eingespeist. Mit einem Voltmeter wird die sich einstellende Spannung gemessen. Der spezifische Widerstand kann dann nach Gleichung (4.1) berechnet werden, wobei A die Ringquerschnittsfläche darstellt und l die gebogene Strecke entlang des mittleren Durchmessers zwischen den Kontaktpunkten des Voltmeters.

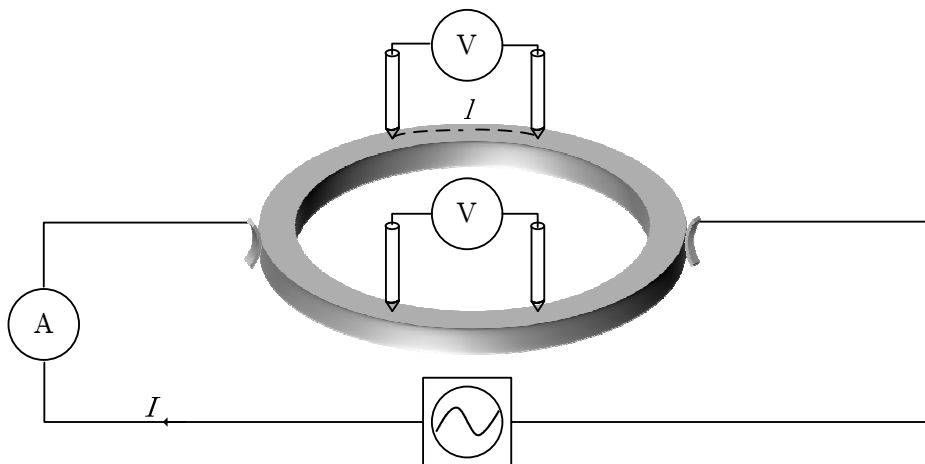


Abb. 4.1.: Schematischer Messaufbau zur Messung des spezifischen elektrischen Widerstand im 4-Punkt Verfahren an Ringproben.

Der Vorteil der 4-Punkt Methode gegenüber der konventionellen 2-Punkt Methode liegt darin, dass die Stromkontaktwiderstände bei den Messungen nicht in Gewicht fallen.

4.2.2. Magnetische Messungen in alternierenden B-Feldern

Für die magnetischen Messungen bei zeitlich veränderlichem Flussdichtevektor $B(t)$ wird das Messgerät MPG 200 der Firma Brockhaus Messtechnik [Bro11] verwendet. Der prinzipielle Messaufbau ist in Abbildung 4.2 dargestellt. Für die Pulververbundwerkstoffe wurde das Ringkernverfahren angewandt, genormt nach DIN IEC 60404-6.

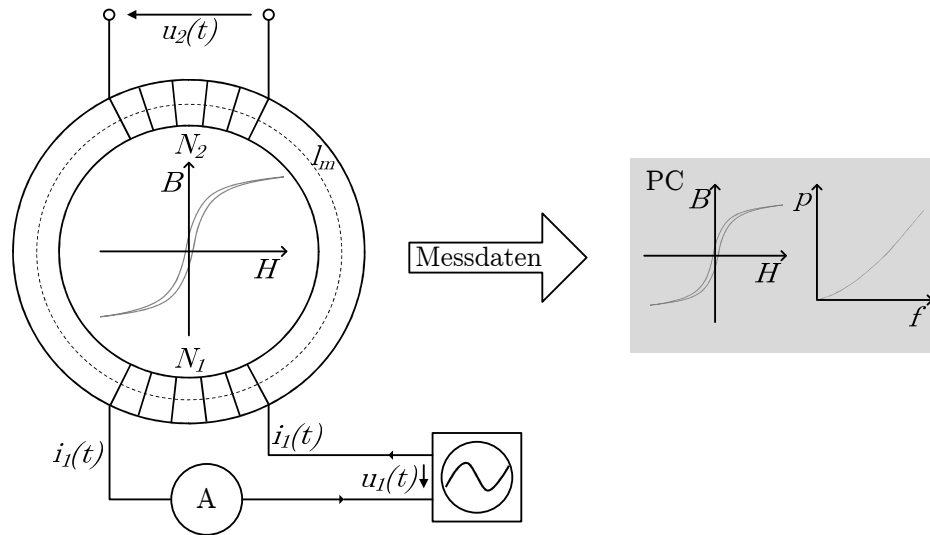


Abb. 4.2.: Schematische Darstellung des Messaufbaus zur Messung magnetischer Kenngrößen an Ringproben.

Hierbei wird in eine Primärwicklung ein alternierender Strom $i_1(t)$ mit Hilfe eines Leistungsverstärkers induziert. In den Ringproben wird so ein Magnetfeld $H(t)$ erzeugt, welches sich aus dem Ampereschen Durchflutungsgesetz mit den Größen l_m als der magnetischen Länge und der Primärwindungszahl N_1 berechnen lässt. Mittels induktionsfreier Präzisionswiderstände wird der Primärstrom $i_1(t)$ gemessen:

$$H(t) = \frac{N_1 \cdot i_1(t)}{l_m} \quad (4.2)$$

Das äußere Magnetfeld $H(t)$ erzeugt im Werkstoff die innere magnetische Flussdichte $B(t)$. An der Sekundärwicklung mit der Wicklungszahl N_2 wird die Sekundärspannung $u_2(t)$ gemessen. Hieraus wird mit A als der Querschnittsfläche des Ringes nach dem

Induktionsgesetz die Induktion B berechnet:

$$B(t) = \frac{1}{N_2 A} \int_T u_2(t) dt \quad (4.3)$$

Die magnetischen Kenngrößen $H(t)$ und $B(t)$ werden somit indirekt bestimmt, durch Berechnung aus den Messgrößen Magnetisierungsstrom $i_1(t)$ und Sekundärspannung $u_2(t)$.

In einer Ringprobe entstehen keine Streuflüsse der Feldlinien zwischen Werkstoff und Spule. Auch eine Luftflusskompensation, wie im Epsteinrahmen oder im Single Sheet Tester notwendig, ist im Fall von Messungen an Ringproben nicht erforderlich, weil der Luftspalt zwischen Messwicklung und Probe vernachlässigbar klein ist und die Induktion bestimmt wird.

Da die Eisenverluste abhängig vom zeitlichem Verlauf der Induktion $B(t)$ sind, wird die Sekundärspannung geregelt um den Verlauf der Induktion zu kontrollieren. Der Regelkreis ist in Abbildung 4.3 dargestellt. Die Sekundärspannung wird auf ihre Form geprüft und der Leistungsverstärker je nach gewünschter Spannungsform mit der benötigten Primärstromform angesteuert. Aufgrund der nicht linearen Beziehung zwischen B und H können sich bei sinusförmiger Sekundärspannung auch nicht sinusförmige Stromverläufe ergeben. Im Messgerät MPG 200 erfolgt die Regelung analog.

Der Regler im dargestellten Regelkreis 4.3 ist nur bei Frequenzen bis 2000Hz eingeschaltet. In der Abbildung ist dies durch die gestrichelte Rückführung der Sekundärspannung dargestellt, da der Abgleich zwischen der an der Messwicklung abgegriffenen Sekundärspannung $u_{2,soll}$ und der Sekundärspannung aus dem Funktionsgenerator $u_{2,ist}$ nur bei Frequenzen kleiner gleich 2000Hz stattfindet. Bei größeren Frequenzen wird davon ausgegangen, dass die Sekundärspannung der vorgegebenen Primärspannung folgt. In einem Leistungsverstärker wird der Reglerausgang oder das Generatorsignal verstärkt. Die Ausgangsgröße des Leistungsverstärkers, die Primärspannung u_1 , speist den primärseitigen Stromkreis des Messaufbaus. Die Messgrößen Magnetisierungsstrom $i_1(t)$ und Sekundärspannung $u_2(t)$ werden vom Messaufbau erfasst und durch einen A/D Wandler in die digitalen Größen $i_{1,i}$ und $u_{2,i}$ umgewandelt. Die zeitdiskrete Feldstärke H_i ergibt sich nach Gleichung (4.2):

$$H_i = \frac{N_1 \cdot i_{1,i}}{l_m} \quad (4.4)$$

Die zeitdiskrete Induktion B_i ergibt sich aus Gleichung (4.3) indem die zeitkontinuierliche Integration durch eine zeitdiskrete Integration ersetzt wird:

$$B_i = \frac{1}{2N_2 A} \cdot T_A \cdot \sum_{i=1}^{n_i} (u_{2,i-1} + u_{2,i}) + B(t=0), \quad (4.5)$$

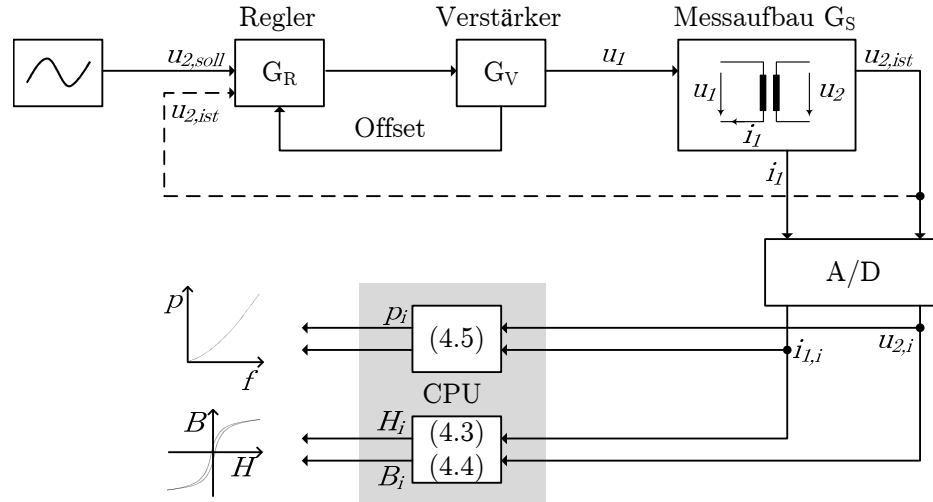


Abb. 4.3.: Regelkreis des Messgeräts MPG 200 [Bro11] zur Regelung des Primärstroms $i_1(t)$ durch die Induktionsspannung $u_2(t)$. Bei Frequenzen größer als 2000Hz ist der Regler ausgeschaltet (getrichelte Rückführung ist dann ohne Funktion) und ein Abgleich zwischen $u_{2,soll}$ und $u_{2,ist}$ findet nicht statt.

mit n_i als der Anzahl der zeitdiskretisierten Messwertpaare und T_A als der Abtastperiodendauer.

Die Eisenverlustleistung P wird aus den Messgrößen Primärstrom $i_1(t)$ und Sekundärspannung $u_2(t)$ bestimmt, mit Hilfe des in Abbildung 4.4 dargestellten Transformator Leerlaufversuchs. Wird der Transformator im Leerlauf betrieben, fließt sekundärseitig kein Strom. An der Primärseite ist eine Spannung u_1 angelegt. Somit fließt ein Strom i_1 . Da an der Ausgangsseite kein Strom fließt ($i_2=0$), ist der gesamte Strom im Leerlaufbetrieb der primärseitige Strom i_1 . Weil die Wicklungsverluste gegenüber den Eisenverlusten vernachlässigbar klein sind, kann somit gefolgert werden, dass die von der Spannungsquelle aufgebraachte Leistung gleich den Eisenverlusten ist.

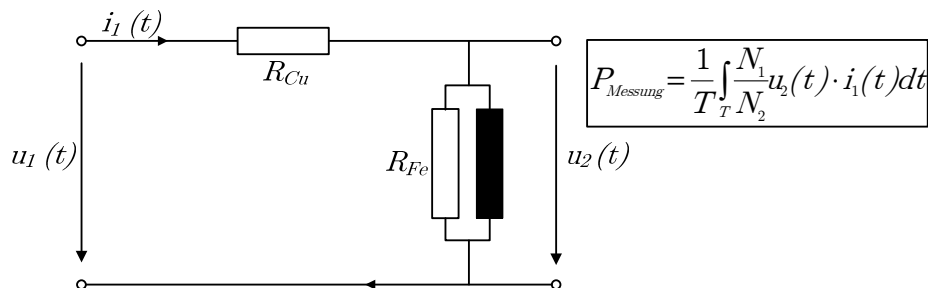


Abb. 4.4.: Prinzipschaltbild des Transformatorleerlaufversuchs zur Bestimmung der Eisenverluste.

Die gesamten Eisenverluste berechnen sich mit den Gleichungen (4.2) und (4.3). Die Verluste sind hier auf die Masse bezogen, um eine bessere Vergleichbarkeit unterschiedlicher Werkstoffe zu ermöglichen:

$$p_m = \frac{N_1}{N_2 n_i m} \cdot \sum_{i=1}^{n_i} (u_{2,i}(t) \cdot i_{1,i}(t)) \quad (4.6)$$

Eine weitere wichtige magnetische Kenngröße magnetischer Werkstoffe ist die Permeabilität. In der folgenden Arbeit wird immer die maximale Permeabilität $\mu_{r,max}$ angegeben. Dazu wird die Neukurve des Werkstoffs ausgemessen, wie in Abbildung 4.5 dargestellt. Die maximale Permeabilität entspricht der maximalen Steigung der Neukurve.

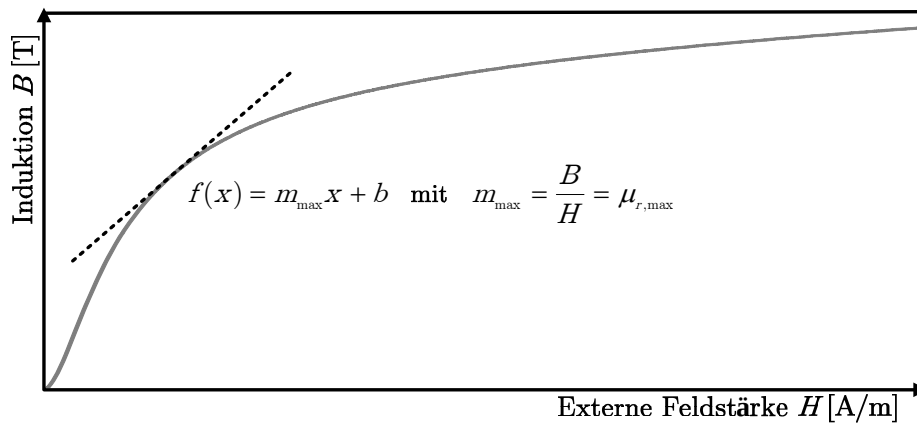


Abb. 4.5.: Ermittlung der maximalen relativen Permeabilität $\mu_{r,max}$ aus der Steigung der Neukurve.

Für das Messgerät MPG 200 der Firma Brockhaus Messtechnik sind die wichtigsten Kenndaten in Tabelle 4.1 zusammengefasst.

Tab. 4.1.: Kenndaten des Messgeräts MPG 200 der Firma Brockhaus Messtechnik laut Datenblatt [Bro11].

Einstellbarer Frequenzbereich	$f = 0 - 20.000\text{Hz}$
Maximale Ausgangsspannung	$u_1 = 125\text{V}$
Maximale Induktionsspannung	$u_2 = 110\text{V}$
Maximaler Strom	$i_1 = 40\text{A}$
Einstellbarer Feldstärkebereich	$H = 0 - 30.000\text{A/m}$
Einstellbarer Induktionsbereich	$B = 0 - 2\text{T}$

Hierbei begrenzen der maximale Ausgangsstrom i_1 mit 40A des Leistungsverstärkers und die maximale Induktionsspannung u_2 mit 100V die einstellbaren Induktionen und Frequenzen. Der maximale Strom i_1 mit 40A begrenzt die einstellbare Feldstärke, je höher die Frequenz dabei gewählt wird, desto niedriger ist die erreichbare Feldstärke. Die Feldstärke und das Material selber, mit der werkstoffabhängigen Hysteresekurve, begrenzen die maximal messbaren Induktionen.

Die Sekundärspannung kann sowohl alternierend sinusförmig als auch alternierend nicht sinusförmig eingestellt werden. Nicht sinusförmige Verläufe beeinhalteten Höhere Harmonische, Pulsweiten Modulation (unipolar oder bipolar) und freie Kurvenformen.

Um die Sekundärspannung regeln zu können, sollten beide Windungszahlen etwa gleich sein ($N_1 \approx N_2$). Für die Messungen wurde eine Primärwicklung und Sekundärwicklung von $N_1 = N_2 = 100$ Windungen gewählt, die Primärwicklung besitzt einen Drahtquerschnitt von 1mm^2 .

Einfluss des Formfaktors

Die Form des B -Feldes wird durch die Spannung geregelt. Um eine Vergleichbarkeit der magnetischen Messungen zu gewährleisten wird in der DIN IEC 60404-3 die maximale Abweichung der Sekundärspannung von einem idealen Sinus vorgeschrieben. Für den Spannungsverlauf soll dabei eine Genauigkeit des Formfaktors von $F = \pm 1\%$ bei nicht kornorientiertem Elektroblech im Bereich $0,8\text{T} < B < 1,5\text{T}$ eingehalten werden. Der Formfaktor F ist dabei definiert als Quotient aus Effektivwert der Spannung U_{eff} und dem Gleichrichtmittelwert:

$$F = \frac{U_{eff}}{|\overline{U}|}. \quad (4.7)$$

Der Effektivwert ist dabei

$$U_{eff} = \sqrt{\frac{1}{T} \int_0^T u^2(t) dt} \quad (4.8)$$

und der Gleichrichtmittelwert berechnet sich nach

$$|\overline{U}| = \frac{1}{T} \int_0^T |u(t)| dt \quad (4.9)$$

Bei Messungen mit sinusförmigen Spannungsverlauf ergibt sich damit ein Sollformfaktor von $F=1,1107$.

Abbildung 4.6 zeigt beispielhaft die erreichten Formfaktoren für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09] in Abhängigkeit der Induktion und Frequenz. Bei anderen untersuchten Pulververbundwerkstoffen ergibt sich prinzipiell eine ähnliche Darstellung. Gerade

bei sehr kleinen Induktionen und bei hohen Induktionen nahe der Sättigung ergeben sich Abweichungen vom Sollformfaktor. Die kleinen Spannungen, die zum Einstellen kleiner Induktionen benötigt werden, haben einen hohen Rauschanteil und lassen sich deshalb schwierig regeln. Bei Messungen mit hohen Induktionen ist ein Einhalten des Formfaktors schwierig, aufgrund der Nichtlinearität der Hysterese. Bei sinusförmigen Sekundärspannungen ist dazu ein nicht- sinusförmiger Stromverlauf erforderlich. Da der maximale Ausgangsstrom des Messgerätes auf $i_1 = 40\text{A}$ begrenzt ist, lassen sich nicht alle benötigten Stromspitzen einstellen.

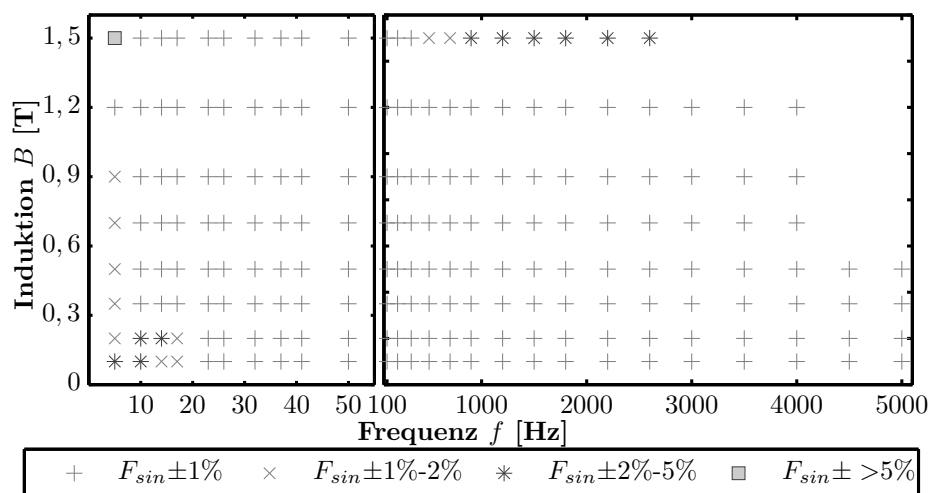


Abb. 4.6.: Verteilung der Messpunkte über der Induktion und der Frequenz. Die Punkte sind unterteilt nach den prozentualen Abweichungen vom Sollformfaktor für sinusförmige Spannung von $F_{sin} = 1,1107$ am Beispiel des Werkstoffs Somaloy-700HR 3P [Hög09].

Die zusätzlich zur Grundwelle auftretenden Oberwellen führen tendenziell zu höheren Eisenverlusten als bei einem idealen Sinus. Mit abweichendem Formfaktor sinkt die Wiederholgenauigkeit der Messung, da die höheren Harmonischen bei jeder Messung verschieden sind.

Die in dieser Arbeit untersuchten Verlustmodelle werden auf einen großen Frequenz- und Induktionsbereich angewandt, der außerhalb der Vorgaben der Norm DIN IEC 60404-3 liegt. Deshalb ist es notwendig die verwendeten Messungen mit abweichenden Formfaktoren sinnvoll einzugrenzen. Um für das Betrachten der verschiedenen Verlustmodelle bei sinusförmiger Ansteuerung ausreichend Messpunkte zur Verfügung zu haben werden im folgenden Frequenzen von 5 bis 5000 Hz und Induktionen von 0,1 bis 1,5 T berücksichtigt, unabhängig vom Formfaktor. Abbildung 4.6 zeigt alle Messpunkte die für die Verlustmodellierung verwendet wurden mit den erreichten Formfaktoren. Aus Abbildung 4.6 geht hervor, dass die maximalen Formfaktorabweichungen bei den

betrachteten Frequenzen und Induktionen größtenteils bei unter 5% liegen. Nur für einen Messpunkt musste eine Abweichung kleiner 10% toleriert werden. Für einige Werkstoffe wurden für die Verlustmodellierung die Induktionen von 1,5T herausgelassen, da aufgrund von schlechten Permeabilitäten keine Messung möglich war.

Einfluss der Temperatur auf die Eisenverluste

Neben dem Formfaktor hat auch die Temperatur einen Einfluss auf die Ummagnetisierungsverluste. Während der Messungen heizen sich die Ringproben, gerade bei Messungen mit hohen Induktionen und hohen Frequenzen, durch die mit der Frequenz und Induktion zunehmenden Eisenverluste auf. In Abbildung 4.7 sind Abweichungen der Verluste zu den Raumtemperaturverlusten in Prozent für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P dargestellt. Die Temperatur der bewickelten Ringprobe wurde während der Messung durch einen Temperaturfühler direkt auf der Ringprobe überwacht. Die Eisenverluste nehmen mit steigender Temperatur ab.

Eine Abnahme der Verluste mit steigender Temperatur lässt sich auch an Elektroblechen beobachten [Fis88]. Durch die Temperaturabhängigkeit des spezifischen Widerstandes sind die Wirbelstromverluste temperaturabhängig. Der Anteil der Wirbelstromverluste an den Gesamtverlusten nimmt mit steigender Frequenz zu. Je höher der Anteil der Wirbelstromverluste an den Gesamtverlusten ist, desto stärker nehmen die Eisenverluste ab (vergleiche Abbildung 4.7).

Den Verlauf des spezifischen Widerstandes über der Temperatur entgegen dem Verlauf der Verluste über der Temperatur zeigt Abbildung 4.8. Da der Widerstand durch die zunehmende Beweglichkeit der Atome mit der Temperatur steigt, sinken die Wirbelstromverlustanteile und damit die Gesamtverluste. Die spezifischen Widerstände haben dabei eine Steigung von 0,266W/kg. Die dargestellten Verluste bei 0,5T und 1kHz zeigen im Gegenzug einen Abfall von -0,054W/kg. Bei 0,5T und 2kHz zeigt sich ein Abfall von -0,147W/kg. Je weiter die Frequenz erhöht wird, desto mehr nähert sich der Abfall der Verluste der Steigung der spezifischen Widerstände an. Durch den mit der Frequenz zunehmenden Wirbelstromverlustanteil wird der Einfluss der steigenden spezifischen Widerstände größer.

Im folgenden wird der Einfluss der Temperatur auf die dargestellten Eisenverluste vernachlässigt. Zum einen treten hohe Temperaturen während den Messungen nur bei hohen Frequenzen und hohen Induktionen auf. Zum anderen wurde bei den magnetischen Messungen darauf geachtet Maximaltemperaturen von 40°C nicht zu überschreiten, woraus sich bei einer Frequenz von 2000Hz und einer Induktion von 0,5T eine Abweichung von den Verlusten von maximal 3% ergibt.

In elektrischen Traktionsantrieben können später Temperaturen bis 180°C auftreten. Deswegen sollte bei der Anwendung von Pulververbundwerkstoffen die Temperaturabhängigkeit der Eisenverluste berücksichtigt werden.

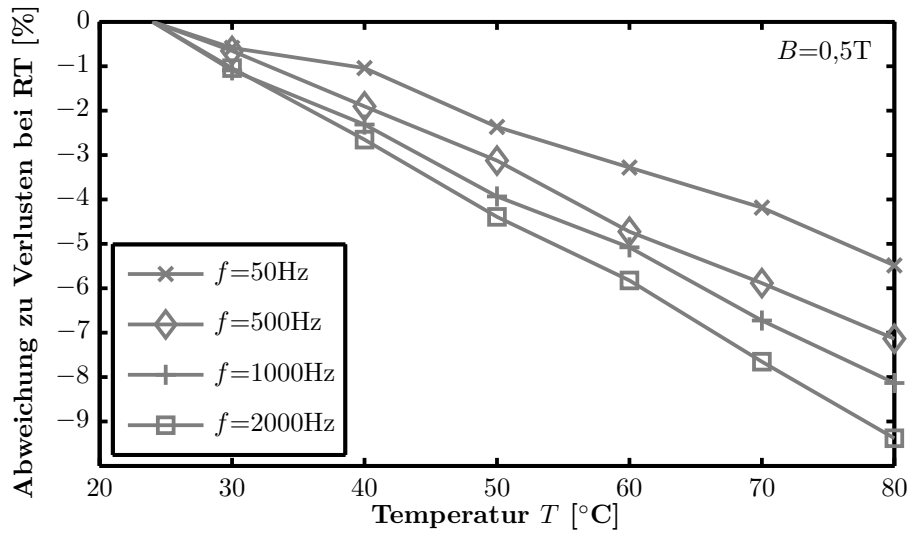


Abb. 4.7.: Temperaturabhängigkeit der Eisenverluste am Beispiel des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P [Hög09]. Dargestellt ist die Verlustabweichung zu Raumtemperatur für verschiedene Frequenzen.

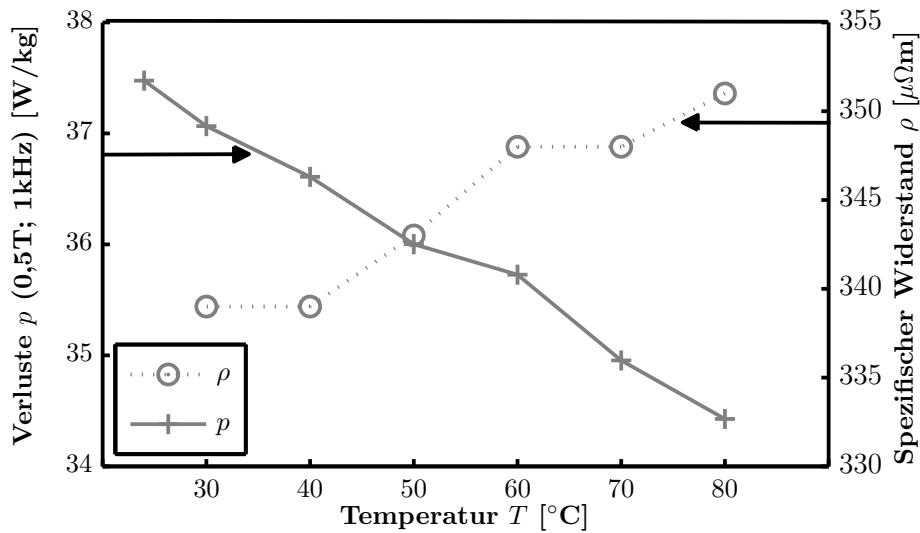


Abb. 4.8.: Eisenverluste und Spezifischer Widerstand in Abhängigkeit der Temperatur für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09].

4.2.3. Anpassen der Verlustmodelle an die Messdaten

Unter Einbeziehung der Ergebnisse zur Formfaktorauswertung werden die Messpunkte auf $B=1,5\text{T}$ begrenzt. Die maximale Frequenz wird auf $f=5\text{kHz}$ festgelegt. Da die untersuchten Pulververbundwerkstoffe ein unterschiedliches Verlustverhalten aufweisen, ist es bei einigen Werkstoffen notwendig einige Messungen im Grenzbereich ($B=1,5\text{T}$) auszuschließen. Aufgrund der großen Anzahl der Messpunkte, ist das für die Modellbildung zu vernachlässigen.

Wesentlich für eine Anpassung von Modellen an Datenpunkte ist die angewendete Fehlerminimierung. Bei den durchgeführten Verlustmodellanalysen wurde der Trust-Region Algorithmus gewählt, welcher die Summe der absoluten Fehler minimiert. Zur Erhöhung der Stabilität wird zusätzlich das Bisquare-Weights Verfahren gewählt. Vor der Summierung werden die Fehler dabei mit einem Gewichtungsfaktor multipliziert, um Ausreißer nicht überzugewichten.

Um eine Übergewichtung einzelner Frequenz- oder Induktionsbereiche zu vermeiden, wird die Messpunkteverteilung abhängig vom Fehleralgorithmus und dem Verlauf der Messpunkte gewählt. Für kleine Frequenzen, bis 50Hz werden die Messpunkte linear verteilt, da hier die Hystereseverlustanteile dominieren. Für das Bestimmen der dynamischen Koeffizienten werden die Messpunkte über der Frequenz wurzelförmig verteilt, da die gesamten Eisenverluste ungefähr quadratisch mit der Frequenz ansteigen. Über der Induktion wird auch eine wurzelförmige Messpunktverteilung gewählt. Die gesamten gemessenen Eisenverluste mit allen Messpunkten zeigt beispielhaft für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09] Abbildung 4.9.

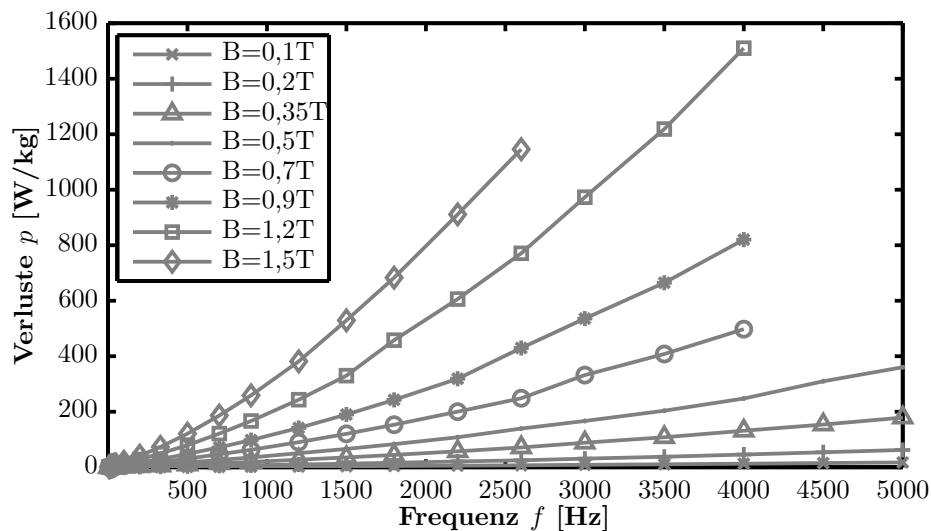


Abb. 4.9.: Gemessene Eisenverluste abhängig von Frequenz und Induktion für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09] für alle betrachteten Messpunkte.

Die Messpunkte werden in MATLAB eingelesen. Mit dem sogenannten surface fitting Tool, zum Anpassen von dreidimensionalen Funktionen an eine Messpunkteschar, werden die Koeffizienten ermittelt (vergleiche Kapitel 3.4). Da die Verlustanteile unterschiedlich von der Frequenz abhängen, werden die Koeffizienten iterativ in zwei Frequenzbereichen bestimmt. Dazu werden zuerst die Hystereseverlustkoeffizienten nur mit Messpunkten bis 50Hz festgelegt. Anschließend werden diese Werte als Startwerte festgesetzt und die dynamischen Verlustanteile werden unter Einbeziehung aller Frequenzen ermittelt. Nach neun Iterationsschritten ist das Ergebnis stabil. Schematisch ist das Vorgehen in Abbildung 4.10 dargestellt.

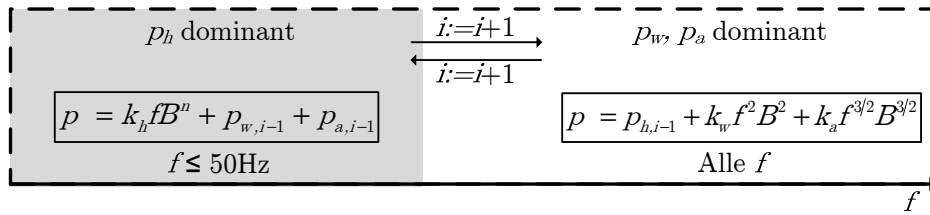


Abb. 4.10.: Iterationsprozess des Fittens zur Anpassung der Verlustmodelle an die Messpunkte. Hystereseverluste werden bei Frequenzen bis 50Hz ermittelt, zur Bestimmung der dynamischen Verluste werden alle Frequenzen verwendet.

5. Eisenverluste in Pulververbundwerkstoffen

5.1. Verluste in alternierend sinusförmigen B-Feldern

5.1.1. Modellierung der Eisenverluste

Empirische Modelle zur Beschreibung von Eisenverlusten werden bisher im wesentlichen zur Beschreibung der Eisenverluste in Elektroblechen im niedrigen Frequenzbereich bis 1kHz angewandt. Einige Autoren [Lef97, Guo06, Lan00] haben sich zwar mit der Anwendung empirischer Verlustmodelle auf Pulververbundwerkstoffe beschäftigt, allerdings sind die betrachteten Frequenzen sehr gering.

Im folgenden sollen die verschiedenen empirischen Verlustmodelle aus Kapitel 3.4 zur Eisenverlustbeschreibung in Pulververbundwerkstoffen bis 5kHz angewandt werden. Für alle Frequenzen und Induktionen sollen dabei gleiche Koeffizienten gelten. Die verschiedenen Verlustmodelle werden beispielhaft auf den Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09] angewandt.

Die magnetischen Messungen werden im Ringkernmessverfahren mit einem Brockhaus MPG 200 [Bro11] durchgeführt. Der genaue Messaufbau ist in Kapitel 4.2.2 dargestellt. Abbildung 4.6 zeigt die verwendeten Messpunkte und Kapitel 4.2.3 stellt die Verteilung der Messpunkte dar und erläutert das Fitverfahren. Den genauen Iterationsprozess zeigt Abbildung 4.10.

Fehlerbetrachtung der bestehenden Verlustmodelle

Da der Algorismus zum Anpassen der Modelle an die Messpunkte auf der Minimierung des absoluten Fehlers beruht, zeigen die Abbildungen 5.1 und 5.2 die gemittelten absoluten Fehler über der Frequenz und der Induktion.

Das Modell nach Steinmetz ist in beiden Abbildungen nicht dargestellt, da es einen über alle Frequenzen und Induktionen gemittelten absoluten Fehler von über 30W/kg aufweist (vergleiche Tabelle 5.1). Dies liegt in der geringen Anzahl freier Variabler. Das Steinmetz Modell scheidet damit aus den weiteren Betrachtungen aus.

Für das Bertotti Modell wird ein Anomalieverlustkoeffizient von nahezu Null ausgerechnet, woraus der Anomalieverlustterm zu Null wird. Somit werden nach dem Bertotti Modell diesselben Eisenverluste und damit auch dieselben Fehler wie nach dem Jordan

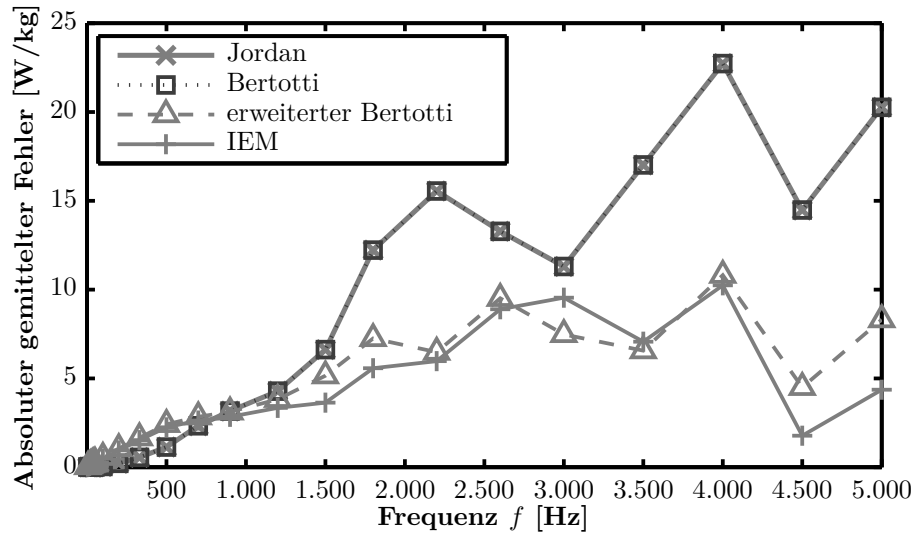


Abb. 5.1.: Über alle Induktionen gemittelter absoluter Fehler aufgetragen über der Frequenz. Dargestellt sind die Modelle Jordan (3.24), Bertotti (3.25), Bertotti erweitert (3.26) und IEM (3.27).

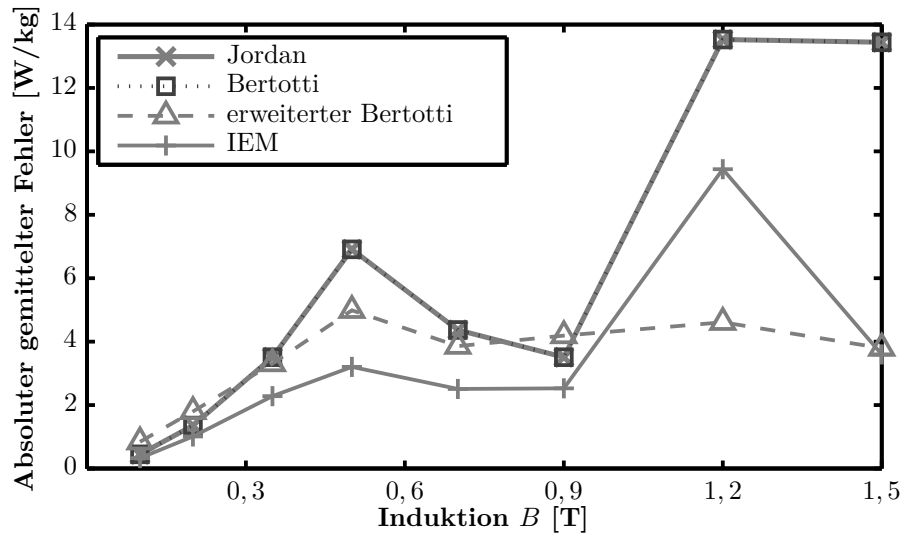


Abb. 5.2.: Über alle Frequenzen gemittelter absoluter Fehler aufgetragen über der Induktion. Dargestellt sind die Modelle Jordan (3.24), Bertotti (3.25), Bertotti erweitert (3.26) und IEM (3.27).

Modell berechnet. Deshalb verläuft der absolute Fehler der Modelle Jordan (3.24) und Bertotti (3.25) über der Induktion und Frequenz genau gleich. Das mit dem Bertotti Modell keine Anomalieverluste berechnet werden bedeutet nicht, dass keine Anomalieverluste vorhanden sind. Mit dem klassischen Bertottimodell können Anomalieverluste nur nicht von den Wirbelstromverlusten getrennt werden. Die empirischen Modelle erlauben nur eine Trennung in statische und dynamische Verluste. Zu diesem Schluss kommen auch verschiedene Autoren [Bog07, Gmy08, Ion08] bei der Verlustbetrachtung in Elektroblechen. Für die Verlusttrennung in Pulververbundwerkstoffen wird ein physikalisches Modell in Kapitel 5.1.3 eingeführt. Die hier betrachteten Verlustmodelle sind empirisch und sollen die Gesamteisenverluste mit möglichst geringen Fehlern beschreiben.

Aus Abbildung 5.1 geht hervor, dass das Jordan und das Bertotti Modell bis 500Hz die geringsten Fehler aufweisen. Allerdings steigen die absoluten Fehler über der Frequenz auf über 20W/kg. Das erweiterte Bertotti Modell und das IEM Modell weisen zwar im geringen Frequenzbereich höhere absolute Fehler als die Jordan und Bertotti Modelle auf, steigen aber über der Frequenz nur auf knapp über 10W/kg an. Somit beschreiben sowohl der erweiterte Bertotti als auch das IEM Modell die Gesamteisenverlusten in weiten Frequenzbereichen am genauesten.

Auch über der Induktion, dargestellt in Abbildung 5.2, weisen das IEM und das erweiterte Bertotti Modell die geringsten absoluten Fehler auf. Der absolute Fehler des klassischen Bertotti Modells hingegen steigt gerade bei hohen Induktionen an. Wie schon in Kapitel 3.3 beschrieben, liegt dies am Anomalieverlustterm. In späteren Veröffentlichungen wird von Bertotti et.al. [Ber92] eine B -Abhängigkeit des Anomalieverlustkoeffizienten vorgeschlagen um die starke Zunahme in den Verlusten bei hohen Induktionen besser zu beschreiben. Dies wurde im erweiterten Bertotti Modell umgesetzt, der Exponent der Induktion a_3 ist hier frei gelassen.

Die bisher betrachteten absoluten Fehler wurden über die Frequenz oder Induktion gemittelt. Für einen besseren Vergleich stellen die Abbildungen 5.3 und 5.4 die absoluten Fehler des Bertotti und des erweiterten Bertotti Modells in Abhängigkeit sowohl der Frequenz als auch der Induktion dar.

Beide Modelle zeigen bei kleinen Frequenzen und Induktionen absolute Fehler kleiner als 5W/kg. Bei hohen Induktionen jedoch steigen die Fehler des Bertotti Modells mit Werten über 50W/kg doppelt so hoch wie die des erweiterten Bertotti Modells.

Für alle bisherigen betrachteten Modelle treten somit die größten absoluten Fehler bei hohen Induktionen und hohen Frequenzen auf, hier ergeben sich jedoch auch die größten Messwerte. Um zu bewerten, an welcher Stelle die Abweichungen von den gemessenen Werten relativ am größten sind, wird im folgenden der relative Fehler $Fehler_{rel,i}$ eingeführt. Er berechnet sich aus dem Quotienten des absoluten Fehlers

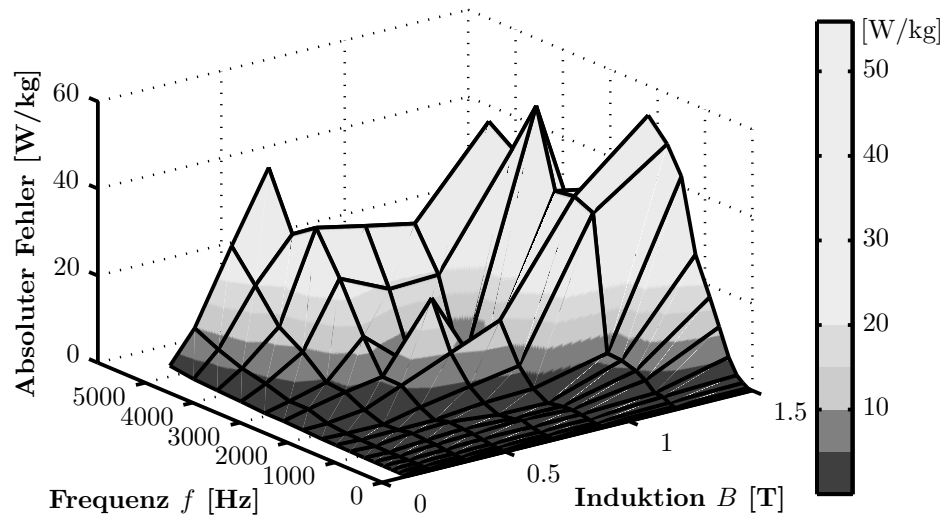


Abb. 5.3.: Absoluter Fehler für das Bertotti Modell (Gleichung (3.25)) über der Frequenz und Induktion.

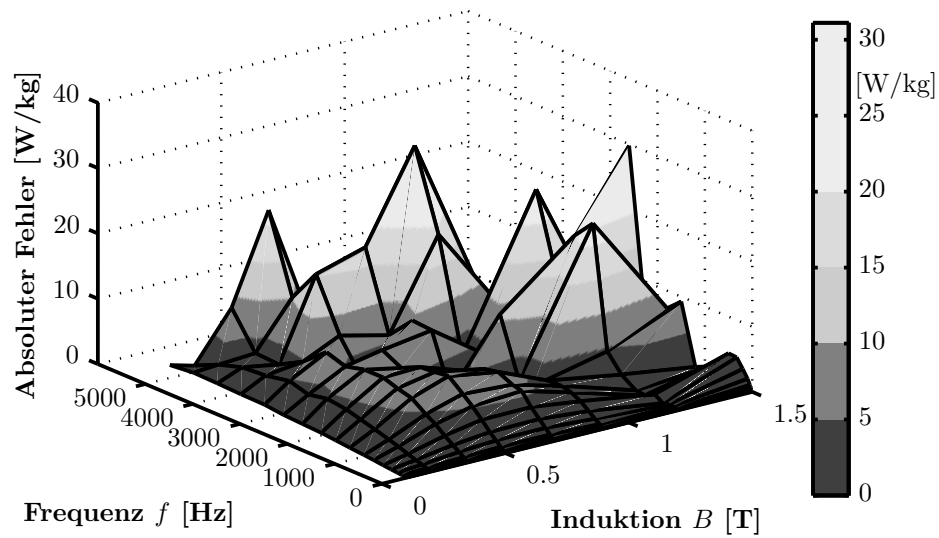


Abb. 5.4.: Absoluter Fehler für das erweiterte Bertotti Modell (Gleichung (3.26)) über der Frequenz und Induktion.

und des Messwerts $\hat{y}_i$ und wird in Prozent angegeben:

$$Fehler_{rel,i} = \frac{|y_i - \hat{y}_i|}{\hat{y}_i} \cdot 100 \quad (5.1)$$

mit dem modellierten Wert y_i . Damit ist der relative Fehler ein Maß um die prozentuale Abweichung eines modellierten Wertes gegenüber dem Messwert darzustellen. Bei der Betrachtung des relativen Fehlers muss beachtet werden, dass dieser bei der Anpassung der Messpunkte an die Kurve nicht das Minimumkriterium darstellt. Wie bereits in Kapitel 4.2.3 beschrieben, minimiert der verwendete Trust-Region Algorithmus die Summe der absoluten Fehler.

Die Abbildungen 5.5 und 5.6 zeigen die relativen Fehler für alle betrachteten Modelle als Mittelwert über alle Frequenzen bzw. Induktionen dargestellt. Auffällig bei allen Modellen sind die hohen relativen Fehler bei kleinen Induktionen. Gerade bei kleinen Induktionen und Frequenzen, bei denen sich absolute Fehler kleiner als 5W/kg ergeben, entstehen die größten relativen Fehler, da hier die Messwerte sehr klein sind. Je größer die Messwerte mit zunehmender Frequenz und Induktion werden, desto kleiner wird der relative Fehler.

Die Modelle Bertotti erweitert und IEM weisen im Vergleich mit dem klassischen Bertotti und dem Jordan Modell sowohl über der Induktion als auch über der Frequenz sehr große relative Fehler auf. Über der Induktion sind die relativen Fehler des Bertotti und des Jordan Modells in allen Punkten gleich oder besser. Bei der Darstellung ist zu beachten, dass die Werte für alle Frequenzen bzw. Induktionen gemittelt werden. Bei großen Frequenzen zeigt über alle Induktionen das erweiterte Bertotti Modell die geringsten relativen Fehler. Wenn eine möglichst kleine relative Abweichung vom Messwert gewünscht wird oder die kleinen Frequenzen und Induktionen mit großer Genauigkeit beschrieben werden sollen, zeigen der klassische Bertotti und das Jordan Modell die besten Ergebnisse.

Im betrachteten Einsatzfall sollen die Verluste jedoch in weiten Frequenz- und Induktionsbereichen möglichst genau vorhergesagt werden. Somit beschreiben das erweiterte Bertotti Modell und das IEM Modell die Messwerte am Genauesten, da diese Modelle die geringsten absoluten Fehler aufweisen.

Anpassung der Verlustmodelle

Da die betrachteten Modelle die Eisenverluste empirisch beschreiben und keine Verlusttrennung nötig ist, kann eine Anpassung der Gleichungen vorgenommen werden, um bessere Ergebnisse zu erzielen. Die Modelle erweiterter Bertotti und IEM werden im folgenden variiert. Beide Modelle haben einen festgelegten Exponenten der Hystereseverluste von $n=2$. Da der Exponent beim klassischen Bertottimodell eine freie Variable ist und Werte kleiner 2 ergibt, wird der Hystereseverlustterm der Modelle im

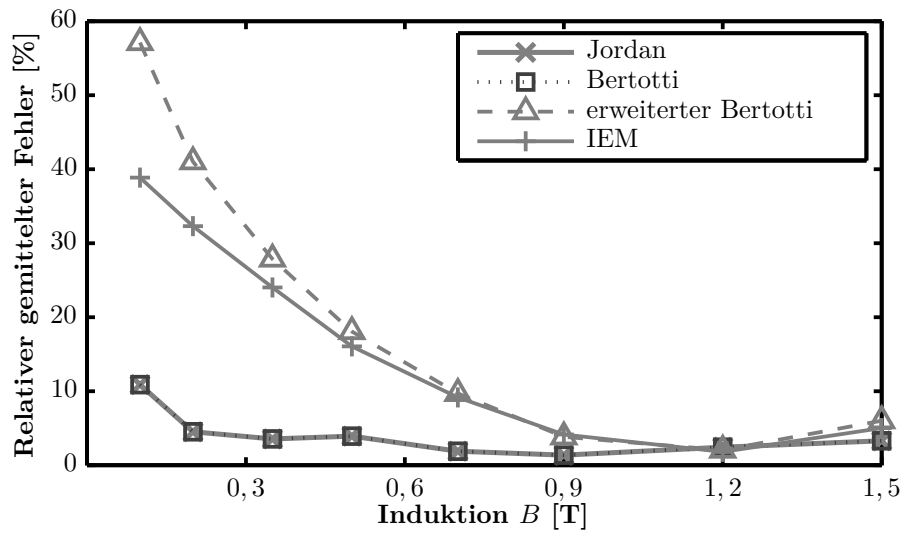


Abb. 5.5.: Relativer Fehler über der Frequenz für jeweils alle Induktionen gemittelt. Dargestellt sind die Modelle nach Jordan (3.24), Bertotti (3.25), Bertotti erweitert (3.26) und IEM (3.27).

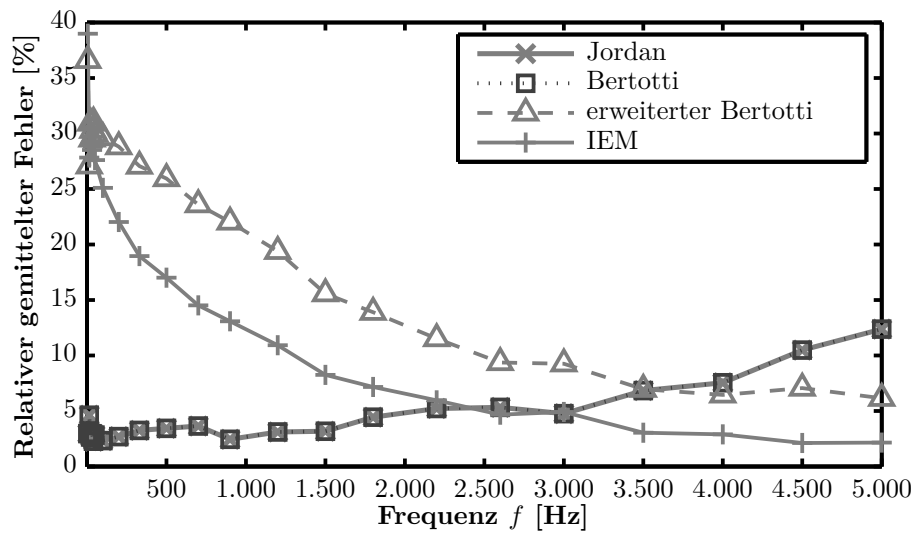


Abb. 5.6.: Relativer Fehler über der Induktion für jeweils alle Frequenzen gemittelt. Dargestellt sind die Modelle nach Jordan (3.24), Bertotti (3.25), Bertotti erweitert (3.26) und IEM (3.27).

folgenden angepasst. Folgende Gleichung ergibt sich damit aus Gleichung (3.26):

$$\text{Modifizierter erweiterter Bertotti: } p = a_2 f \hat{B}^n + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3} \quad (5.2)$$

Beim IEM Modell (3.27) wurde außerdem der zusätzlich eingefügte Term verändert:

$$\text{Modifiziertes IEM: } p = a_2 \hat{B}^n f + a_1 \hat{B}^2 f^2 + a_5 \hat{B}^{1,5} f^{1,5} + a_3 \hat{B}^{a_4} f^2 \quad (5.3)$$

In den Abbildungen 5.7 und 5.8 sind die absoluten Fehler der beiden angepassten Modelle im Vergleich mit den unveränderten Modellen und dem klassischen Bertotti Modell über der Frequenz und Induktion dargestellt.

Sowohl der modifizierte erweiterte Bertotti als auch das modifizierte IEM Modell zeigen damit geringere absolute Fehler als der klassische Bertotti und als die alten Modelle mit einem festgelegten Exponenten in den Hystereseverlusten von 2. Gerade bei kleinen Frequenzen zeigen die veränderten Modelle geringere Fehler, da der Hystereseverlustanteil mit den modifizierten Modellen besser beschrieben wird. Der Hystereseeexponent n wird dabei in allen Modellen zu 1,69 bestimmt, womit sich mit einem auch bei allen Modellen ähnlichen Hysteresekoeffizienten vergleichbare Hystereseverlustanteile ergeben.

Auch die kleinen Induktionen werden mit beiden modifizierten Modellen besser beschrieben, als mit den unveränderten IEM und erweitertem Bertotti Modell. Dies resultiert auch in kleineren relativen Fehlern. Tabelle 5.1 zeigt zusammenfassend alle untersuchten Modelle mit den jeweiligen absoluten und relativen Fehlern gemittelt über alle Frequenzen und Induktionen. Es zeigt sich, dass die Änderung des Exponenten der Hystereseverluste im erweiterten Bertotti Modell den gemittelten absoluten Fehler zwar nur um 1W/kg senkt, der gemittelte relative Fehler sinkt jedoch von 22% auf 3%.

Bei gleichem gemitteltem absolutem Fehler von 2W/kg besitzt das modifizierte erweiterte Bertotti Modell eine geringere Anzahl freier Variabler. Deshalb wird im folgenden das modifizierte erweiterte Bertotti Modell zur Beschreibung der Eisenverluste in Pulververbundwerkstoffen verwendet.

Abschließend stellt Abbildung 5.9 die absoluten Fehler für das modifizierte erweiterte Bertotti Modell über der Frequenz und der Induktion dar. Im Gegensatz zu den in Abbildung 5.4 dargestellten absoluten Verlusten des erweiterten Bertotti Modells werden bei dem modifizierten Modell bei mittleren Frequenzen und kleinen Induktionen die Verluste besser beschrieben.

Die Koeffizienten des modifizierten erweiterten Bertotti Modells für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P sind in Tabelle 5.2 angegeben.

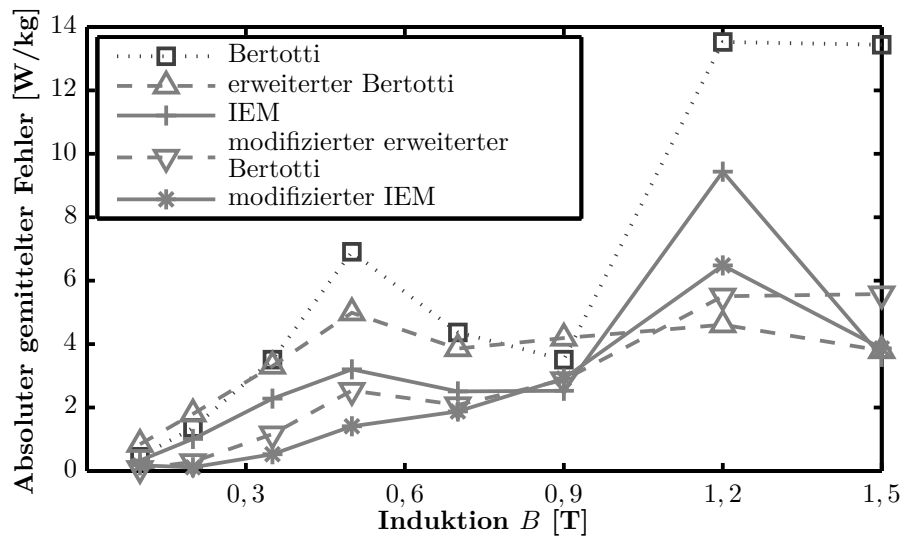


Abb. 5.7.: Über alle Induktionen gemittelter absoluter Fehler aufgetragen über der Frequenz. Dargestellt sind die Modelle Bertotti (3.25), Bertotti erweitert (3.26), modifizierter Bertotti erweitert (5.2), IEM (3.27) und modifizierter IEM (5.3).

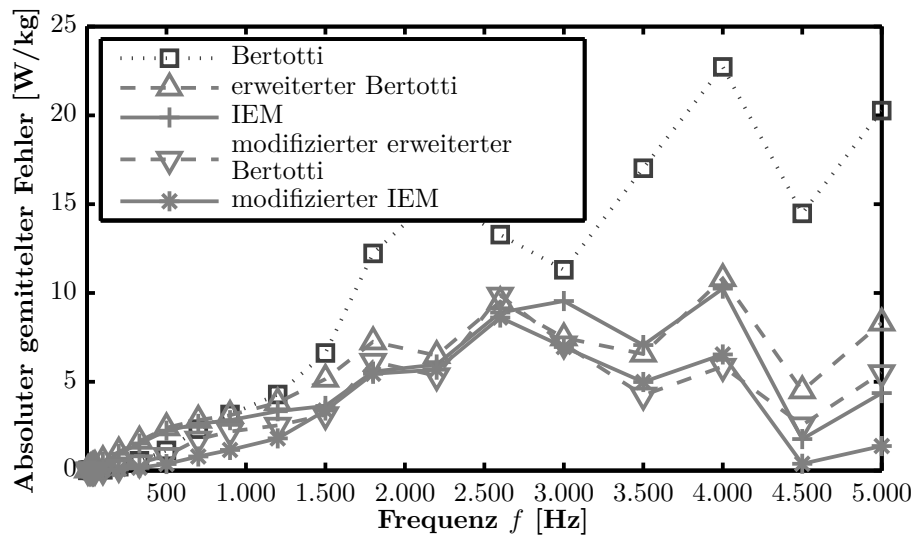


Abb. 5.8.: Über alle Frequenzen gemittelter absoluter Fehler aufgetragen über der Induktion. Dargestellt sind die Modelle Bertotti (3.25), Bertotti erweitert (3.26), modifizierter Bertotti erweitert (5.2), IEM (3.27) und modifizierter IEM (5.3).

Tab. 5.1.: Vergleich der über alle Frequenzen und Induktionen gemittelten Fehler und der Anzahl freier Variabler der betrachteten Eisenverlustmodelle.

Modell	Gleichung	Anzahl freier Variabler	Absoluter Fehler [W/kg]	Relativer Fehler [%]
Steinmetz	$p = k_h f \hat{B}^n$	2	32	20
Jordan	$p = k_h f \hat{B}^2 + k_w f^2 \hat{B}^2$	3	6	4
Bertotti	$p = k_h f \hat{B}^n + k_w f^2 \hat{B}^2 + k_a f^{1.5} \hat{B}^{1.5}$	4	6	4
Bertotti erweitert	$p = a_2 f \hat{B}^2 + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3}$	4	3	22
IEM	$p = \hat{B}^2 f (a_2 + a_1 f (1 + a_3 \hat{B}^{a_4})) + a_5 f^{1.5} \hat{B}^{1.5}$	5	3	17
Modifizierter Bertotti erweitert	$p = a_2 f \hat{B}^n + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3}$	5	2	3
Modifizierter IEM	$p = a_2 \hat{B}^n f + a_1 \hat{B}^2 f^2 + a_5 \hat{B}^{1.5} f^{1.5} + a_3 \hat{B}^{a_4} f^2$	6	2	3

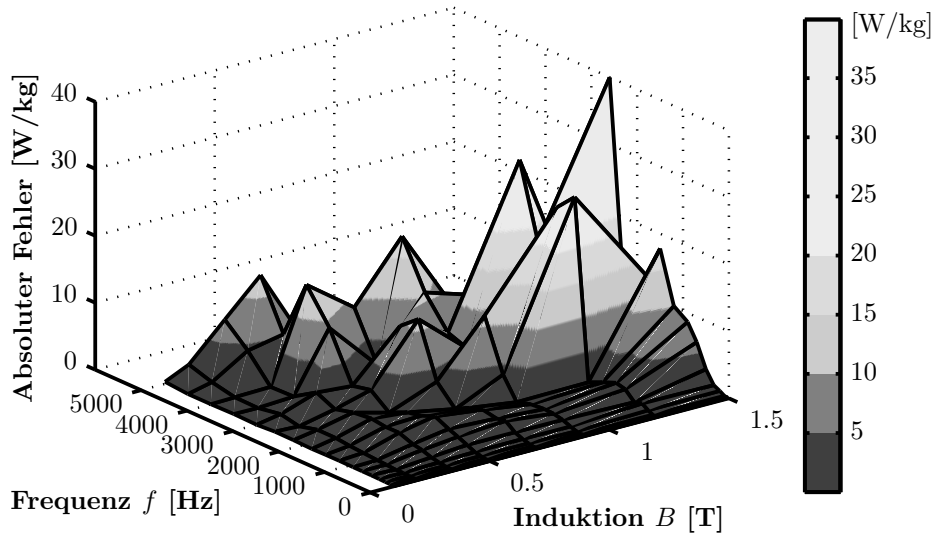


Abb. 5.9.: Absoluter Fehler für das modifizierte erweiterte Bertotti Modell (Gleichung (5.2)) über der Frequenz und Induktion.

Tab. 5.2.: Koeffizienten des modifizierten erweiterten Bertotti Modells nach Gleichung (5.2) für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P für Frequenzen bis 5kHz und Induktionen bis 1,5T.

Koeffizienten ^a	Ermittelte Werte Somaloy 700HR-3P ^b
a_2	0,0925992429
n	1,6901096613
a_1	0,0000313145
a_4	0,0000103974
a_3	0,9441420319

^a $p = a_2 f \hat{B}^n + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3}$. ^b $0 \leq f \leq 5\text{kHz}$ und $0 \leq B \leq 1,5\text{T}$.

5.1.2. Einfluss des Skineffekts bei hohen Frequenzen

Bei hohen Frequenzen wird die Eindringtiefe des B -Feldes in den weichmagnetischen Werkstoff vermindert. Dies wird als Skineffekt bezeichnet und durch einen Faktor F_{Sk} berücksichtigt [Kel10, Lam64, Gys99]:

$$p_{w,Sk} = F_{Sk} \cdot p_w = \left(\frac{3 \sinh \gamma - \sin \gamma}{\gamma \cosh \gamma - \cos \gamma} \right) \cdot p_w \quad (5.4)$$

Dabei berechnet sich γ als Quotient aus der Dicke der Blechlamellen h zu der Eindringtiefe δ :

$$\gamma = \frac{h}{\delta} \quad (5.5)$$

mit der Eindringtiefe

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\pi f \sigma \mu_0 \mu_r}} \quad (5.6)$$

Wie in Kapitel 3.2 ausgeführt wurde, teilen sich die Wirbelstromverluste in Pulververbundwerkstoffen in globale und Partikelwirbelstromverluste auf. Deshalb sind hier sowohl die verminderte Eindringtiefe des B -Feldes auf die gesamte Probe (Globaler Skineffekt) als auch auf die einzelnen Partikel (Partikelskineffekt) zu berücksichtigen.

Globaler Skineffekt

Zur Abschätzung des Einflusses des globalen Skineffektes wird zuerst die Eindringtiefe des B -Feldes in die Probe nach Gleichung (5.6) berechnet. Die Probendicke ist mit 5mm für alle untersuchten Proben konstant. Die Eindringtiefe ist weiterhin abhängig von der Permeabilität und dem spezifischen Widerstand, bzw. der Leitfähigkeit des

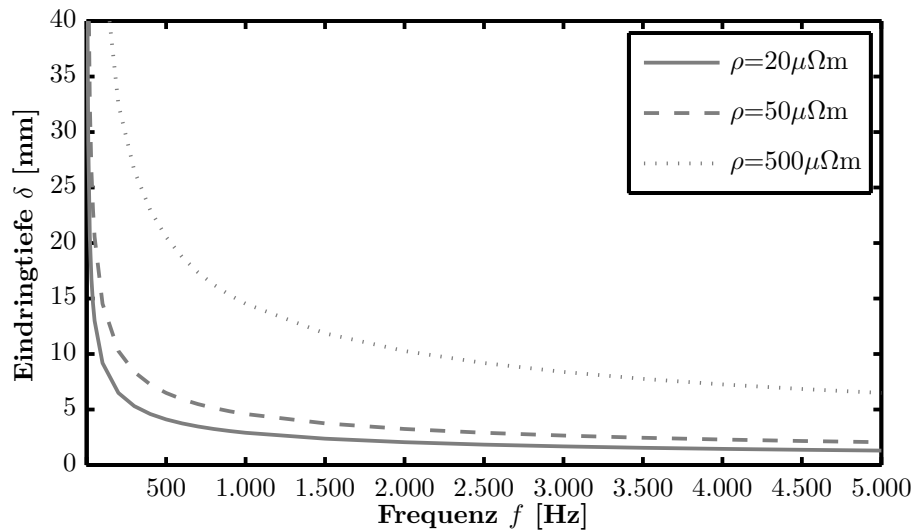


Abb. 5.10.: Eindringtiefe des B -Feldes in die Probe mit einer Dicke von $h=5\text{mm}$ und einer relativen Permeabilität von $\mu_r=600$ für verschiedene spezifische Widerstände.

Werkstoffes. Deshalb zeigen die Abbildungen 5.10 und 5.11 die Eindringtiefe mit variierten Widerständen und mit variierten relativen Permeabilitäten über der Frequenz. Aus Abbildung 5.10 geht hervor, dass die Eindringtiefe mit dem spezifischen Widerstand sinkt.

Der spezifische Widerstand ändert sich sowohl in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszustände (vergleiche Kapitel 7.2.1) als auch in Abhängigkeit der verschiedenen Beschichtungssysteme (vergleiche Kapitel 6.2). Bei einem spezifischen Widerstand von $20\mu\Omega\text{m}$ ist bei einer Probendicke von 5mm schon ab 300Hz ein Einfluss des Skineffekts zu berücksichtigen.

In Abbildung 5.11 werden die relativen Permeabilitäten bei einem konstanten spezifischen Widerstand von $\rho=100\mu\Omega\text{m}$ variiert. Mit steigender Permeabilität vermindert sich die Eindringtiefe. Die kritische Eindringtiefe ist bei einer Permeabilität von $\mu_r=800$ schon bei einer Frequenz von 1200Hz unterschritten.

Bei dem in dieser Arbeit in den Kapiteln 5.1.1, 5.1.3 und 7 untersuchtem Werkstoff Somaloy 700HR-3P mit einem spezifischen Widerstand von $400\mu\Omega\text{m}$ und einer Permeabilität von $\mu=800$ ist bei einer Probendicke von 5mm eine vollständige Durchdringung der Probe auch bei 5kHz gegeben. Der mit der Eindringtiefe berechnete globale Skineffekt nach Gleichung (5.4) beträgt demnach weniger als $0,1\%$.

Da sowohl die Permeabilität als auch der spezifische Widerstand der in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe stark variieren, ist je nach Werkstoff ein Einfluss der

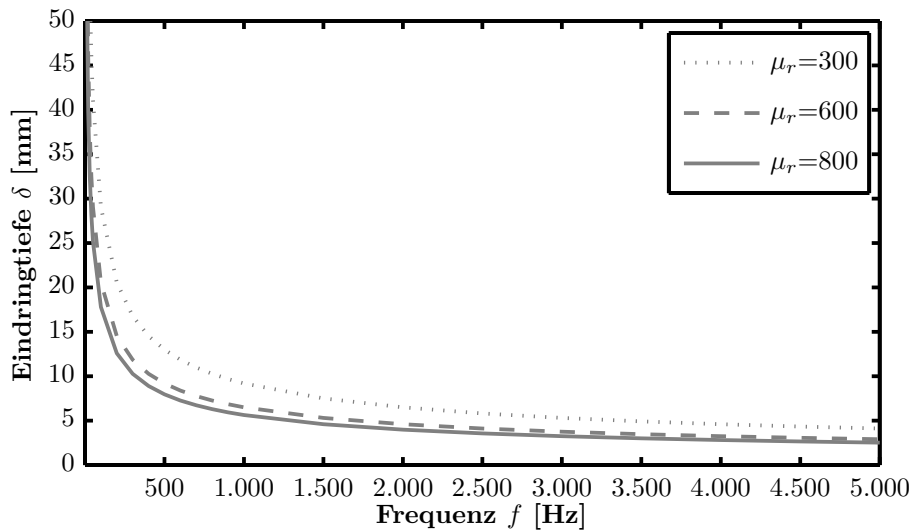


Abb. 5.11.: Eindringtiefe des B -Feldes in die Probe mit einer Dicke von $h=5\text{mm}$ und einem spezifischen Widerstand von $\rho=100\mu\Omega\text{m}$ für verschiedene relative Permeabilitäten.

verminderten Eindringtiefe des B -Feldes in die Probe zu beachten.

Partikelskineffekt

In einem Werkstoff aus gegeneinander isolierten Partikeln wird die Eindringtiefe des B -Feldes an den Partikelgrenzen vermindert. Vereinfachend soll hier angenommen werden, dass sich Wirbelströme in Pulverpartikeln ähnlich wie in Elektroblechen der gleichen Dicke ausbreiten. Dies ist zwar aufgrund der verschiedenen Pulverpartikelgrößen und -geometrien nicht richtig, soll für eine Abschätzung aber ausreichend sein. Bei der Berechnung des Partikelskineffekts werden einige Annahmen getroffen:

- Die ungleichmäßige Partikelgeometrie wird vernachlässigt.
- Der spezifische Widerstand der Eisenpartikel kann nicht gemessen werden und wird deshalb als konstant angenommen (Reines Eisen $1,25 \cdot 10^{-7} \Omega\text{m}$).
- Die Permeabilität der Eisenpartikel kann nicht gemessen werden und wird ebenfalls als konstant angenommen.
- Es wird mit der gegebenen Partikelgrößenverteilung gerechnet. Die effektive für die B -Felder wirksame Partikelgröße aufgrund angegriffener Partikelisolierungen ist nicht bekannt.

Abbildung 5.12 zeigt die Eindringtiefe des B -Feldes in Abhängigkeit der Frequenz. Die Berechnungen wurden für zwei relative Permeabilitäten durchgeführt, da die einzelnen Partikel eine an Reineisen heranreichende höhere Permeabilität aufweisen als die an der

Probe über die Partikelgrenzen hinweg gemessene Permeabilität. In Abbildung 5.12 wird angenommen, dass die Permeabilität der Partikel zwischen 500 und 1000 liegt.

Bei einer Frequenz von 5kHz ergibt sich nur noch eine Eindringtiefe von 70 bis 100 μm . Abhängig von der Partikelgrößenverteilung ist die Eindringtiefe in die Partikel somit vermindert. Nur bei Verteilungen mit ausschließlich kleinen Partikeln ist ein Partikelskineffekt vernachlässigbar.

Die Partikelgrößenverteilung des in dieser Arbeit in den Kapiteln 5.1.1, 5.1.3 und 7 untersuchten Werkstoffes Somaloy 700HR-3P ist bekannt und in Tabelle 7.1 dargestellt. Über die Hälfte der Partikel sind größer als 150 μm und damit größer als die berechnete Eindringtiefe des B -Feldes. Ein Einfluss des Partikelskineffekt ist somit vorhanden.

Der mit Gleichung (5.4) berechnete Skineffektfaktor sinkt mit steigender Permeabilität und steigender Frequenz. Bei 5kHz liegt der Faktor abhängig von der Permeabilität zwischen 0,86 und 0,96.

Einbindung des Skineffektfaktors in das Verlustmodell

Zur Einbindung des Skineffektfaktors auf die Eisenverluste wurde das modifizierte erweiterte Bertotti Verlustmodell (siehe Gleichung (5.2)) gewählt. Abbildung 5.13 zeigt den relativen Fehler der berechneten Verluste mit und ohne Einbeziehung des Partikelskineffekts über der Frequenz. Der globale Skineffekt wurde nicht eingebunden, da der Einfluss auf das Somaloy 700HR-3P Material als vernachlässigbar berechnet wurde.

Der relative Fehler bei Einbeziehung aller Messwerte steigt aufgrund der Messwertverteilung über der Frequenz an. Da der Fehler über alle Induktionen gemittelt wird und bei hohen Frequenzen die hohen Induktionen nicht mehr gemessen werden können, stehen im hohen Frequenzbereich weniger Messwerte zur Verfügung. Damit wird der gemittelte Fehler bei großen Frequenzen größer. Um für alle Frequenzen die gleiche Anzahl an Wertepunkten zu betrachten, wurde in Abbildung 5.13 die Induktionen von 1,5T aus der Betrachtung herausgelassen und die Frequenz auf 4kHz begrenzt.

Bei gleicher Anzahl der Wertepunkte ist der Fehler für das Modell ohne Einbeziehung des Skineffekts über der Frequenz im Mittel konstant bei einem Fehler von 3%. Eine Einbindung des Skineffekts mit verschiedenen angenommenen Permeabilitäten in den Eisenpartikeln bringt dem Verlustmodell keine Verbesserung im betrachteten Frequenzbereich bis 4kHz.

Gleichung (5.4) mit Einbindung des Skineffekts zeigt, dass der Skineffekt lediglich ein vorgegebener Faktor vor den Wirbelstromverlusten ist. Da die Verlustmodellbetrachtung nach (5.2) analytisch stattfindet, werden bei der Anpassung der Kurve an die Messwerte die Effekte durch den Skineffekt schon eingebunden. Eine Einbindung des Skineffektfaktors auf ein analytisches Modell ist nicht sinnvoll.

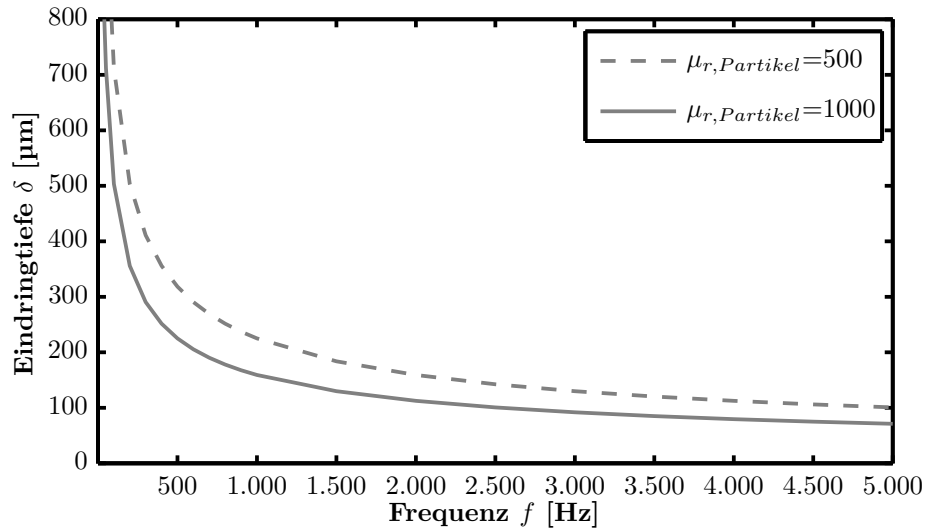


Abb. 5.12.: Eindringtiefe des B -Feldes in die Partikel für Permeabilitäten innerhalb der Partikel zwischen 500 bis 1000. Der spezifische Widerstand der Eisenpartikel wurde mit $1,25 \cdot 10^{-7} \Omega\text{m}$ angenommen.

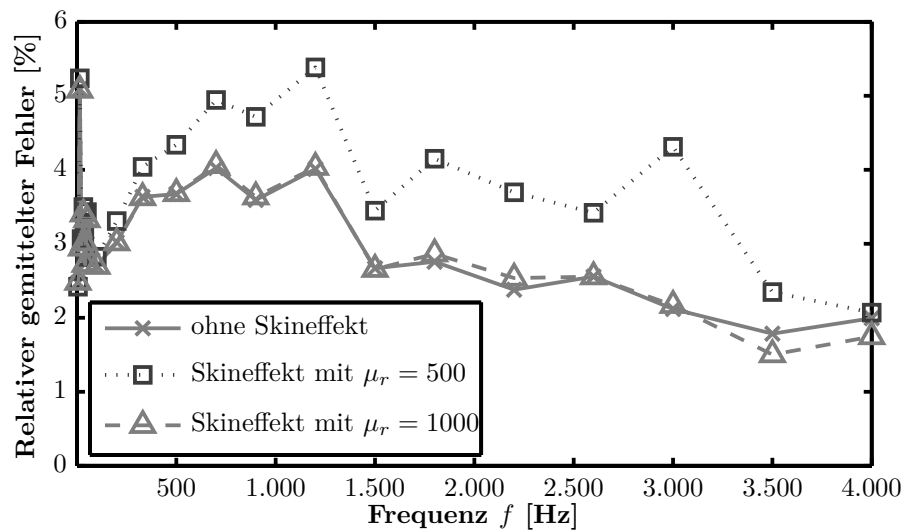


Abb. 5.13.: Relativer Fehler über der Frequenz bei Einbindung des Skineffekts in das modifizierte erweiterte Bertotti Modell (siehe Gleichung (5.2)) mit verschiedenen angenommenen Permeabilitäten der Eisenpartikel. Um für alle Wertepaare eine gleiche Anzahl an Messpunkten zu haben, wurden die Induktionswerte auf maximal 1,2T und die Frequenzwerte auf 4kHz begrenzt.

5.1.3. Trennung der Eisenverluste

Zur Verlusttrennung kann die vorhergehende Beschreibung der Gesamteisenverluste nach Gleichung (5.2) nicht angewendet werden, da diese Gleichung nur eine analytische Beschreibung der Verluste zulässt. Um die Verluste in die einzelnen Anteile zu trennen, wurde das folgende Verfahren dargestellt in Abbildung 5.14 angewendet.

Physikalische Verlusttrennung in Pulververbundwerkstoffen

Die Hystereseverluste bilden den statischen Anteil an den Gesamteisenverlusten. Es wird das Verlusttrennungsmodell nach Jordan (3.24) angewandt, um den statischen Anteil und damit die Hystereseverluste zu bestimmen. Das Modell nach Jordan wurde dabei gewählt, da dieses von vornherein nur in statische und dynamische Anteile trennt und keinen weiteren Term aufweist.

Um die Wirbelstromverluste zu bestimmen werden nun die Partikelwirbelstromverluste, abhängig von der Partikelgröße, nach Gleichung (3.16) berechnet. Für den spezifischen Widerstand wird dabei für alle untersuchten Werkstoffe der Widerstand von Eisen eingesetzt ($1,25 \cdot 10^{-7} \Omega \text{m}$). Dies ist jedoch nur eine Näherung, da der Widerstand von Partikeln sich abhängig vom Wärmebehandlungszustand oder Pressdruck ändert. Bei gleicher Partikelgrößenverteilung ergibt sich mit der Annahme gleicher Widerstände somit selbst bei unterschiedlicher Wärmebehandlung immer der gleiche Partikelwirbelstromverlust.

Anschließend erfolgt die Berechnung der globalen Wirbelströme, abhängig vom spezifischen Widerstand des Gesamtwerkstoffes nach Gleichung (3.15). Beide Wirbelstromverlustanteile werden addiert und bilden so die Gesamtwirbelstromverluste in Pulververbundwerkstoffen. Die Differenz aus den Wirbelstromverlusten zu den dynamischen Verlusten ergeben die Anomalieverluste.

Berücksichtigung des Skineffekts

Das Verfahren zur Berechnung der Eisenverluste nach Abbildung 5.14 setzt eine wichtige Annahme voraus: Gleichung (3.17), die sowohl in die Berechnung der Partikelwirbelströme, als auch in die Berechnung der globalen Wirbelströme einfließt, ist nur gültig, wenn ein vollständiger magnetischer Fluss in der gesamten Probe vorliegt. Diese Voraussetzung ist aber nicht in allen Proben und bei allen Frequenzen erfüllt, wie Kapitel 5.1.2 zeigt. Sowohl der Globale, als auch der Partikelskineffekt vermindern bei unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen (und damit unterschiedlichen Permeabilitäten und Widerständen) im betrachteten Frequenzbereich die Eindringtiefe des B -Feldes.

Um die Gültigkeit der Berechnung der globalen Wirbelstromverluste nach Gleichung (3.15) zu überprüfen, werden die Berechnungen zum globalen Wirbelstromverlust verschiedener Proben mit dem spezifischen Widerstand korreliert. Dazu zeigt Abbildung

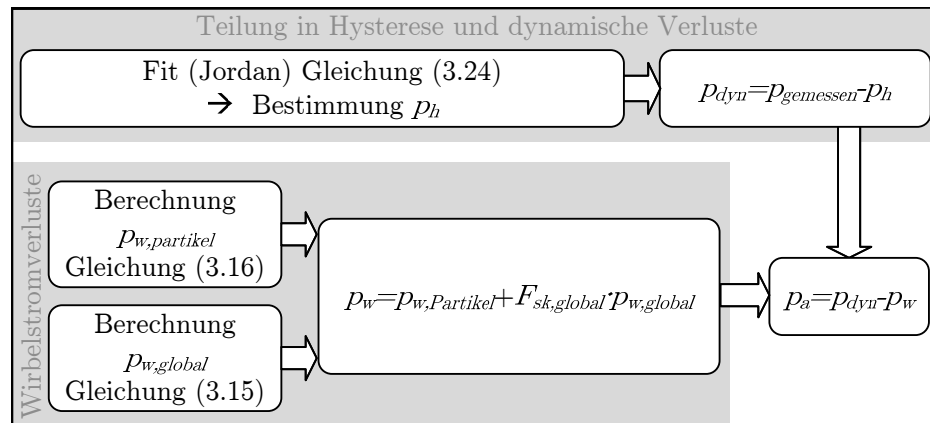


Abb. 5.14.: Schema zur physikalischen Verlusttrennung in Pulververbundwerkstoffen.

5.15 die dynamischen Verluste der Wärmebehandlungsserie aus Tabelle A.1, die mit dem Kehrwert des spezifischen Widerstand sinken. Die Kurve wird mit der Funktion $f(x) = a/x + b = 4879/x + 117,5$ beschrieben. Der zweite Term wird benötigt, weil nicht alle dynamischen Verlustanteile vom globalen spezifischen Widerstand abhängen. Die Partikelwirbelstromverluste hängen vom Widerstand der Partikel ab und auch die Anomalieverlustanteile sind nicht vom globalen spezifischen Widerstand abhängig. Abbildung 5.16 zeigt dieselben Messpunkte, die Punkte werden hier aber durch die berechneten globalen Wirbelstromverluste nach Gleichung (3.15) beschrieben. Die berechneten Werte werden hierbei mit dem zweiten Term aus der gefittenen Funktion addiert.

Der berechnete Kurvenverlauf stimmt in erster Näherung gut mit den Messpunkten überein. Allerdings sind gerade bei kleinen spezifischen Widerständen Abweichungen zu beobachten, die berechnete Kurve liegt leicht über den gemessenen Werten. Dies ist auf den Skineffekt zurückzuführen, der nach Abbildung 5.10 gerade bei kleinen Widerständen nicht mehr zu vernachlässigen ist. Der globale Skineffekt wird nach Gleichung (5.4) berechnet und als Faktor in die Berechnung der globalen Wirbelströme eingebunden. Gerade die Werkstoffe mit sehr kleinen Widerständen zeigen anschließend deutlich geringere Verluste, aber das Gesamtbild ändert sich dadurch nicht, da der berechnete globale Skineffekteinfluss insgesamt zu gering ist.

Auch für die Berechnung der globalen Wirbelstromverluste muss die Partikelstruktur des Werkstoffes berücksichtigt werden. Bei geringen spezifischen Widerständen entstehen zerstörte Partikelisolierungen, die zu Partikelkonglomeraten führen. Diese vergrößern die Partikelgröße und erhöhen somit den Einfluss des Skineffekts. Eine Einbindung des Partikelskineffekts ist jedoch nicht möglich, da die Partikelgröße, in der die Wirbelströme wirken, nicht bekannt ist.

Mit Abbildung 5.16 wurde die Genauigkeit zur Berechnung der globalen Wirbel-

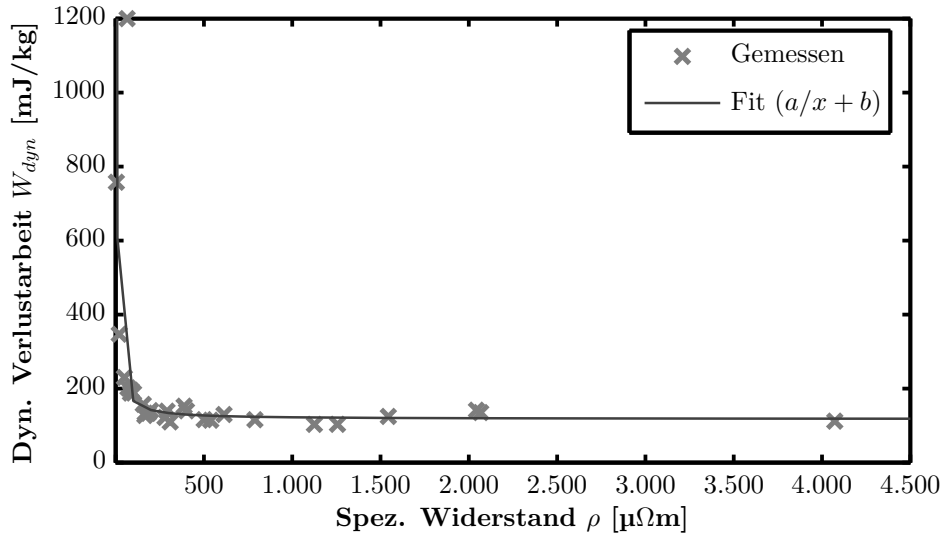


Abb. 5.15.: Dynamische Verluste über dem spezifischer Widerstand beschrieben durch die Funktion $f(x)=a/x + b=4879/x+117,5$. Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt.

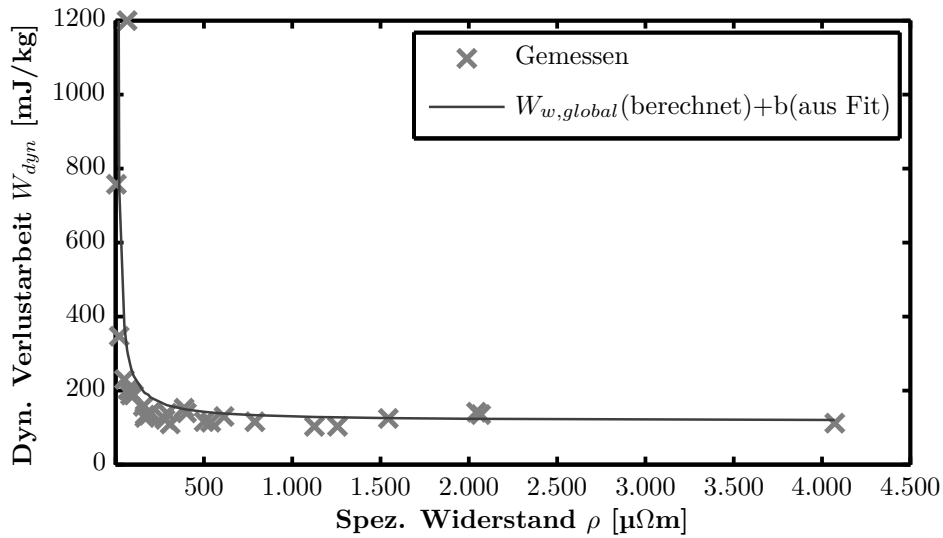


Abb. 5.16.: Dynamische Verluste über dem spezifischen Widerstand mit den berechneten globalen Wirbelströmen+ b aus dem Fit (Gleichung (3.15)). Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt.

stromverluste aufgezeigt. Die Berechnung der Partikelwirbelstromverluste kann nicht anhand des spezifischen Widerstandes überprüft werden, da dieser nicht gemessen werden kann und als konstant angenommen wird. Auch wenn eine Berücksichtigung des Partikelskineffekts anhand der berechneten Eindringtiefe in Abbildung 5.12 sinnvoll erscheint, sind in Kapitel 5.1.2 die Annahmen zur Berechnung des Partikelskineffekts aufgeführt. Da vor allem die effektive für die Wirbelströme wirksame Partikelgröße nicht bekannt ist, wird auf eine Einbindung des Partikelskineffekts als Faktor vor die Partikelwirbelstromverluste verzichtet.

Durchführung der Verlusttrennung

Für das Somaloy 700HR-3P Material ergibt sich die in Abbildung 5.17 gezeigte Trennung in globale und Partikelwirbelstromverluste. Damit machen die globalen Wirbelstromverluste bei 5kHz einen großen Anteil an den Gesamtverlusten aus. Um die Gesamtwirbelstromverluste zu senken, kann somit entweder die Partikelgröße verringert werden (vergleiche Kapitel 6.6), oder die Beschichtung kann verbessert werden, damit sich der spezifische Widerstand erhöht.

Die gezeigten Partikelwirbelstromverluste gelten für alle Werkstoffe die dieselbe Partikelgrößenverteilung aufweisen, also alle untersuchten Proben aus Kapitel 7. Jedoch unterscheiden sich die Proben in den globalen Wirbelstromverlusten.

Für das Somaloy 700HR-3P Material ergibt sich nach dem beschriebenen Verfahren eine Verlustaufteilung dargestellt in Abbildung 5.18. Einen sehr großen Verlustanteil, selbst bei hohen Frequenzen, machen die Hystereseverluste mit 93mJ/kg aus. Dies ist durch die innere Struktur des Materials bedingt. Durch den Pressvorgang werden innere Spannungen und Versetzungen in das Material eingebracht, die die Blochwandbewegung behindern und die Hystereseverluste erhöhen [Tag09, Hem06].

Von den dynamischen Verlusten bilden die gesamten Wirbelstromverluste den dominierenden Anteil, die Anomalieverluste sind gering.

Da die durchgeführte Verlustaufteilung in Pulververbundwerkstoffen im hohen Frequenzbereich stark von Skineffekt beeinflusst wird, wird im folgenden vor allem in Hysteresee- und dynamische Verluste getrennt.

5.1.4. Verlustaufteilung im Vergleich zu Elektroblechen

Da Pulververbundwerkstoffe beim Einsatz in elektrischen Traktionsantrieben vor allem mit Elektroblechen konkurrieren, werden die Verluste von Pulververbundwerkstoffen denen von Elektroblech verschiedener Dicken gegenüber gestellt. Die Eisenverluste in Elektroblechen wurden an quadratischen Einzeltafeln mit der Breite 150mm im Single Sheet Tester (SST) gemessen. Die Ergebnisse stellen jeweils Mittelwerte aus längs und quer zur Walzrichtung gemessenen Verlusten dar.

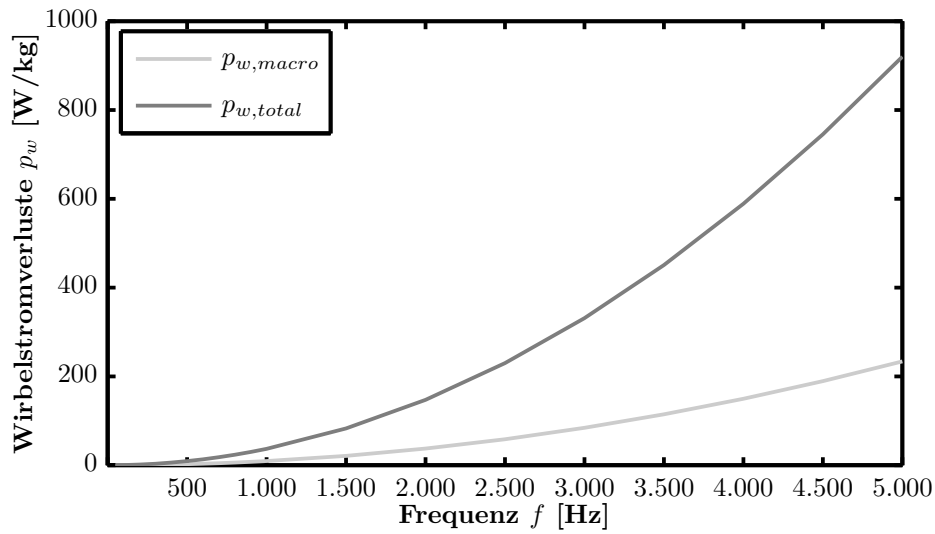


Abb. 5.17.: Berechnete globale Wirbelstromverluste (Gleichung (3.15)) und Partikelwirbelstromverluste (Gleichung (3.16)) für den Pulververbundwerkstoff Somaloy 700HR-3P bei einer konstanten Induktion von $B=1\text{T}$.

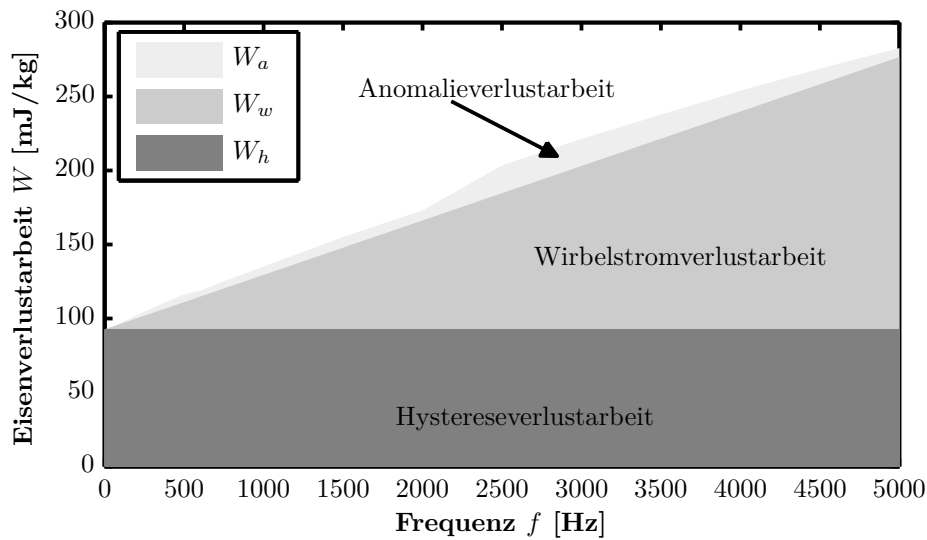


Abb. 5.18.: Trennung der Eisenverluste in Hysterese-, Wirbelstrom- und Anomalielverluste für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P nach Abbildung 5.14 für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$.

Beim Vergleich der magnetischen Messergebnisse zwischen Elektroblechen und Pulververbundwerkstoff ist zu beachten, dass hier die Ergebnisse zweier verschiedener magnetischer Messverfahren miteinander verglichen werden. Die Elektrobleche wurden im Single Sheet Tester vermessen, die Pulververbundwerkstoffe im Ringkernmessverfahren. Mthombeni et.al. [Mth03, Mth04] weist darauf hin, dass unterschiedliche Messverfahren zu unterschiedlichen Verlustergebnissen führen können.

Außerdem wurden die Elektrobleche an Tafeln vermessen, nicht an paketierte Blechpaketen. Bei dem Einsatz von Elektroblechen in elektrischen Motoren werden jedoch immer gestanzte und paketierte Blechpakete verwendet. Bearbeitungen verschlechtern die magnetischen Eigenschaften von Elektroblechen [Sch00a, Sch00b, Sch03, Sch76], sodass die Verluste im Einsatz höher ausfallen. Die Verluste des Pulververbundwerkstoffs hingegen, bilden die Eisenverluste im Einsatz relativ genau ab, da nach dem Verpressen keine weiteren Bearbeitungsschritte mehr nötig sind.

Deshalb ist Abbildung 5.19 nicht allgemeingültig, sondern stark abhängig, sowohl von der verwendeten Messmethode als auch vom Bearbeitungszustand der verwendeten Elektrobleche.

Abbildung 5.19 zeigt die Ummagnetisierungsverluste des Pulververbundwerkstoffs Somaloy 700HR-3P im Vergleich zu Elektroblechen verschiedener Dicken.

Es fällt auf, dass nur das Blech mit einer Dicke von 0,5mm höhere Verluste als der Pulververbundwerkstoff aufweist.

Bis zu einer Frequenz von ungefähr 1kHz weist der Pulververbundwerkstoff die höchsten Verluste selbst gegenüber dem Blech mit einer Dicke von 0,5mm auf. Dies lässt sich durch den erhöhten Anteil der Hystereseverluste erklären, die in diesem Frequenzbereich den Hauptanteil an den Verlusten ausmachen. In vorherigen Kapitel 5.1.3 wurde eine Verlusttrennung in Pulververbundwerkstoffen durchgeführt. Demgegenüber stellt Abbildung 5.20 die Verlustanteile in Elektroblechen dar. Zu sehen sind die hohen Anteile der Hystereseverluste in Pulververbundwerkstoffen im Vergleich zu allen Elektroblechen. Die Hystereseverluste in Pulververbundwerkstoffen sind sechs mal höher als in Elektroblechen. Dies ist durch die innere Struktur der Werkstoffe zu erklären. Pulververbundwerkstoffe haben ein sehr inhomogenes Gefüge mit vielen Partikelgrenzen. Diese behindern die Blochwandbewegung und führen zu einem Anstieg der Hystereseverluste. Elektrobleche hingegen sind durch ihre Wärmebehandlung auf ein homogenes Gefüge optimiert, um möglichst verlustarme Blochwandbewegungen zu realisieren. Dies führt zu geringen Hystereseverlusten.

Die dynamischen Verluste in Elektroblechen sinken wie erwartet mit sinkender Blechdicke. Im Vergleich mit dem Pulververbundwerkstoff weist das 0,35mm Elektroblech bei 4kHz ungefähr gleich hohe dynamische Verluste auf. Durch die hohen Hystereseverluste des Pulververbundwerkstoffs sind jedoch die Gesamtverluste des Pulververbundwerkstoffs im betrachteten Frequenzbereich aus Abbildung 5.19 höher als in Elektroblechen.

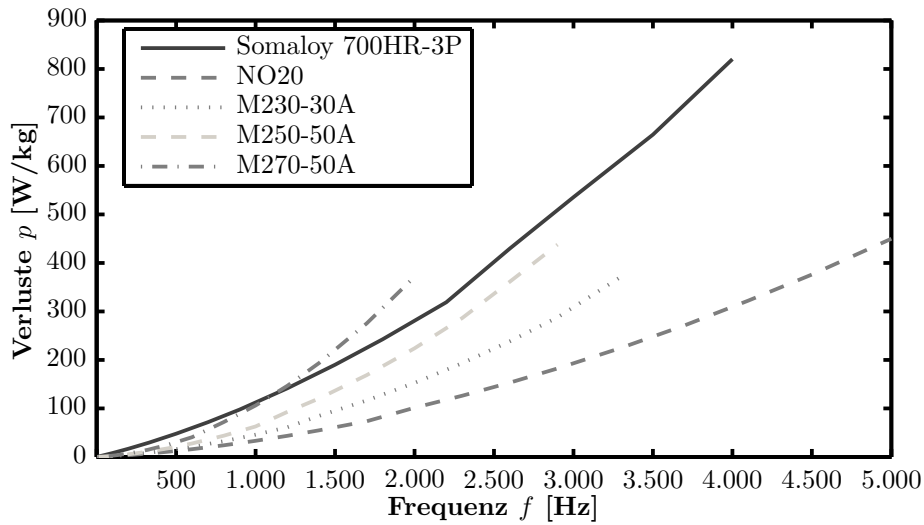


Abb. 5.19.: Eisenverluste von Pulververbundwerkstoffen im Vergleich zu Elektroblechen verschiedener Dicken bei einer Induktion von $B=0,9\text{T}$. Dargestellt sind die im Single Sheet Tester gemessenen Verluste der Elektrobleche NO20, M230-30, M250-50A und M270-50A gegenüber den an Ringproben gemessenen Verlusten des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P.

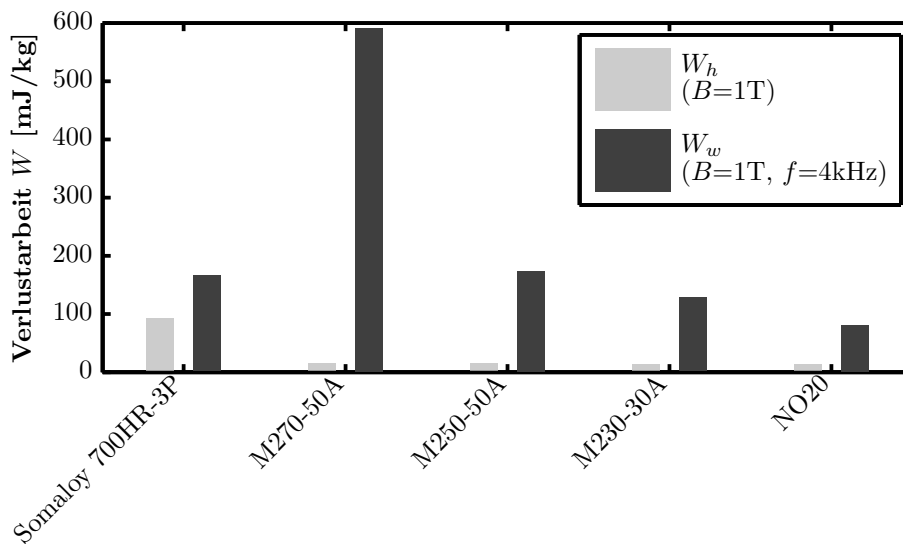


Abb. 5.20.: Verlustaufteilung in Hystereseverluste und dynamische Verluste der Bleche NO20, M230-30, M250-50A und M270-50A gegenüber dem Pulververbundwerkstoff Somaloy 700HR-3P bei $B=1\text{T}$ und $f=4\text{kHz}$.

5.2. Verluste in alternierend nichtsinusförmigen B-Feldern

Um die Eisenverluste in elektrischen Maschinen genau zu beschreiben, müssen neben den sinusförmigen Ansteuerungen auch nicht sinusförmige Ansteuerungen berücksichtigt werden. Um die Verlustmodellierung nachvollziehbar darzustellen, wird in Kapitel 5.2.1 eine Harmonische untersucht. In Kapitel 5.2.2 wird die nichtsinusförmige Verlustmodellierung auf ein PWM Signal angewandt.

Die Eisenverluste bei sinusförmiger und nichtsinusförmiger Ansteuerung im Werkstoff Somaloy 700HR-3P zeigt Abbildung 5.21. Im Fall des PWM Signales ergeben sich bei 1kHz und 1T um 9% höhere Verluste als bei sinusförmiger Ansteuerung durch die höheren Harmonischen.

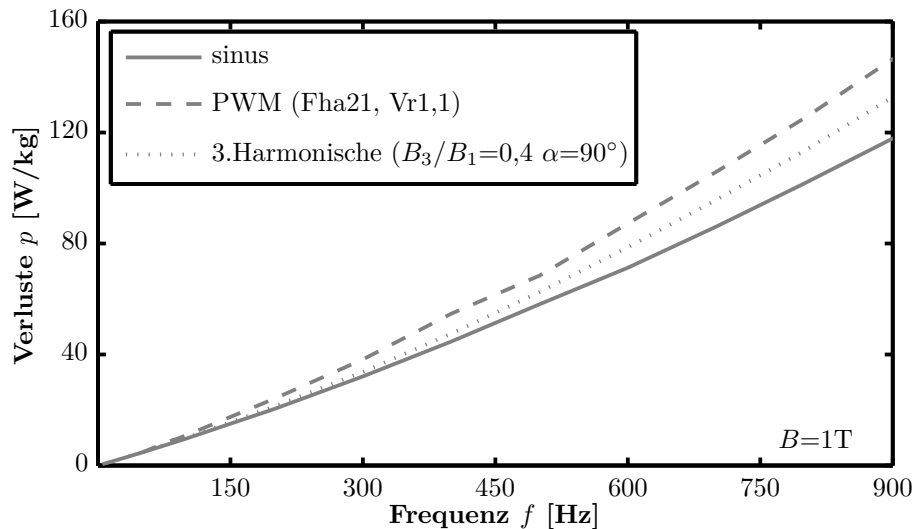


Abb. 5.21.: Eisenverluste bei sinusförmiger und nichtsinusförmiger Ansteuerung im Somaloy 700HR-3P Werkstoff für $B=1\text{T}$.

Aufgrund der Oberschwingungen ergeben sich Stromspitzen, die die Verluste im Werkstoff erhöhen. Häufig wird versucht, die Eisenverluste bei PWM Ansteuerung durch einen Korrekturfaktor aus den Eisenverlusten bei sinusförmigen Ansteuerungen zu berechnen. Dies führt jedoch zu ungenauen Verlustvorhersagen.

Während sich einige Veröffentlichungen [Bog03, Gmy08, Liu08, Fio90, Ama95, Gmy10, Zhu98, Dom04] mit der Verlustberechnung bei nichtsinusförmigen Ansteuerungen in Elektroblechen beschäftigt haben, haben nur zwei Autoren versucht, die Modelle auch auf Pulververbundwerkstoffe anzuwenden. Sowohl Marketos et.al. [Mar08] als auch de

la Barriere et.al. [dlB11] haben sich mit Verlustmodellen bei nichtsinusförmiger Ansteuerung in Pulververbundwerkstoffen beschäftigt. Marketos et.al. [Mar08] geht davon aus, dass sich wenig oder nur sehr geringe Wirbelstromverluste bei Grundfrequenzen unter 200Hz in den untersuchten Pulververbundwerkstoffen ausbilden. Unter dieser Voraussetzung stellt er ein dynamisches Hystereseverlustmodell vor, welches auch bei nichtsinusförmiger Ansteuerung an Pulververbundwerkstoffen angewandt wurde. Dies setzt eine numerische Berechnung der Hystereseschleife voraus, was in der Praxis aufwändig ist. Da in den in dieser Arbeit betrachteten Werkstoffen hohe Frequenzen untersucht werden sollen, die zu einem hohen Anteil an Wirbelstromverlusten führen, kann der vorgestellte Ansatz hier nicht angewandt werden. De la Barriere et.al. [dlB11] betrachtet zwar höhere Frequenzen bis 5kHz und hat damit auch einen hohen Anteil an Wirbelstromverlusten, allerdings trifft er die Annahme, dass diese sich nur innerhalb der Partikel ausbilden. Das vorgestellte physikalische Modell basiert auf der statistischen Verlusttheorie von Bertotti. Hierzu werden die Wirbelstromverluste mit einer FE-Berechnung bestimmt. Das vorgestellte Verfahren ist in der Praxis sehr aufwändig durchzuführen. In dem hier betrachteten Werkstoff breiten sich außerdem auch globale Wirbelströme aus (vergleiche Abbildung 5.17), sodass die Berechnung von de la Barriere et.al. nicht übertragbar ist.

Im folgenden soll ein empirisches Modell basierend auf dem Modell bei sinusförmiger Ansteuerung vorgestellt werden, welches die Verluste auch bei höheren Grundfrequenzen beschreibt und für den Maschinenentwickler einfach anzuwenden ist.

In Abbildung 5.22 ist das schematische Vorgehen zur Berechnung der Verluste bei nichtsinusförmiger Ansteuerung dargestellt. Die Berechnung der Eisenverluste bei nichtsinusförmiger Ansteuerung setzt die Kenntnis der Verluste bei sinusförmigem Spannungssignal voraus. Die Koeffizienten zur Berechnung der Verluste bei sinusförmigem Spannungssignal werden mit Gleichung (5.2) nach dem modifizierten erweiterten Bertotti Modell ermittelt, da sich mit dieser Gleichung die Verluste sehr genau beschreiben lassen, wie in Kapitel 5.1.1 gezeigt wurde.

Für das nichtsinusförmige Spannungssignal folgt eine Fouriertransformation der Spannung $u(t)$ und des B -Feldes $B(t)$. Es ergibt sich das Frequenzspektrum mit den jeweiligen Amplituden. Für jede Amplitude werden die Verluste berechnet und am Ende zu den Gesamtverlusten addiert. Durch aufsummieren der Verluste für jede Harmonische ergeben sich die gesamten Eisenverluste bei Ansteuerung mit einem nichtsinusförmigen Signal:

$$p = \sum_{i=1} a_2 f_i \hat{B}_i^n + \sum_{i=1} a_1 f_i^2 \hat{B}_i^2 + \sum_{i=1} a_4 f_i^2 \hat{B}_i^{2+a_3} \quad (5.7)$$

Die Summation der Einzelverluste lässt das nichtlineare Verhalten des Werkstoffs unberücksichtigt. Liu et.al. [Liu08] erreicht jedoch trotz dieser Vereinfachung gute Ergebnisse bei der Verlustbeschreibung in Elektroblechen. In den folgenden Kapiteln

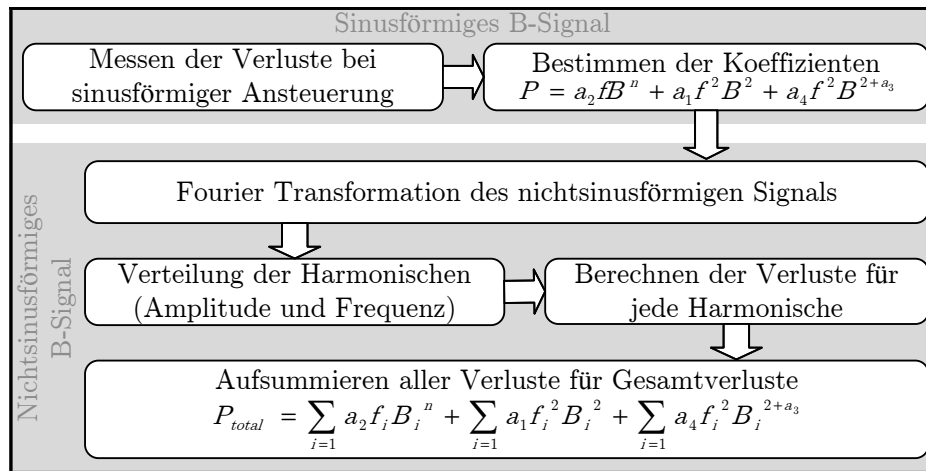


Abb. 5.22.: Schematisches Vorgehen zur Berechnung der Eisenverluste bei nichtsinusförmigem B -Signal.

soll gezeigt werden, ob sich die Methode der Aufsummation der Verluste für jede Harmonische trotz des nichtlinearen Hystereseverhaltens auch auf Pulververbundwerkstoffe anwenden lässt.

5.2.1. Verluste bei Ansteuerung mit einer Harmonischen

Im folgenden wird der Einfluss der nichtsinusförmigen Spannung am Beispiel einer Harmonischen untersucht. Abbildung 5.23 zeigt die 3. Harmonische in Abhängigkeit des Phasenwinkels α und der Amplitude B_3/B_1 . Mit zunehmender Amplitude und zunehmendem Phasenwinkel nehmen auch die Verluste zu, da durch die Oberschwingungen weitere Verluste entstehen.

Um die Verluste bei Ansteuerung mit einer Harmonischen zu berechnen wird die 3. Harmonische mit einem Phasenwinkel von 0° und einer Amplitude von $0,1T$ gewählt. In Abbildung 5.24 ist die Übereinstimmung der gemessenen Verluste mit den berechneten Verlusten dargestellt.

5.2.2. Verluste bei Ansteuerung mit einem PWM Signal

Die Eisenverluste in Abhängigkeit des PWM Signals bei einer konstanten Frequenz von $f=1\text{kHz}$ und einer konstanten Induktion von $B=0,5T$ zeigt Abbildung 5.25. Das PWM Signal ist dabei sowohl in der Amplitude als auch in der Pulsanzahl in einer Periode F_{ha} variiert. Mit erhöhter Amplitude gegenüber dem Sinus und mit zunehmender Anzahl

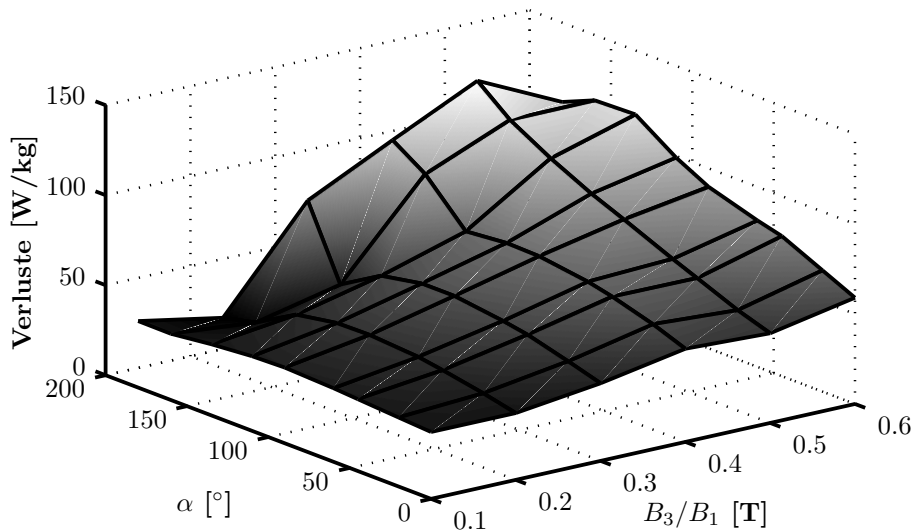


Abb. 5.23.: Verluste in Abhängigkeit der 3.Harmonischen mit variiertem α und B_3/B_1 . Die Eisenverluste sind bei einer konstanten Frequenz von $f=1000\text{Hz}$ und einer Induktion von $B=0,5\text{T}$ für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P dargestellt.

von Pulsen pro Periode steigen die Verluste an. Die höchsten Eisenverluste ergeben sich bei einer Amplitudenerhöhung gegenüber dem sinus von 4 und 21 Pulsen pro Periode.

Liu et.al. [Liu08] kann bei der Untersuchung von Elektroblech nur einen vernachlässigbar kleinen Einfluss der Pulse pro Periode auf die Wirbelstromverluste feststellen. Bei geringen Amplitudenerhöhungen bis ungefähr 2 ist dies auch in Pulververbundwerkstoffen zu beobachten. Aus Abbildung 5.25 geht jedoch hervor, dass bei höheren Amplituden die Pulsanzahl nicht mehr vernachlässigt werden kann, da die Verluste mit steigenden Pulsen pro Periode ansteigen.

Für die Berechnung der Eisenverluste bei Ansteuerung mit einem PWM Signal nach Abbildung 5.22, wurde das Signal konstant auf eine Amplitudenerhöhung gegenüber dem sinus von $v_r=1,1$ und eine Anzahl der Pulse in einer Periode von $F_{ha}=21$ festgelegt. Abbildung 5.26 zeigt das Sekundärspannungs- und Primärstromsignal bei $B=1\text{T}$ und $f=500\text{Hz}$. Der erreichte Formfaktor beträgt hier $F=1,028$ bei einem Sollformfaktor von 1, also einer Abweichung von 2,8%.

Abbildung 5.27 zeigt die Signalanalyse der Spannung des PWM Signals aus Abbildung 5.26. Die höchsten Amplituden der Spannungsoberschwingungen treten bei der 3.Harmonischen auf. Die Aufsummierung der Verluste beinhaltet alle Induktionen in der Zeitdomäne bis zu der 500sten Harmonischen.

Nach Berechnung der Verluste für jede Harmonische und Aufsummieren der Verluste

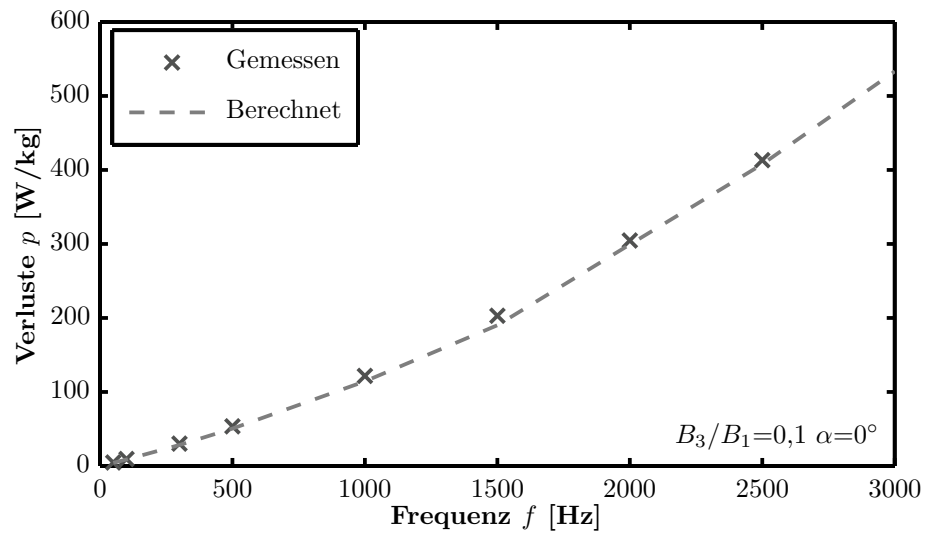


Abb. 5.24.: Vergleich der Berechneten und gemessenen Verluste für die 3. Harmonische mit $\alpha=0^\circ$ und $B_3/B_1=0,1$ T. Die Eisenverluste sind bei einer konstanten Induktion von $B=1$ T für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P dargestellt.

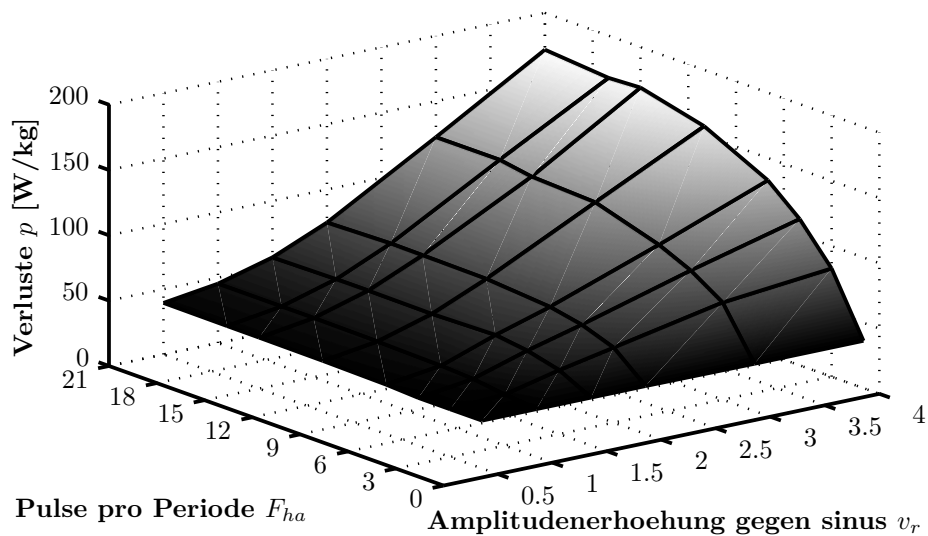


Abb. 5.25.: Eisenverluste in Abhängigkeit des PWM Signals mit variierter Anzahl der Pulse in einer Periode F_{ha} und unterschiedlicher Erhöhung der Amplitude gegenüber dem Sinus v_r . Die Eisenverluste sind bei einer konstanten Frequenz von $f=1$ kHz und einer Induktion von $B=0,5$ T für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P dargestellt.

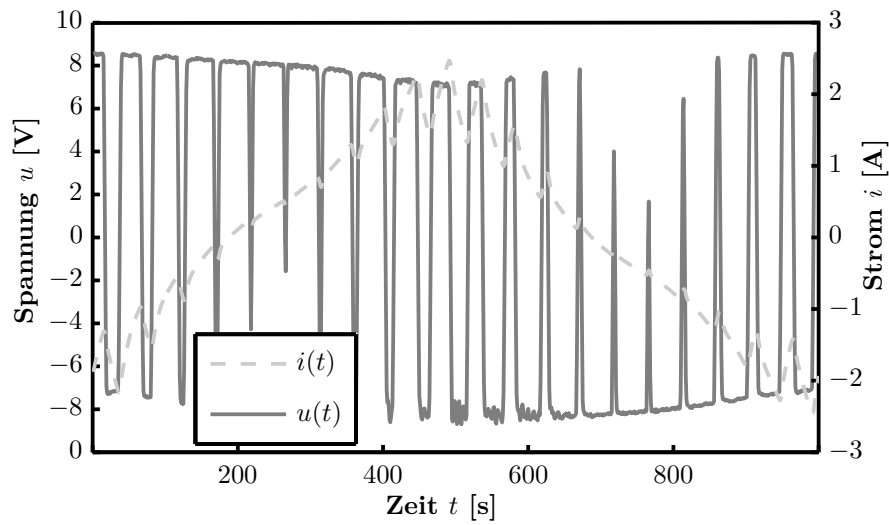


Abb. 5.26.: Sekundärspannungssignal und Primärstromsignal bei $B=1\text{T}$ und einer Grundfrequenz von $f=500\text{Hz}$ für ein PWM Signal mit $F_{ha}=21$ und $v_r=1,1$. Der erreichte Formfaktor beträgt $F=1,028$ bei einem Sollformfaktor von 1.

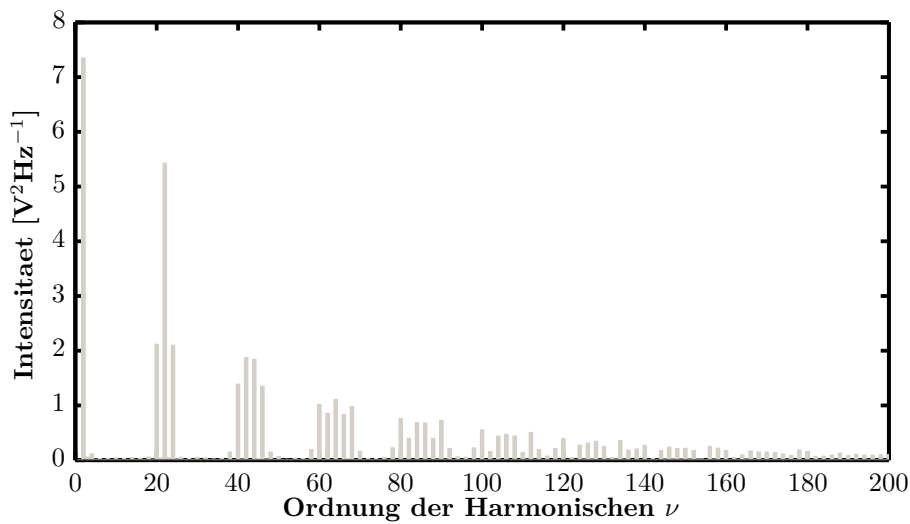


Abb. 5.27.: Signalanalyse des Sekundärspannungssignal bei einer Grundfrequenz von $f=500\text{Hz}$ für ein PWM Signal mit $F_{ha}=21$ und $v_r=1,1$ (vergleiche Abbildung 5.26).

werden die berechneten Verluste mit den gemessenen Werten verglichen. Alle Messungen mit nichtsinusförmigen Spannungssignal werden auf 1500Hz begrenzt. Höhere Frequenzen können nicht erreicht werden, da die Stromspitzen durch das Messgerät nicht mehr zur Verfügung gestellt werden können. Der Induktionsbereich wurde auf $0,3\text{T} \leq B \leq 1,5\text{T}$ eingegrenzt, da gerade bei Messungen mit kleinen Induktionen von $B=0,1\text{T}$ die kleinen Spannungen nicht geregelt werden können und sich große Abweichungen vom Sollformfaktor einstellen. Generell wurden in den folgenden Betrachtungen alle Messpunkte ausgeschlossen deren Abweichung vom Sollformfaktor größer 10% sind.

Die folgende Abbildung 5.28 zeigt den absoluten Fehler und Abbildung 5.29 den relativen Fehler bei der Berechnung der Eisenverluste bei Ansteuerung mit dem PWM Signal aus Abbildung 5.26. Sowohl der absolute Fehler als auch der relative Fehler steigen mit zunehmender Induktion und zunehmender Frequenz an. Bei $f=1500\text{Hz}$ und einer Induktion von 1,5T ergibt sich ein absoluter Fehler von 80W/kg. Der relative Fehler liegt hier bei 17%.

Bei der Berechnung nach 5.22 werden nicht nur die Verluste aufsummiert sondern auch die jeweiligen absoluten Fehler des eingesetzten Verlustmodells (vergleiche Abbildung 5.9). Die Fehler in der Bestimmung der Koeffizienten werden in jede Harmonische eingesetzt. Da sich die größten Fehler gerade bei hohen Induktionen ergeben, steigen die absoluten Fehler bei der Berechnung der Verluste bei Ansteuerung mit einem PWM Signal an.

Neben der Aufsummation der Fehler des eingesetzten Verlustmodells trägt vor allem die Nichtlinearität der Hystereseschleife zu der ungenauen Beschreibung der Messpunkte durch die Berechnung bei. Bei der Fouriertransformation wird superpositioniert. Da die Hysteresschleife nichtlinear verläuft führt dies zu großen Fehlern in der Verlustberechnung.

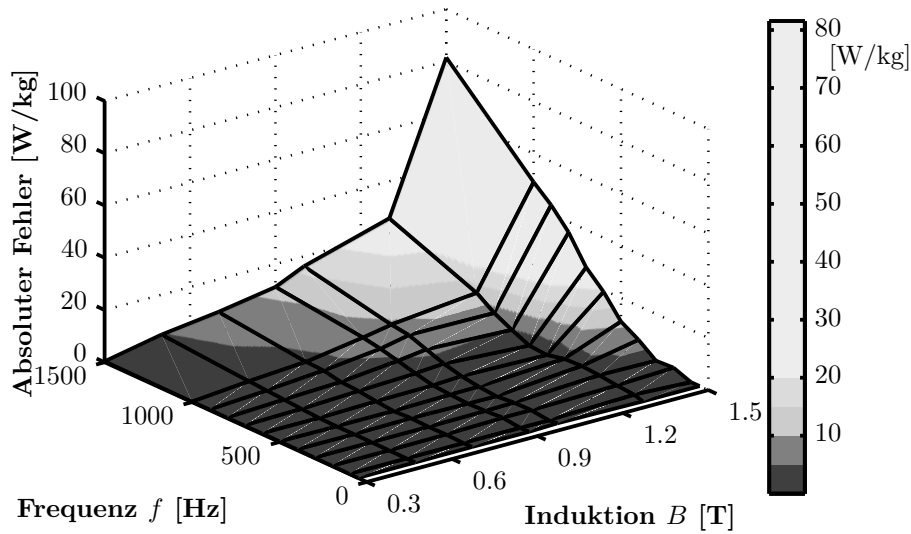


Abb. 5.28.: Absolute Abweichung bei der Berechnung der Eisenverluste aus dem FFT Signal bei Ansteuerung mit einem PWM Signal nach Abbildung 5.22. Die berechneten Werte wurden mit gemessenen Verlustwerten verglichen, wenn eine Abweichung vom Formfaktor $FF \leq 10\%$ erreicht werden konnte.

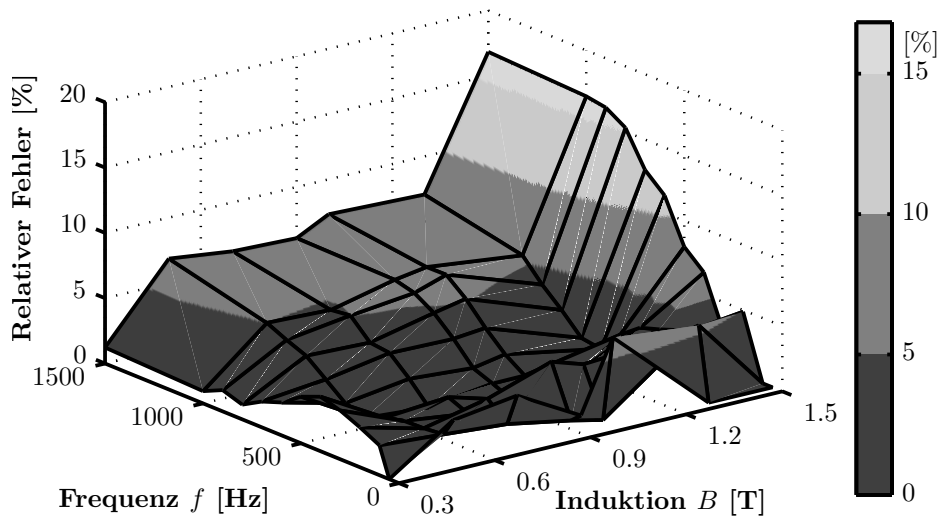


Abb. 5.29.: Relative Abweichung bei der Berechnung der Eisenverluste aus dem FFT Signal bei Ansteuerung mit einem PWM Signal nach Abbildung 5.22. Die berechneten Werte wurden mit gemessenen Verlustwerten verglichen, wenn eine Abweichung vom Formfaktor $FF \leq 10\%$ erreicht werden konnte.

6. Eigenschaften verschiedener Pulververbundwerkstoffe

In Kapitel 2.3 wurde dargestellt, dass der Bauteilherstellungsprozess Einfluss auf die Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen hat. Abbildung 2.3 teilt die Herstellung von Teilen aus Pulververbundwerkstoff in den Pulverproduktionsprozess und den Bauteilherstellungsprozess. Dieses Kapitel untersucht die Einflüsse der Prozessschritte der Pulverproduktion auf die Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen. Nachfolgend sollen die mechanischen und magnetischen Eigenschaften betrachtet werden, die an weichmagnetische Werkstoffe beim Einsatz in Traktionsantrieben gestellt werden.

Der Pulverproduktionsprozess setzt sich nach Abbildung 2.3 aus der Legierung, dem Schmiermittelgehalt, dem Isolierungssystem, möglichem Binder und der Partikelgrößenverteilung zusammen.

Die Legierung des Grundwerkstoffes ist bei den in dieser Arbeit untersuchten Proben immer Reineisen. Dieses vereint gute magnetische Eigenschaften mit guten Verpresseigenschaften [Lef98]. Der Zusatz von Legierungselementen verschlechtert die Verpresseigenschaften und verringert die erreichbaren Dichten.

In Lefebvre et.al. [Lef98] werden verschiedene Schmiermittelarten untersucht und in Lefebvre et.al. [Lef99] und Dubois et.al. [Dub04] wird der Gehalt an Schmiermittel untersucht. Alle Arbeiten stellen einen wesentlichen Einfluss auf die Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen fest. Das Schmiermittel sollte auf das jeweilige Beschichtungssystem angepasst werden. Der Einfluss des verwendeten Schmiermittels und des Schmiermittelgehaltes wird in dieser Arbeit nicht untersucht.

Im Weiteren wird das Isolierungssystem mit möglichem Binder und die Partikelgröße betrachtet.

Eine Übersicht über die untersuchten Proben findet sich in Tabelle 6.1 mit einer Auflistung der bekannten Herstellungsparameter. Die Ergebnisse aus den magnetischen und mechanischen Untersuchungen sind in der folgenden Tabelle 6.2 zusammenfassend dargestellt.

6. Eigenschaften verschiedener Pulververbundwerkstoffe

Tab. 6.1.: In Kapitel 6 untersuchte Pulververbundwerkstoffe unterteilt nach den jeweiligen Isolationssystemen nach Abbildung 2.2.

Isolationssystem	Pulververbundwerkstoff	Pressdruck [MPa]	Wärmebehandlungs-temperatur [°C]	Partikelgröße [µm]
Anorganisch	Höganäs Soma-loy 700HR-3P [Hög09]	800	530 (zusätzlich dampfbehandelt)	15-550
	WS-SX	800	650	75-150
	WS-S3	800	650	75-212
	MH-28D	-	550	-
	ML-28D	-	550	-
	ML-35D	-	550	-
Organisch	QMP EM-1	800	200	75-425
	QMP EM-2	800	430	75-425
	QMP EM-3	800	500	75-425
Anorganisch und Organisch	Höganäs Proto-typ	800	<400	15-550
	PMG Mischung	800	280	75-212

Tab. 6.2.: Mechanische und magnetische Eigenschaften unterschiedlicher Pulververbundwerkstoffe.

Isolationssystem	Pulververbundwerkstoff	Dichte [g/cm ³]	Biegebruchfestigkeit [MPa]	Spez. Widerstand [$\mu\Omega\text{m}$]	Rel. max. Permeabilität [-]	Verluste ($f=500\text{Hz}$) [W/kg] ^a	Verluste ($f=4000\text{Hz}$) [W/kg] ^a
Anorganisch	Höganäs Somaloy 700HR-3P	7,6	120	300	830	60	1020
	WS-SX	7,4	50	3200	370	50	430
	WS-S3	7,5	60	200	410	80	2660
	MH-28D	7,5	70	-	190	90	770
	ML-28D	-	-	-	340	80	1070
	ML-35D	7,6	60	-	280	80	1120
Organisch	QMP EM-1	7,3	110	700	300	100	1170
	QMP EM-2	7,3	70	50	360	100	2410
	QMP EM-3	7,4	30	20	440	120	4150
Anorganisch und Organisch	Höganäs Prototyp	7,4	80	400	470	60	900
	PMG Mischung	7,5	130	700	390	80	770

^a $B=1\text{T}$

6.1. Isolationssysteme der Pulververbundwerkstoffe

Um die Einflüsse auf die Eigenschaften des Grundwerkstoffes zu untersuchen, werden die verschiedenen untersuchten Werkstoffe (vergleiche Tabelle 6.1) erst nach dem jeweiligen Isolationssystem eingeordnet (vergleiche Abbildung 2.2). Dazu wurden chemische Analysen, Dichtemessungen und lichtmikroskopische Gefügeanalysen durchgeführt. Vor allem aber wurden die Werkstoffe anhand von rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen nach ihrem Isolationssystem in drei Gruppen eingeteilt. Beispielfhaft für das jeweilige Isolationssystem sollen im folgenden die Rasterelektronenmikroskopaufnahmen verschiedener Werkstoffe gezeigt werden.

Anorganisch isolierte Werkstoffe besitzen eine dünne Isolationsschicht aus Phosphor- oder Magnesiumoxid [Sch07, Uoz07, LB06], die vor dem Verpressen auf die einzelnen Partikel aufgebracht wird. Abbildung 6.1 zeigt eine Übersichtsaufnahme der Bruchfläche des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P. Um die Zusammensetzung der Partikelgrenzflächen

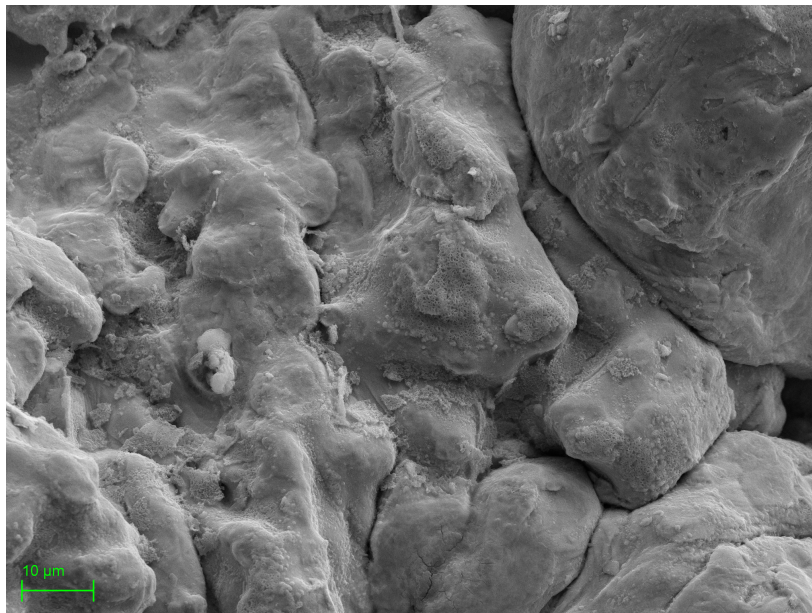


Abb. 6.1.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P.

genauer zu untersuchen, zeigt Abbildung 6.2 die im Rasterelektronenmikroskop aufgenommene Schlißfläche des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P mit zugehörigem Linescan. An den Partikelgrenzen zeigt sich eine erhöhte Sauerstoff und Phosphorkonzentration. Dies lässt auf eine anorganische Phosphoroxidschicht schließen. In diesem Werkstoff wurde keine Organik gefunden. Außer dem Werkstoff WS-SX weisen alle anderen Werkstoffe, deren Isolationssystem als anorganisch identifiziert wurde (Somaloy 700HR-3P, WS-S3, MH28D, ML-28D), eine Phosphoroxidschicht auf. Die Schlißfläche des Werkstoffes WS-SX mit zugehörigem Linescan zeigt Abbildung 6.3. An den Grenzflächen zwischen den Partikeln kann sowohl Magnesium als auch Sauerstoff nachgewiesen werden. Nicht in der Abbildung zu sehen ist, dass an einigen anderen Stellen auch vereinzelt Phosphor gefunden wurde. Deshalb wird hier von einer anorganischen Beschichtung ausgegangen, die sowohl Phosphor als auch Magnesium enthält.

Organisch gebundene Werkstoffe besitzen einen Binder, der vor dem Verpressen mit den Eisenpartikeln vermischt wird. Der organische Binder ist nur begrenzt temperaturbeständig, sodass die Werkstoffe bei Temperaturen unter 300°C wärmebehandelt werden.

Wie in Abbildung 6.4 zu sehen ist, befindet sich an den Partikelgrenzen des Werkstoffes EM-1 vor allem Kohlenstoff. Geringe Mengen an Kohlenstoff sind an jeder Probe zu finden und Verunreinigungen zuzuschreiben. Der große Kohlenstoffpeak hingegen (rot dargestellt) weist auf einen organischen Binder hin. Dies zeigt auch die Bruchfläche in Abbildung 6.5. Der Binder befindet sich überzugartig auf den Partikeln. Es wurden

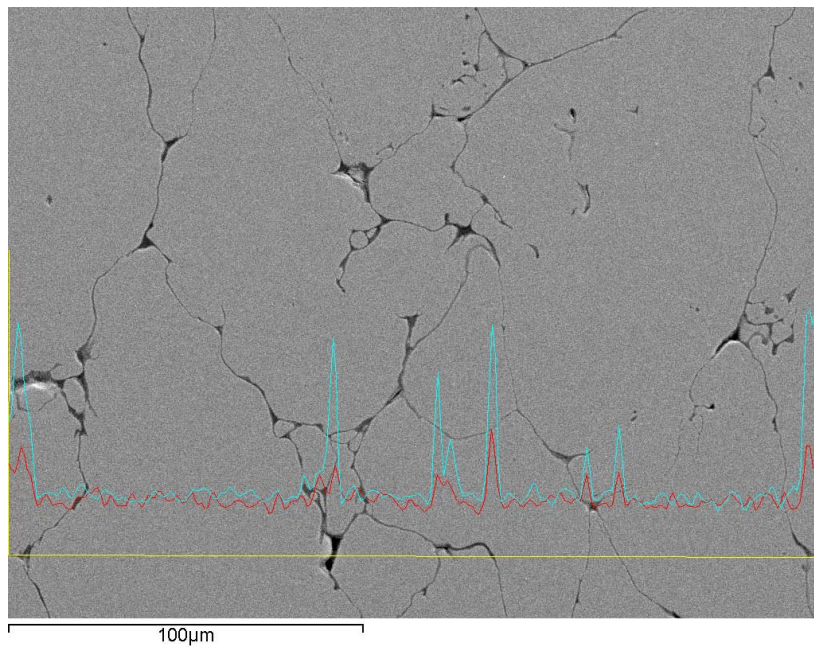


Abb. 6.2.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schliifffläche des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P mit Linescan. Rot zeigt die Phosphorkonzentration, blau zeigt die Sauerstoffkonzentration an.

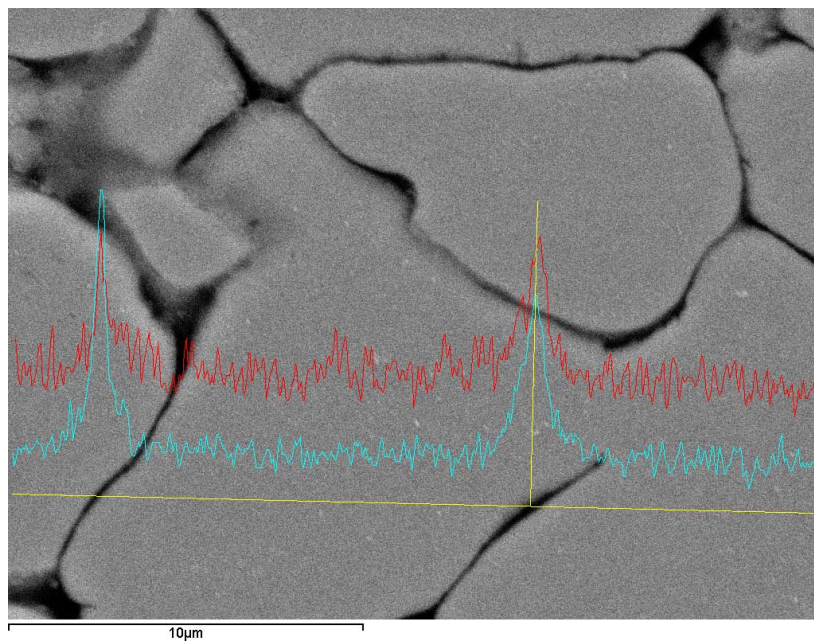


Abb. 6.3.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schliifffläche des Werkstoffes WS-SX mit Linescan. Rot zeigt die Sauerstoffkonzentration und blau zeigt die Magnesiumkonzentration an.

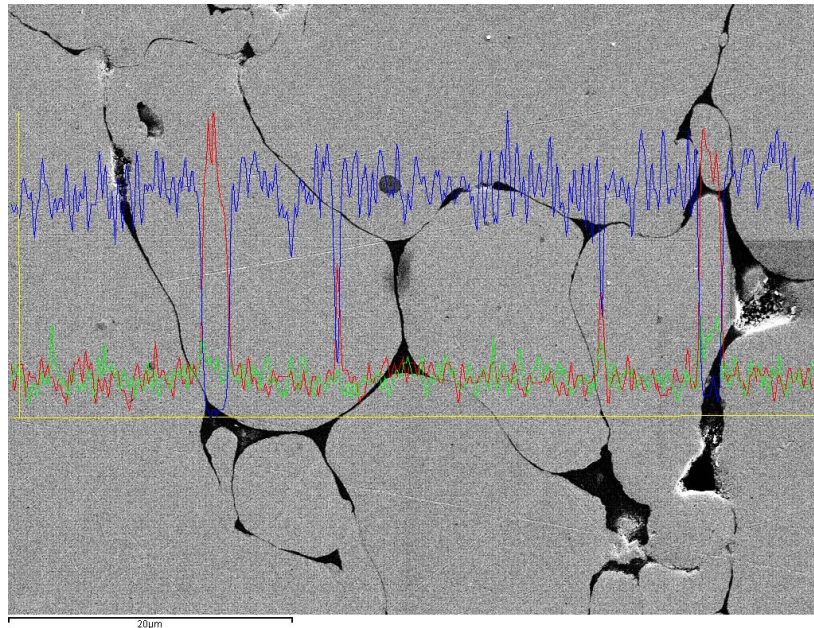


Abb. 6.4.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schliifffläche des Werkstoffes EM-1 mit zugehörigem Linescan. Blau zeigt die Eisenkonzentration, rot die Kohlenstoffkonzentration und grün die Sauerstoffkonzentration.

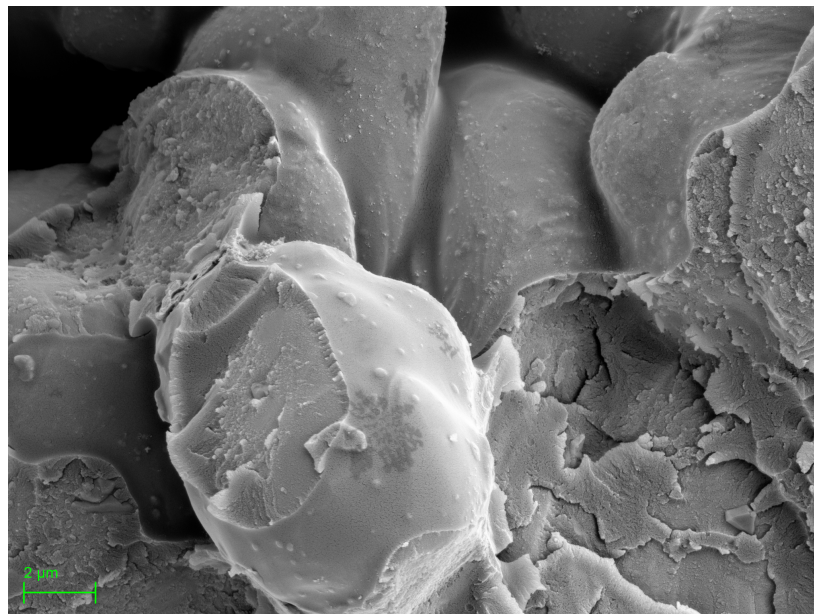


Abb. 6.5.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche des Werkstoffes EM-1.

keine Hinweise auf eine zusätzliche anorganische Isolierung gefunden. Auch in den Werkstoffen EM-2 und EM-3 wurden nur Hinweise auf eine organische Isolierung gefunden. Zusätzlich zu der rein organischen- oder rein anorganischen Beschichtung kann das Isolationssystem aus einer Kombination aus anorganischer Isolierung und einem organischem Binder bestehen. Auch hier sind der maximalen Wärmebehandlungstemperatur aufgrund der Organik Grenzen gesetzt.

Die Bruchfläche des Werkstoffes in Abbildung 6.6 zeigt zwischen den Eisenpartikeln eine isolierende Schicht. Anhand der EDX Spektren aus Abbildung 6.6 wird die Schicht aufgrund des hohen Kohlenstoffgehaltes als organischer Binder identifiziert. Zusätzlich findet sich jedoch auch Sauerstoff und Phosphor an den Partikelgrenzen. Hier liegt ein organischer Binder zusätzlich zu einer isolierenden Phosphoroxidschicht vor. Die Kombination aus einer anorganischen Isolierung mit einem organischen Binder wurde auch im Werkstoff PMG-Mischung gefunden.

6.2. Eisenverluste

Die Eisenverluste getrennt in dynamische Verluste und Hystereseverluste für alle untersuchten Pulververbundwerkstoffe sind in Abbildung 6.8 dargestellt.

Bis auf den Werkstoff WS-S3 zeigen alle Werkstoffe mit anorganischem Beschichtungssystem geringe dynamische Verluste. Auch wenn die anorganischen Schichten nur sehr geringe Schichtdicken von einigen Nanometern aufweisen, ist eine ausreichende Isolierung der einzelnen Pulverpartikel gewährleistet. Der Werkstoff WS-S3 zeigt mit Abstand die höchsten dynamischen Verluste der anorganisch isolierten Werkstoffe. Gleichzeitig weist er die geringsten Hystereseverluste aller untersuchten Werkstoffe auf. Dies ist durch die hohe Wärmebehandlungstemperatur von 650°C zu erklären. Dabei kann die isolierende Schicht zerstört worden sein, womit die dynamischen Verluste hohe Werte annehmen. Im Gegenzug sind die inneren Spannungen abgebaut und die Hystereseverluste sind gering. Durch die REM Untersuchungen wurde die isolierte Schicht von WS-S3 als Phosphoroxidschicht identifiziert. Generell weisen Magnesiumoxidschichten eine höhere Temperaturbeständigkeit auf als Phosphoroxidschichten [Uoz07, Tag10].

Bei dem Werkstoff WS-SX, mit einer isolierenden Magnesiumschicht versehen und bei derselben Wärmebehandlungstemperatur gegläht, ist die isolierende Schicht intakt geblieben. Der Werkstoff weist sowohl geringe Hystereseverluste auf, aufgrund der hohen Wärmebehandlungstemperatur, als auch geringe dynamische Verluste. Tatsächlich weist er die niedrigsten dynamischen Verluste der anorganisch isolierten Werkstoffe (und aller untersuchten Werkstoffe) auf. Dieser Werkstoff besteht aus der kleinsten Partikelgrößenverteilung aller untersuchten Werkstoffe mit der Mehrheit der Partikel-

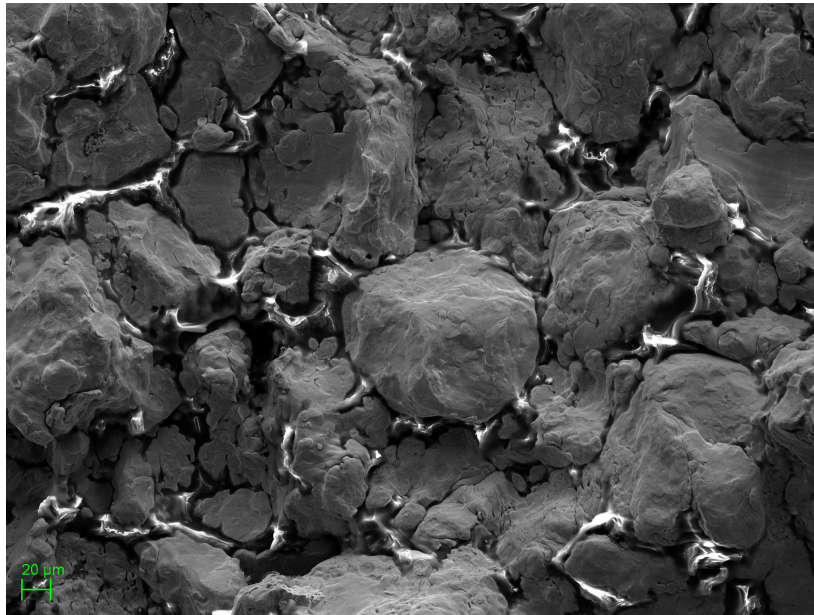


Abb. 6.6.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche des Werkstoffes Somaloy Prototyp.

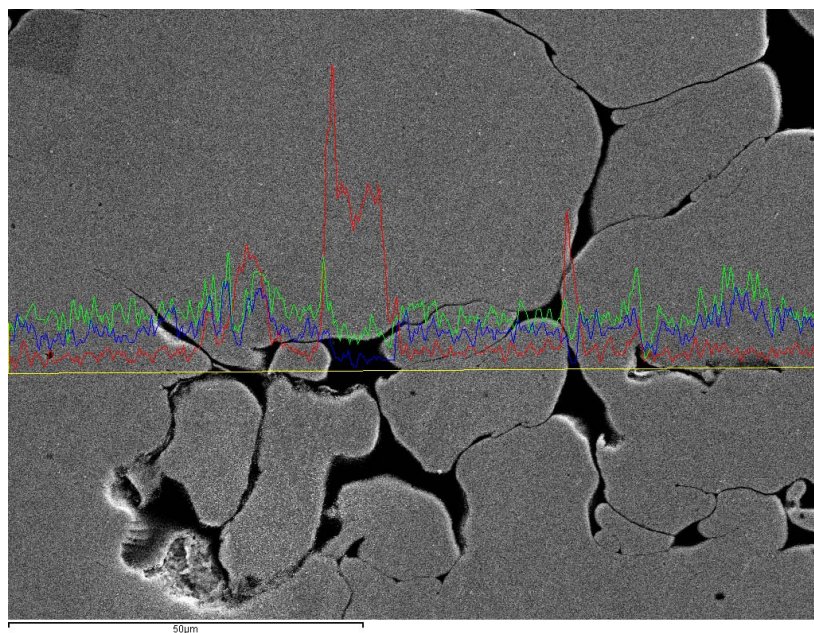


Abb. 6.7.: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schliifffläche des Werkstoffes Somaloy Prototyp mit zugehörigen Linescan. Grün zeigt die Sauerstoffkonzentration, Rot zeigt die Kohlenstoffkonzentration und Blau zeigt die Phosphorkonzentration an.

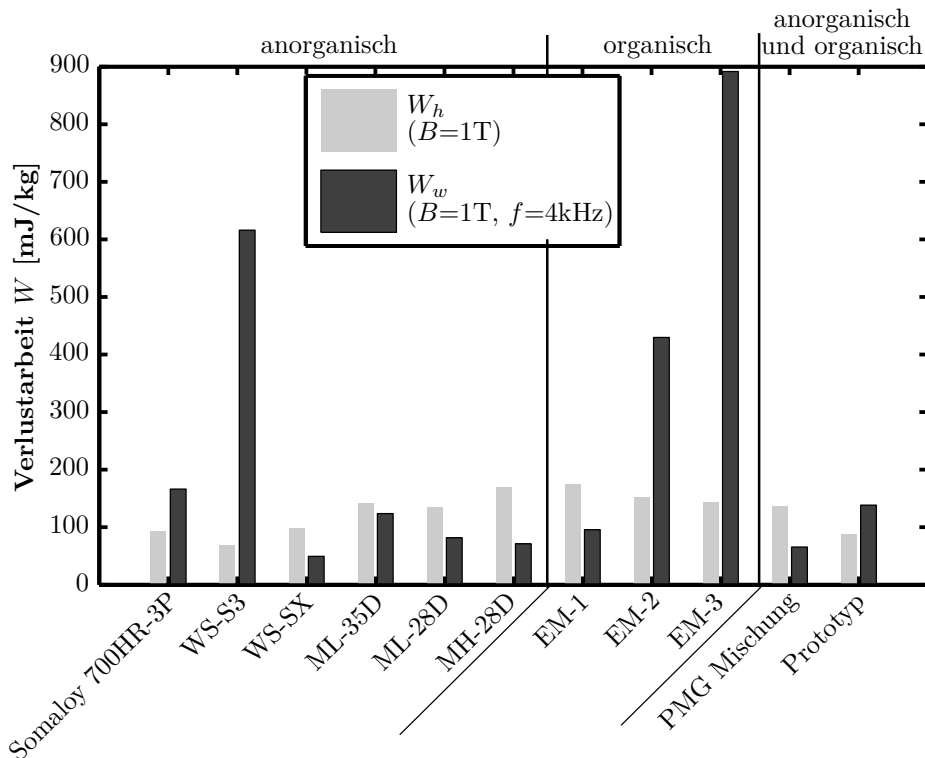


Abb. 6.8.: Dynamische Verlustarbeit und Hystereseverlustarbeit für verschiedene Pulververbundwerkstoffe unterschieden nach Beschichtungssystem. Die dynamische Verlustarbeit ist für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und eine Frequenz von $f=4\text{kHz}$, die Hystereseverlustarbeit ist frequenzunabhängig bei $B=1\text{T}$ dargestellt.

größen unter $75\mu\text{m}$. Kleine Partikel führen zu geringen dynamischen Verlusten, wie in Kapitel 6.6 gezeigt wird.

Im Gegensatz zu WS-SX, weisen alle anderen untersuchten anorganisch isolierten Werkstoffe eine Phosphoroxidschicht auf.

Bei der Betrachtung der organisch isolierten Werkstoffe fällt auf, dass diese einen hohen Hystereseverlustanteil zeigen. Der Binder soll bei diesen Werkstoffen sowohl den Zweck der Festigkeitssteigerung als auch der Isolierung der einzelnen Pulverpartikel dienen. Um das zu erreichen, wird ein hoher Anteil an Organik benötigt. Ein Vergleich mit der Bruchfläche des Werkstoffes EM-1 (Abbildung 6.5) zeigt einen hohen Binderanteil. Dies hat meist geringe Dichten und hohe Hystereseverluste zur Folge.

Der Werkstoff EM-1 mit den höchsten Hystereseverlusten aller untersuchten Werkstoffe wurde mit der niedrigsten Temperatur gegläht. Mit steigender Glüh Temperatur der Werkstoffe EM-2 und EM-3 sinken die Hystereseverluste leicht. Der Werkstoff EM-1

weist die geringsten dynamischen Verluste der organisch isolierten Werkstoffe auf. Der organische Binder erfüllt in diesem Werkstoff den Zweck der Isolierung. Neben dem Binder soll bei diesem Werkstoff auch das Schmiermittel die Partikel voneinander isolieren [Dub04]. Auffällig sind die Werkstoffe EM-2 und EM-3, die die höchsten Wirbelstromverluste aller untersuchten Werkstoffe aufweisen. Bei einem Vergleich mit den Wärmebehandlungstemperaturen zeigt sich, dass beide Werkstoffe bei über 400°C gegläht wurden. Aufgrund des sprunghaften Anstiegs der dynamischen Verluste bei hohen Frequenzen, kann davon ausgegangen werden, dass die isolierende Organik den hohen Wärmebehandlungstemperaturen nicht standgehalten hat. Die Güte der Isolierung kann anhand des spezifischen Widerstandes überprüft werden. Die Werkstoffe EM-2 bzw. EM-3 weisen nur noch spezifische Widerstände von $50\mu\Omega\text{m}$ und $30\mu\Omega\text{m}$ auf.

Laut Gélinas et.al. [Gél05] ist das EM-2 Material nur bei Frequenzen bis maximal 400Hz optimiert. Dies liegt an der Herstellung, da in diesem Werkstoff ein Schmiermittel eingesetzt wird, sowohl um das Kompaktieren zu erleichtern als auch um die Partikel voneinander zu isolieren [Gél05]. Um die Organik im Werkstoff gering zu halten, dient das Schmiermittel hier gleichzeitig als Isolationsschicht [LB06].

Eine Kombination aus anorganischer Isolierung und organischem Binder ergibt gut isolierte Werkstoffe mit geringen dynamischen Verlusten. Der zusätzliche organische Binder soll hier der Festigkeitssteigerung dienen, aber kann auch als zusätzlich isolierende Schicht wirken.

Bei allen Werkstoffen dieser Klasse zeigt sich, dass die Hystereseverluste vom Gehalt an Binder beeinflusst werden. Außerdem hat die Wärmebehandlung einen Einfluss auf die Hystereseverluste. Die dynamischen Verluste werden sowohl von der Güte der isolierenden Schicht beeinflusst, die unter anderem von der Wärmebehandlungstemperatur abhängt, als auch von der Partikelgröße.

6.3. Permeabilitäten

Die Permeabilität wird von der Dichte und der Mikrostruktur des Pulververbundwerkstoffes bestimmt [Sho06]. In Abbildung 6.9 sind die maximalen relativen Permeabilitäten für die untersuchten Pulververbundwerkstoffe über der Dichte aufgetragen, unterteilt nach Isolationssystem.

Auch wenn ein Einfluss der Dichte auf die Permeabilität gegeben ist (vergleiche Kapitel 7.1), wird dieser beim Vergleich aller Pulververbundwerkstoffe durch den Einfluss anderer Produktionsschritte teilweise überdeckt.

Eine Aussage über die Mikrostruktur eines weichmagnetischen Werkstoffes lässt sich über die Hystereseverluste ableiten. Deshalb zeigt Abbildung 6.10 alle Permeabilitäten

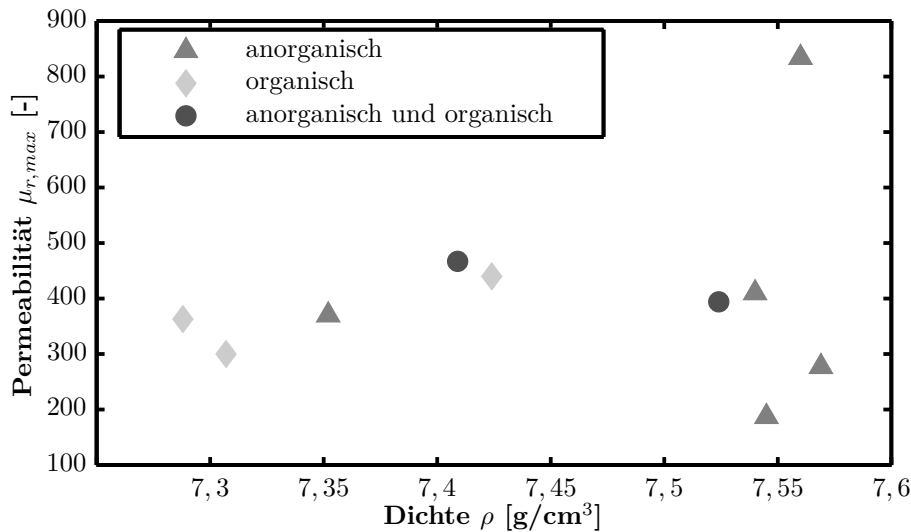


Abb. 6.9.: Maximale relative Permeabilität in Abhängigkeit der Dichte für alle untersuchten Werkstoffe unterteilt nach Isolationssystem.

im Vergleich mit den Hystereseverlusten.

Bis auf den Werkstoff Somaloy 700HR-3P zeigen alle betrachteten Werkstoffe Permeabilitäten zwischen 190 und 470. Somaloy 700HR-3P weist mit einem $\mu_{r,max}=830$ mit Abstand die höchste Permeabilität auf. Dies liegt an der inneren Struktur des Werkstoffs. Beim Somaloy 700HR-3P wächst während einer zusätzlichen Wasserdampfbehandlung eine Eisenoxidschicht auf, die den magnetischen Fluss besser leitet als Luft. Wie in Kapitel 7.2.1 gezeigt wird, hat die Ausbildung der Eisenoxidschicht wesentlichen Einfluss auf die Permeabilität.

Die Permeabilitäten der anorganisch isolierten Werkstoffe schwanken sehr stark. Neben der Dichte haben bei Pulververbundwerkstoffen auch die Partikelgrößen Einfluss auf die Permeabilität wie in Kapitel 6.6 gezeigt wird. Große Partikel ergeben hohe Permeabilitäten. Der Werkstoff Somaloy 700HR-3P mit der höchsten Permeabilität von 830 hat neben einer hohen Dichte und geringen Hystereseverlusten auch große maximale Partikelgrößen von 425 μm . Somit ist bei diesem Werkstoff die hohe Permeabilität auf den Einfluss mehrerer Prozessparameter zurückzuführen.

Der Werkstoff WS-SX hingegen weist kleine Partikelgrößen von mehrheitlich kleiner als 75 μm auf. Kleine Partikel lassen sich schwerer zu hohen Dichten verpressen, beim WS-SX Werkstoff wurde eine Dichte von 7,3 g/cm³ erreicht. Es ergibt sich eine geringe Permeabilität von 370.

Bei den Werkstoffen MH-28D, ML-35D und ML-28D steigt die Permeabilität mit sinkenden Hystereseverlusten an. Sowohl die Hystereseverluste als auch die Permeabilität der

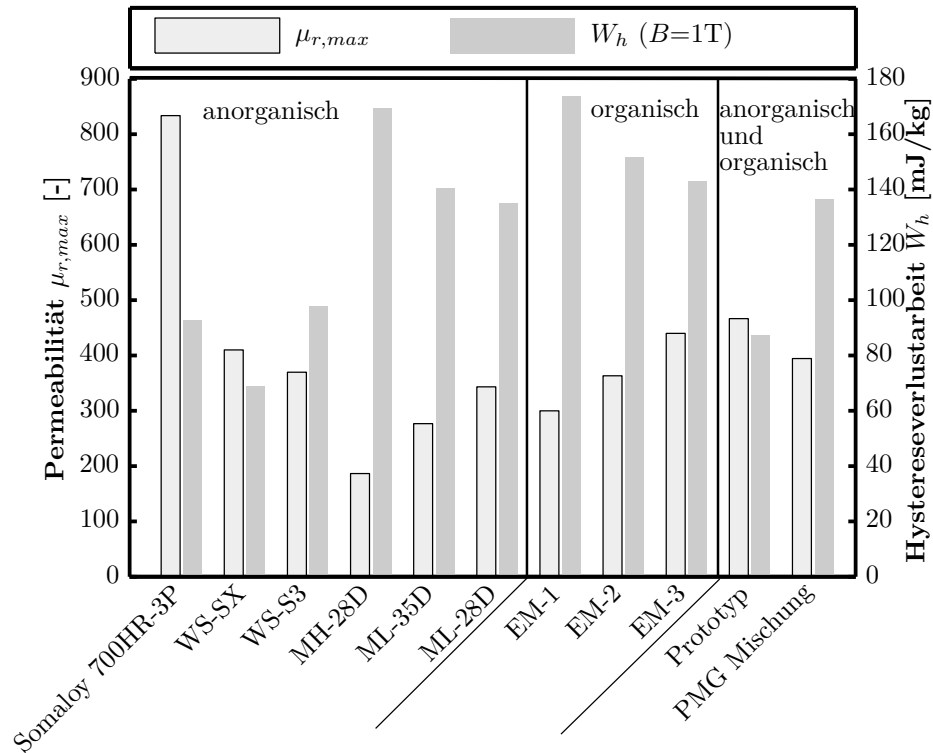


Abb. 6.10.: Maximale relative Permeabilität im Vergleich mit den Hystereseverlusten für alle untersuchten Pulververbundwerkstoffe.

Werkstoffe hängt von der inneren Struktur des Materiales ab. Je homogener die innere Struktur, desto höher die Permeabilität und desto geringer sind die Hystereseverluste.

Die organisch isolierten Werkstoffe weisen nach Abbildung 6.9 wegen ihres organischen Anteils geringe Dichten auf. Bei dem EM-1 Werkstoff mit der niedrigsten Dichte von $7,3\text{g/cm}^3$ zeigt sich eine sehr niedrige maximale Permeabilität von knapp 300. Die Permeabilität der organisch isolierten Werkstoffe steigt mit abnehmenden Hystereseverlusten an. Hier ist sowohl die gleiche Partikelgrößenverteilung gegeben, als auch nur leicht steigende Dichten. Die Werkstoffe EM-2 und EM-3 weisen eine höhere Wärmebehandlungstemperatur auf und sind somit entspannter. Daraus ergeben sich geringere Hystereseverluste und höhere Permeabilitäten.

Die Werkstoffe mit anorganischer Schicht und zusätzlichem organischem Binder liegen in Abbildung 6.9 bei mittleren Dichten, da hier der Gehalt an organischem Binder niedrig gewählt werden kann. Der Werkstoff Somaloy Prototyp hat mittlere Dichten bei geringen Hystereseverlusten. Er weist dieselbe Partikelgrößenverteilung wie das Somaloy 700HR-3P Material auf. Obwohl die Dichte im Vergleich aller Pulververbundwerkstoffe mittlere Werte zeigt, ergeben sich die zweithöchsten Permeabilitäten von 470.

Es zeigt sich, dass die Permeabilität der Pulververbundwerkstoffe neben der Dichte auch von anderen inneren Strukturparametern beeinflusst wird. Mit geringen Dichten können zwar keine hohen Permeabilitäten erreicht werden, aber allein eine hohe Dichte im Werkstoff einzustellen reicht nicht aus, um hohe Permeabilitäten zu erreichen. Ab einer Dichte von ungefähr $7,4\text{g/cm}^3$ scheint die innere Struktur der Werkstoffe, wie die Partikelgröße und die Ausbildung einer Eisenoxidschicht wesentlicheren Einfluss auf die Permeabilität zu haben, als eine weitere Erhöhung der Dichte (vergleiche hierzu auch Kapitel 7.2.1).

6.4. Festigkeiten

Für den Einsatz in Traktionsantrieben ist neben den Eisenverlusten und Permeabilitäten auch die Festigkeit ein wichtiges Kriterium. Abbildung 6.11 zeigt die gesamten Eisenverluste mit den Biegebruchfestigkeiten der untersuchten Pulververbundwerkstoffe.

Von allen anorganisch isolierten Werkstoffen zeigt der Werkstoff Somaloy 700HR-3P die mit Abstand höchsten Festigkeiten. Dies liegt an einer festigkeitssteigernden Eisenoxidschicht, wie in Kapitel 7.2.1 genauer erläutert wird. Diese Eisenoxidschicht bildet sich bei den Werkstoffen hauptsächlich bei einer zusätzlichen Wasserdampfbehandlung aus. Wenn keine Dampfbehandlung der anorganisch isolierten Pulververbundwerkstoffe stattgefunden hat, werden nicht die Festigkeiten erreicht, die dampfbehandelte Werkstoffe zeigen.

Bei den organisch isolierten Werkstoffen soll der Binder nicht nur isolieren, sondern auch die Festigkeit steigern. Der Werkstoff EM-1 zeigt hier die höchste Festigkeit. Der vergleichsweise viel Binder wirkt verklebend und hält die Partikel zusammen (vergleiche Abbildung 6.5).

Die Werkstoffe EM-2 und EM-3 zeigen beide sehr geringe Festigkeiten bei hohen Verlusten. Nicht nur bei den Verlusten (vergleiche Kapitel 6.2) sondern auch bei der Festigkeit zeigt sich hier, dass eine reine Isolierung aus Schmiermittel weder für eine gute Isolierung der Pulverpartikel ausreicht, noch für eine ausreichende Verklebung der Pulverpartikel.

Bei den anorganisch isolierten Werkstoffen mit organischem Binder soll der Binder vor allem die Festigkeit steigern. Beide Werkstoffe dieser Klasse zeigen sowohl hohe Festigkeiten als auch geringe Verluste.

Beim Vergleich aller Werkstoffe mit unterschiedlichen Isolationssystemen zeigt sich, dass hohe Festigkeiten mit allen Isolationssystemen erreicht werden können. Insgesamt zeigen die Werkstoffe PMG Mischung, Somaloy 700HR-3P und EM-1 die besten Kombinationen aus Festigkeit und Verlusten, wobei der Werkstoff Somaloy 700HR-3P

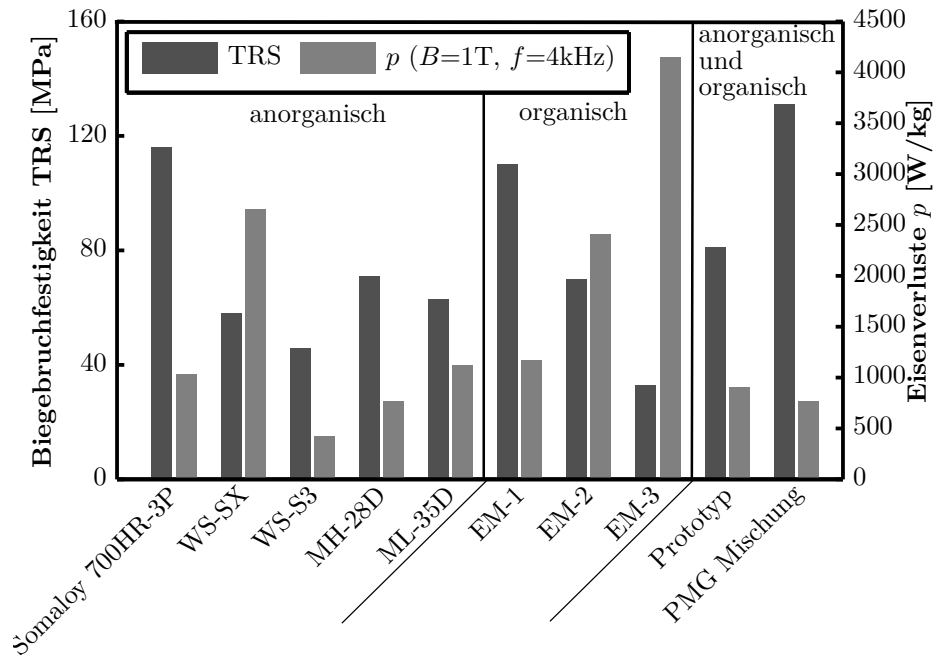


Abb. 6.11.: Eisenverluste und Biegebruchfestigkeiten von unterschiedlichen Pulververbundwerkstoffen unterteilt nach Isolationssystemen. Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt.

dabei die höchsten Permeabilitäten aufweist.

Temperaturabhängigkeit der Festigkeit

In Traktionsantrieben treten Temperaturen bis 180°C auf. Die Festigkeit der organisch isolierten Pulververbundwerkstoffe hängt vom Binder ab und die hohe Festigkeit des Somaloy 700HR-3P wird durch die Eisenoxidschicht bestimmt. Hier soll überprüft werden, inwieweit die Schichten den Einsatztemperaturen standhalten.

Dazu zeigt Abbildung 6.12 die temperaturabhängige Festigkeit der Werkstoffe Somaloy 700HR-3P und PMG Mischung. Das Eisenoxid des Somaloy 700HR-3P ist temperaturbeständig und es ergibt sich nur ein geringer Festigkeitsabfall. Das Material PMG Mischung mit einem organischen Binder zeigt einen geringfügig größeren Festigkeitsabfall über der Temperatur.

Die temperaturabhängige Festigkeit der Werkstoffe EM-1 und EM-2 findet sich in Gélinas [Gél05]. Die Festigkeit beider Werkstoffe nimmt bei 150°C im Vergleich mit der Raumtemperatur um 30% ab, bei EM-1 mit einer Dichte von $7,1\text{g/cm}^3$ von 120MPa auf 75MPa . Dies ist die größte Festigkeitsabnahme der betrachteten Werkstoffe.

Bei Werkstoffen deren Isolierung Organik enthält, muss für den Einsatz in Trak-

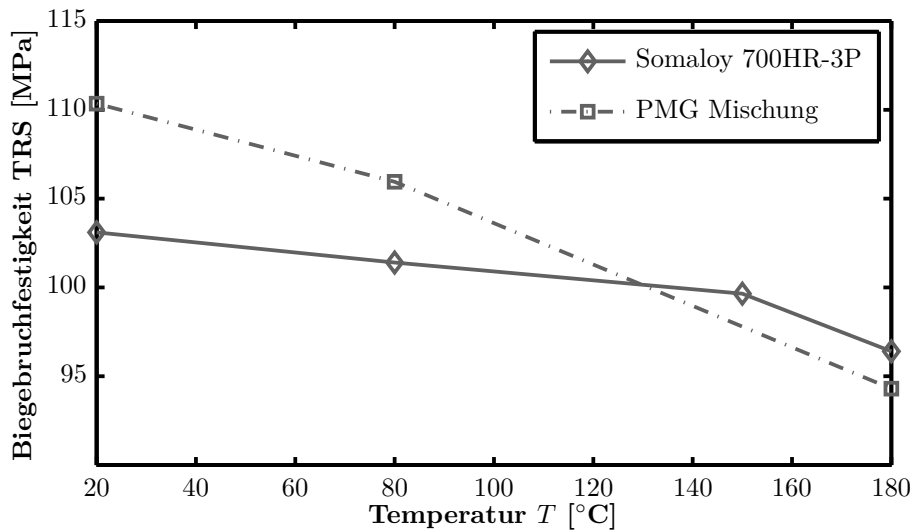


Abb. 6.12.: Biegebruchfestigkeit über verschiedenen Einsatztemperaturen am Beispiel der Werkstoffe Somaloy 700HR-3P und PMG Mischung.

tionsantrieben die Temperaturbeständigkeit des organischen Binders berücksichtigt werden.

6.5. Werkstoffauswahl

Nachdem in den vorhergehenden Kapiteln die wichtigsten Eigenschaften unterschiedlicher Pulververbundwerkstoffe untersucht wurden, sollen in diesem Kapitel die Einflüsse des Beschichtungssystem zusammengefasst werden. Tabelle 6.3 zeigt die Vor- und Nachteile unterschiedlicher Isolationssysteme. Bei den gegebenen Wertebereichen für einzelne Eigenschaften ist zu beachten, dass nicht immer alle Eigenschaftskombinationen gleichzeitig erzielt werden können.

Aus Tabelle 6.3 geht hervor, dass mit allen Isolationssystemen geringe Gesamteisenverluste erzielt werden können. Da mit allen Isolationssystemen hohe spezifische Widerstände erreicht werden können, ergeben sich bei allen Isolationssystemen geringe dynamische Verluste.

Anorganisch isolierte Werkstoffe können während der Wärmebehandlung höheren Temperaturen ausgesetzt werden als Werkstoffe mit organischem Binder. Dadurch weisen sie geringe Hystereseverluste auf. Die höchsten Wärmebehandlungstemperaturen werden mit einer Magnesiumoxidisolierung erreicht, deshalb weisen diese die geringsten Hystereseverluste auf. Mit einer Kombination aus anorganischer Isolierung und organischem Binder werden mittlere Hystereseverluste erreicht. Dadurch, dass der Binderanteil im

Tab. 6.3.: Grundlegende Vor- und Nachteile der drei verschiedenen Isolationssysteme von Pulververbundwerkstoffen nach Abbildung 2.2.

Isolationssystem	Anorganisch isoliert	Organisch isoliert	Organisch und anorganisch isoliert
Vorteil	+Geringe Verluste (100-660mJ/kg) ^a +Hohe Festigkeiten durch zusätzliche Wasserdampfbehandlung erreichbar (120MPa) +Hohe Permeabilitäten (190-800) +Geringe Hystereseverluste (70-170mJ/kg) ^b	+Einfache Herstellung [Lef01] +Geringe Verluste (290-1000mJ/kg) ^a +Hohe Festigkeit (30-110MPa)	+Hohe Festigkeit(80-130MPa) +Geringe Verluste (190-230mJ/kg) ^a +Nachträgliche Bearbeitung nach Pressen möglich
Nachteil	-Geringe Festigkeit bei rein anorganischer Isolierung ohne Dampfbehandlung (40-70MPa) -Nachträgliche Bearbeitung schadet mech. und magn. Eigenschaften	-Niedrige Permeabilität (500-440) -Hohe Hystereseverluste (140-170mJ/kg) ^b -Nur geringe Einsatztemperaturen möglich	-Nur geringe Einsatztemperaturen möglich
Beispiel	Somaloy 700HR-3P	EM-1	PMG Mischung

^a $B=1\text{T}$ und $f=4\text{kHz}$.

^b $B=1\text{T}$.

Gegensatz zu den organisch isolierten Werkstoffen geringer gewählt werden kann, sind die Partikel untereinander besser magnetisch gekoppelt.

Mit allen Isolationssystemen lassen sich hohe Festigkeiten erreichen. Allerdings ist bei allen Isolationssystemen in denen Organik enthalten ist, die Gefahr gegeben, dass die Festigkeit mit der Einsatztemperatur abnimmt. Bei anorganisch isolierten Werkstoffen werden nur hohe Festigkeiten erreicht, wenn sich zusätzlich zu der isolierenden Schicht eine Eisenoxidschicht ausbilden kann. Ohne kombinierte Dampfbehandlung sind die Festigkeiten von anorganisch isolierten Werkstoffen jedoch vom Pressdruck abhängig und gering.

Ein wesentlicher Unterschied der Isolationssysteme liegt in den erreichbaren Permeabilitäten. Mit organischen Werkstoffen können nur geringe Permeabilitäten erreicht werden, aufgrund des hohen Binderanteils und der geringen Dichten. Im Gegensatz zu den organisch isolierten Werkstoffen zeigen die kombinierten Werkstoffe jedoch höhere Permeabilitäten, weil der Anteil des organischen Binders gering ist. Die Permeabilitäten anorganisch isolierter Werkstoffe können durch den geringen Anteil an Isolation und den hohen Dichten hohe Werte erreichen.

Anorganisch isolierte Werkstoffe können geringe Verluste bei hohen Festigkeiten und Permeabilitäten aufweisen. Mit einer Kombination aus anorganischer Isolierung und organischem Binder lassen sich geringe Eisenverluste mit hohen Festigkeiten und mittleren Permeabilitäten erzielen. Bei Werkstoffen mit organischer Isolierung können auch geringe Eisenverluste und hohe Festigkeiten erreicht werden, allerdings bei nur geringen Permeabilitäten. Die beste Kombination aus Eisenverlusten, Festigkeit und Permeabilität bietet der Werkstoff Somaloy 700HR-3P.

Eine weitere wichtige Eigenschaft für Pulververbundwerkstoffe, die als Prototypenbauteil verarbeitet werden sollen, ist die Bearbeitbarkeit. Da im Prototypenbau die Investition in ein Presswerkzeug zu teuer ist, müssen die Bauteile nach dem Pressen aus Ronden herausgearbeitet werden. Hierbei werden sowohl die mechanischen als auch die magnetischen Eigenschaften verändert. Bei rein anorganisch isolierten Werkstoffen wird die isolierende Schicht durch zu hohen Wärmeeintrag in das Bauteil zerstört. Außerdem lassen sich die Werkstoffe sehr schlecht bearbeiten, da sie sehr spröde sind. Hier haben die anorganisch isolierten Werkstoffe mit organischem Binder den Vorteil, dass der Werkstoff sich aufgrund des zusätzlichen Binders leichter bearbeiten lässt. Einige Hersteller bieten speziell für den Einsatz in Prototypen optimiertes Material an, welches sich gut bearbeiten lässt und auch nach der Bearbeitung noch gute magnetische Eigenschaften besitzt. Diese Werkstoffe sind Somaloy Prototyp und PMG Mischung. Beide Werkstoffe besitzen eine anorganische Isolierung und einen organischen Binder.

6.6. Einfluss der Partikelgröße

Bisher wurden die verschiedenen Isolationssysteme von Pulververbundwerkstoffen untersucht. Als weitere Eigenschaft des Grundwerkstoffes und Einflussgröße auf die späteren Eigenschaften des Pulververbundwerkstoffes wird in diesem Kapitel die Partikelgröße untersucht. Dazu wurde am anorganisch isolierten Werkstoff Somaloy-1P [Hög09] die Siebverteilung der Partikelgröße zwischen 0 bis 315µm variiert. Alle anderen Herstellparameter wurden konstant gehalten. Die Werkstoffe weisen nach dem Verpressen und Wärmebehandeln annähernd gleiche Dichten um die 7,4g/cm³ auf.

Abbildung 6.13 zeigt die gesamten Eisenverluste zusammen mit den spezifischen Widerständen für unterschiedliche Partikelgrößen.

Die Gesamtverluste bei 4kHz steigen mit zunehmender Partikelgröße, da sie durch die dynamischen Verluste dominiert werden. Die dynamischen Verluste sind in Abbildung 6.14 dargestellt. Sie setzen sich zusammen aus den globalen Wirbelstromverlusten, den Partikelwirbelstromverlusten und den Anomalieverlusten. Zur Berechnung der Partikelwirbelstromverluste nach Gleichung (3.16) müssen der spezifische Widerstand der Partikel, die Permeabilität der Partikel und die Partikelgeometrie bekannt sein. Da

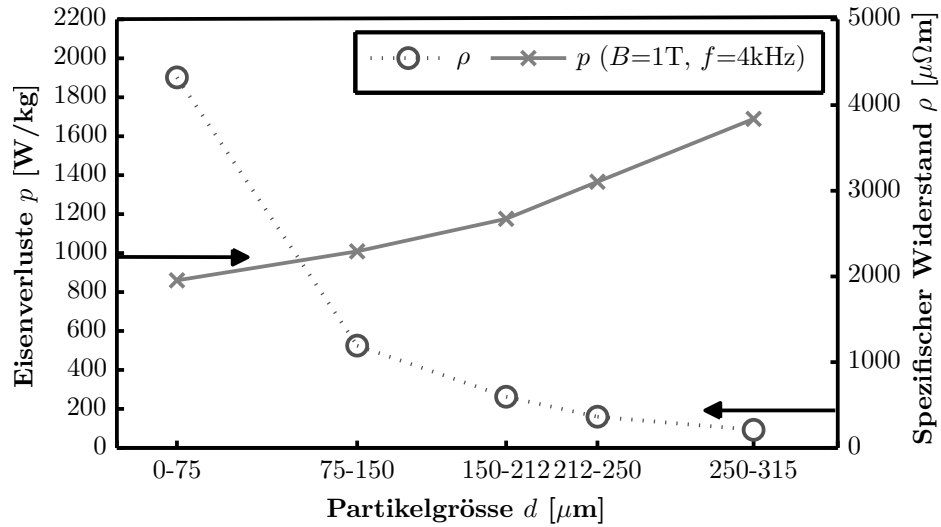


Abb. 6.13.: Eisenverluste bei $B=1\text{T}$ und $f=4\text{kHz}$ und spezifische Widerstände für unterschiedliche Partikelgrößen.

keine der Größen gemessen werden kann, werden in diesem Kapitel nur die globalen Wirbelstromverluste nach Gleichung (3.15) berechnet. Aus einem Fit nach Jordan (3.24) werden die Hystereseverluste und die dynamischen Verluste bestimmt. Die Differenz aus den berechneten globalen Wirbelstromverlusten zu den gefitteten dynamischen Verlusten wird als der Partikelwirbelstromverlust angenommen. Dabei sind in den angenommenen Partikelwirbelstromverlusten die Anomalieverluste enthalten und werden nicht weiter aufgetrennt.

Da die Partikelwirbelströme abhängig von der Partikelgröße sind (vergleiche Gleichung (3.16)) und sich in großen Partikeln stärker ausbreiten können, steigen die Partikelwirbelstromverluste mit zunehmender Partikelgröße an, wie Abbildung 6.15 zeigt. Der Anstieg der dynamischen Verluste und der Gesamtverluste korreliert mit dem Anstieg der Partikelwirbelstromverluste.

Die in Abbildung 6.13 dargestellten spezifischen Widerstände sinken mit zunehmender Partikelgröße. Kleine Partikelgrößenverteilungen weisen mehr isolierende Übergänge in einem isolierenden Pfad auf und somit höhere Widerstände. Die globalen Wirbelstromverluste steigen mit abnehmendem spezifischen Widerstand (vergleiche Gleichung (3.15)), dargestellt in Abbildung 6.15.

Die dynamischen Verluste steigen sowohl durch zunehmende Partikelgrößen und damit zunehmende Partikelwirbelströme, als auch durch abnehmende Widerstände und damit steigende globale Wirbelstromverluste.

Im Gegensatz zu den mit zunehmender Partikelgröße steigenden dynamischen Verlusten,

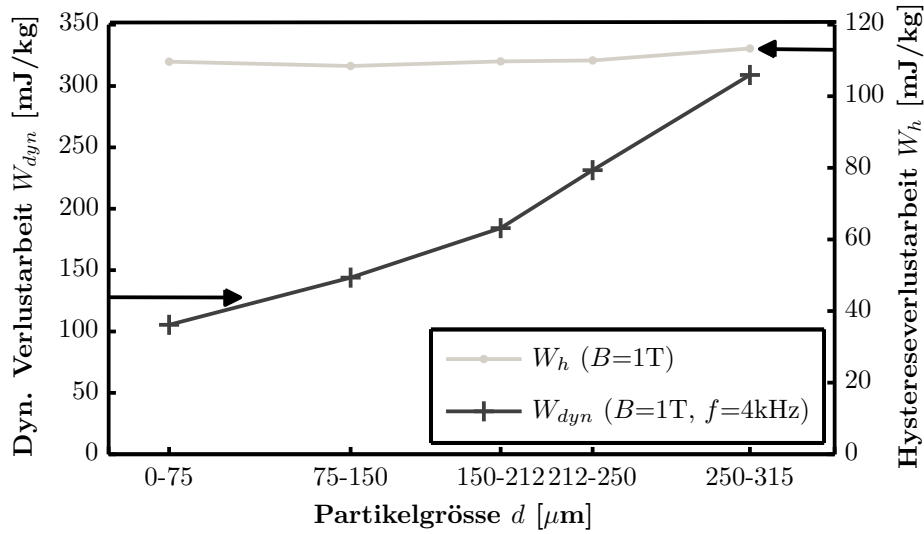


Abb. 6.14.: Dynamische Verlustarbeit bei $B=1\text{T}$ und $f=4\text{kHz}$ und Hystereseverlustarbeit bei $B=1\text{T}$ für unterschiedliche Partikelgrößen.

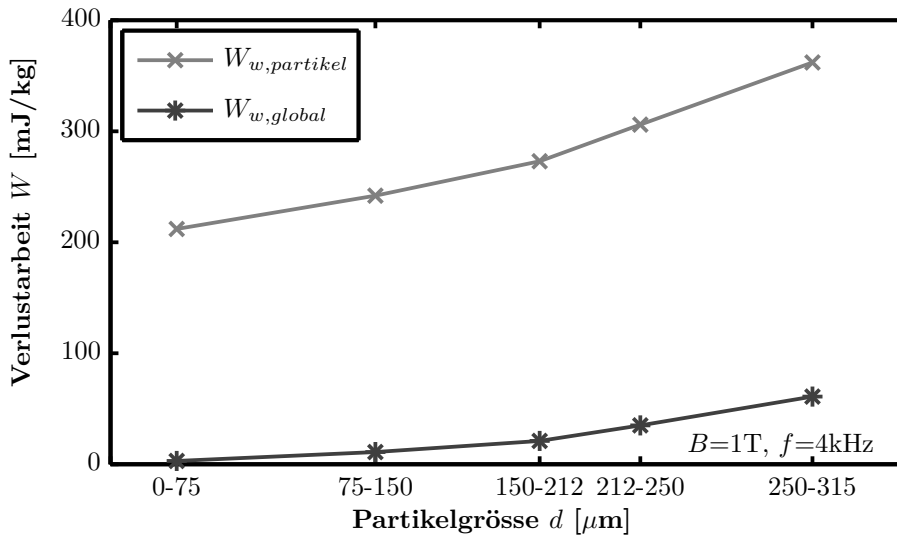


Abb. 6.15.: Die nach Gleichung (3.15) berechneten globalen Wirbelstromverlustarbeiten und die aus der Differenz zu den dynamischen Verlusten errechneten Partikelwirbelstromverlustarbeiten bei $B=1\text{T}$ und $f=4\text{kHz}$ für unterschiedliche Partikelgrößen.

sind die Hystereseverluste aus Abbildung 6.14 konstant mit der Partikelgröße. Bei größeren Partikeln, also weniger Partikelgrenzen und einem homogenen Gefüge, wurde ein Abfall in den Hystereseverlusten erwartet, da ein Ummagnetisieren hier leichter stattfinden kann. Ein Einfluss der Partikelgröße auf die Hystereseverluste konnte an diesen Proben jedoch nicht festgestellt werden. Erklären lässt sich dieses durch einen Vergleich mit den Schliffbildern aus Abbildung 6.16 und 6.17.

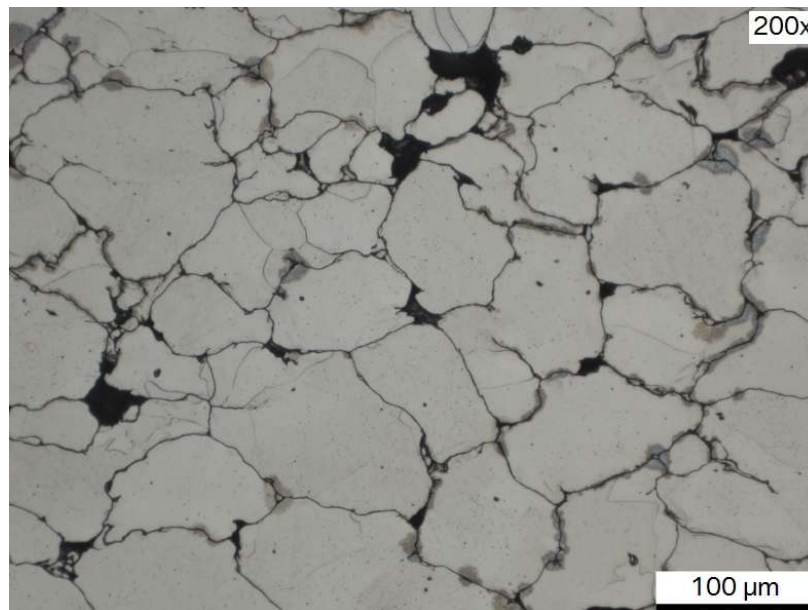


Abb. 6.16.: Lichtmikroskopische Aufnahme des Werkstoffes mit Partikelgrößen von 0-75µm in 200facher Vergrößerung. Schliff mit 3%iger Salpetersäure geätzt.

In den Partikeln aus der größten Partikelgrößenverteilung von 250-315µm sind bei der Herstellung der Pulver Poren innerhalb der Partikel entstanden (Abbildung 6.17). Zusätzlich zu den inneren Poren sind im Schliffbild sehr viele Korngrenzen innerhalb der Partikel zu sehen. Beides wirkt als Hindernis für die Blochwandbewegung und kann so zu einer Erhöhung der Hystereseverluste führen. Zum Vergleich zeigt Abbildung 6.16 das Schliffbild der Probe mit den kleinsten Partikeln und einer Verteilung von 0-75µm. Hier sind nur sehr wenige Poren innerhalb der Partikel zu sehen und auch die Anzahl der Korngrenzen in den Partikeln ist geringer.

Somit lassen sich die über der Partikelgröße konstanten Hystereseverluste durch zwei gegenläufige Effekte erklären. Durch die zunehmende Partikelgröße und die damit erleichterte Bewegung der Blochwände und durch die mit der Partikelgröße zunehmenden Gefügedefekte, die die Bewegung der Blochwände behindern, verlaufen die Hystereseverluste konstant über der Partikelgröße.



Abb. 6.17.: Lichtmikroskopische Aufnahme des Werkstoffes mit Partikelgrößen von 250-315μm in 200facher Vergrößerung. Schliff mit 3%iger Salpetersäure geätzt.

Die in Abbildung 6.18 dargestellte relative maximale Permeabilität steigt mit zunehmender Partikelgröße an.

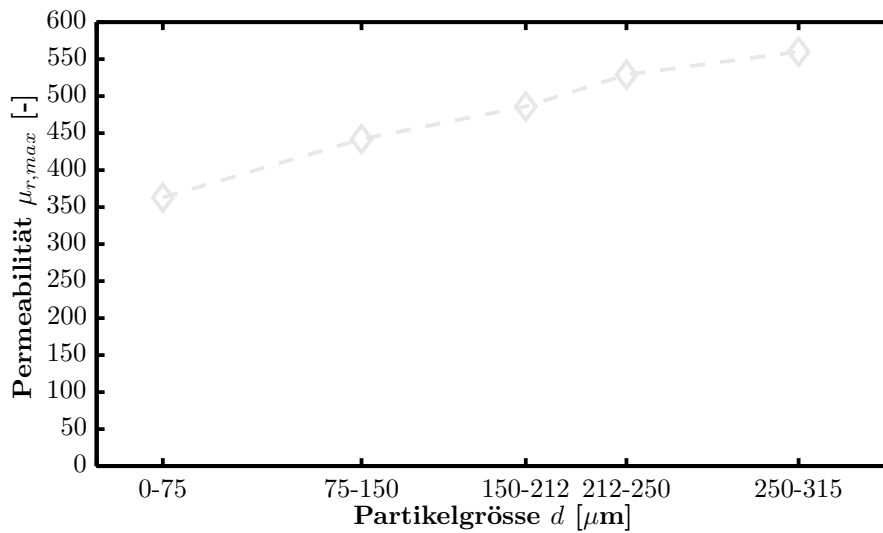


Abb. 6.18.: Maximale relative Permeabilität über verschiedenen Partikelgrößen.

Die Permeabilität ist eine stark strukturabhängige Eigenschaft. Bei großen Partikel-

größenverteilungen wird die Bewegung der Blochwände wenig behindert, sodass eine Magnetisierung leichter abläuft.

Ein Einfluss der Partikelgröße auf die magnetischen Eigenschaften ist nicht zu vernachlässigen. Die Partikelgrößenverteilung sollte auf den jeweiligen Betriebsfrequenzbereich der späteren Anwendung angepasst werden um optimale magnetische Eigenschaften zu erzielen. In den in diesem Kapitel untersuchten Werkstoffen wurden sehr enge Partikelgrößenverteilungen eingestellt, in realen Werkstoffen wird jedoch immer eine breitere Partikelgrößenverteilung gewählt um hohe Dichten zu erreichen.

7. Optimierung der Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen mit anorganischer Isolierung

Bisher wurden die Eigenschaften des Grundwerkstoffes betrachtet (siehe Kapitel 6). Aus den Untersuchungen ergibt sich, dass anorganisch isolierte Werkstoffe die beste Kombination aus Festigkeit, Permeabilität und Verlusten für den betrachteten Einsatzfall bieten. Daher wird zur weiteren Untersuchung der Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09] verwendet.

Die Partikelgrößenverteilung von Somaloy 700HR-3P ist in Tabelle 7.1 gegeben. Die Partikel besitzen eine Isolierung aus einer anorganischen Phosphoroxidschicht.

Tab. 7.1.: Partikelgrößenverteilung des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P [Hög09].

Partikelgröße [μm]	Wahrscheinlichkeit [%]
0-75	3
75-150	29
150-212	29
212-425	39

Im folgenden wird der Einfluss des Pressdrucks und der Wärmebehandlung auf die mechanischen und magnetischen Eigenschaften untersucht.

7.1. Einfluss des Pressdrucks

Um den Einfluss des Pressdrucks zu untersuchen, wurde das Material Somaloy 700HR-3P mit unterschiedlichen Pressdrücken verpresst. Pressdrücke zwischen 600 bis 800MPa resultieren in Dichten von 7,0 bis 7,5g/cm³. Die Proben wurden mit einer konstanten Wärmebehandlung behandelt. Die Wärmebehandlung erfolgte in zwei Schritten: Einem Spannungarmglühen unter Luft bei 440°C für 35minuten folgte eine Dampfbehandlung unter Wasserdampf bei 600°C. Die Bandgeschwindigkeit des Ofens, also die Geschwindigkeit mit der die Proben durch den Ofen fahren, betrug 55mm/min.

7. Optimierung der Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen mit anorganischer Isolierung

Im folgenden wird der Einfluss der Dichte auf die Eigenschaften von Somaloy 700HR-3P betrachtet, da die Dichte und der Pressdruck korrelieren [And09, Sho06, Gél03, Gél05]. Je höher der Pressdruck, desto höher sind auch die erreichten Dichten.

Die Eisenverluste bei $B=1\text{T}$ und $f=4\text{kHz}$, dargestellt in Abbildung 7.1, sinken mit zunehmender Dichte. Die geringsten Eisenverluste zeigt der Werkstoff bei einer Dichte von $7,5\text{g/cm}^3$. Das entspricht einem Pressdruck von 800MPa .

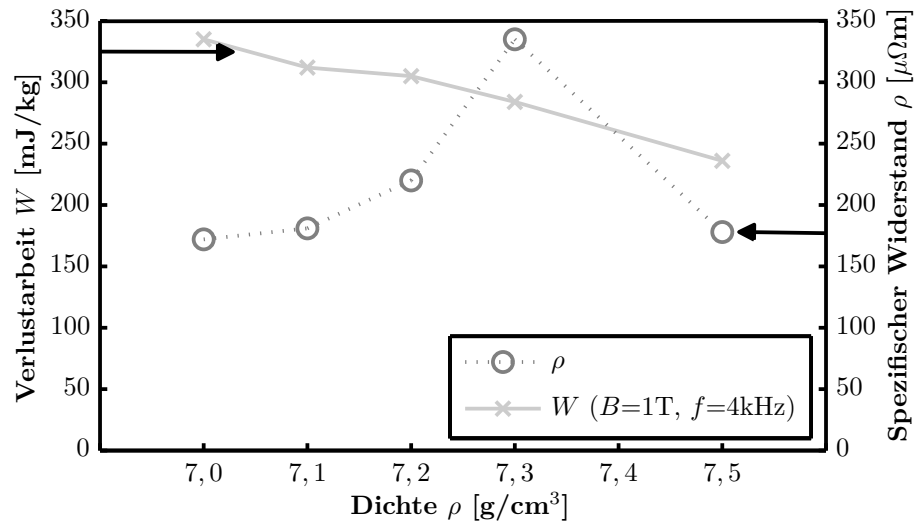


Abb. 7.1.: Eisenverluste bei einer Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ und spezifischer Widerstand über der Dichte für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P.

Dazu zeigt Abbildung 7.2 die dynamischen Verluste, die ebenfalls mit zunehmender Dichte sinken. Die in Abbildung 7.1 gezeigten spezifischen Widerstände steigen hingegen mit der Dichte bis zu einem Maximum an, ab dem sie wieder abfallen.

Wie die dynamischen Verluste sinken die in Abbildung 7.2 dargestellten Hystereseverluste mit zunehmenden Pressdruck. Im Gegensatz dazu hat Hemmati et.al. [Hem06] bei zunehmenden Pressdrücken steigende Mikrospannungen gemessen, die zu steigenden Hystereseverlusten geführt haben. Durch die steigenden Pressdrücke wurden Spannungen in das Material eingebracht, die die Bewegung der Blochwände behindert haben und somit die Hystereseverluste steigerten. Die Untersuchungen von Hemmati et.al. [Hem06] beziehen sich auf einen Pulververbundwerkstoff mit einem organischen Binder und einer anschließenden Glühung bei 200°C . Der ebenfalls mit einem organischen Binder verpresste Werkstoff EM-1 zeigt mit einem Pressdruck von 800MPa und einer Glühbehandlung bei 200°C eine Hystereseverlustarbeit von 174mJ/kg . Derselbe Werkstoff mit einem geringeren Pressdruck von nur 600MPa zeigt eine höhere Hystereseverlustarbeit

von 184mJ/kg. An den hier untersuchten Werkstoffen wurde auch an organisch iolierten Werkstoffen mit zunehmenden Pressdruck sinkende Hystereseverluste beobachtet.

In den in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffen scheinen die internen Mikrospannungen, eingebracht durch den Pressdruck, keinen wesentlichen Einfluss auf die Hystereseverluste zu haben. Neben den Mikrospannungen werden die Hystereseverluste von der Homogenität des Werkstoffes bestimmt. In Pulververbundwerkstoffen wird die Homogenität des Werkstoffes von den Partikelübergängen beeinflusst. Bei niedrigen Dichten sind die einzelnen Partikel voneinander separiert und eine magnetische Kopplung einzelner Partikel über die Partikelgrenzen hinweg ist schwieriger möglich. Mit steigender Dichte nimmt die Kopplung zwischen den Partikeln zu, eine Bewegung der Blochwände über Partikelgrenzen hinweg ist leichter möglich und die Hystereseverluste sinken. Wie in Kapitel 7.2.1 gezeigt wird, findet bei einer Glühung bei geringen Temperaturen eine Verringerung der Mikrospannungen gegenüber einer nicht wärmebehandelten Probe statt. In einem breiten Temperaturintervall sinken die Hystereseverluste anschließend aber nur sehr gering, bis die Temperatur zur Rekristallisation erreicht wird. Die durch das Pressen eingebrachten Mikrospannungen scheinen bei jeder Glühung auf dasselbe Maß entspannt zu werden, unabhängig vom Pressdruck.

Abbildung 7.3 zeigt die steigende maximale relative Permeabilität mit zunehmender Dichte. Da alle Luftspalte und Poren innere Scherungen verursachen, weisen die mit höherem Pressdruck verpressten Werkstoffe höhere Permeabilitäten auf. Ab einer Dichte von $7,3\text{g/cm}^3$ verläuft die Permeabilität über der Dichte annähernd konstant.

Die Festigkeit weist denselben Verlauf über der Dichte auf wie die Permeabilität. Da Reineisen sehr weich ist, steigt bis zu einer Dichte von $7,3\text{g/cm}^3$ die Festigkeit durch das Verzahnen der Eisenpulver an. Neben dem Verzahnen der Eisenpulver wird in Kapitel 7.2.1 gezeigt, dass die Festigkeit vom Somaloy 700HR-3P wesentlich durch die sich während der Dampfbehandlung ausbildende Eisenoxid Schicht bestimmt wird. Ab der Überschreitung einer kritischen Dichte, ist die optimale Eisenoxidschichtdicke erreicht und die Festigkeiten steigen nicht weiter an. Dies lässt sich durch die bei hohen Dichten erschwerte Reaktion der Partikeloberfläche mit der Wasserdampfatmosfera erklären. Anscheinend kann weniger Wasserdampf in das Werkstoffinnere vordringen, sodass sich die Eisenoxidschicht bei hohen Dichten geringer ausbildet.

Abschließend lässt sich feststellen, dass hohe Dichten wesentlich für das Erreichen von den gewünschten magnetischen Eigenschaften, wie Permeabilität und Ummagnetisierungsverluste sind. Da die Dichte des Werkstoffes nicht durch ein Versintern erreicht werden kann [Sho07b], müssen zum Erreichen der hohen Dichten von $7,5\text{g/cm}^3$ hohe Pressdrücke von 800MPa angewendet werden. Die hier untersuchten Proben haben einfache Ring- oder Stabgeometrien und die Volumen der Probe sind klein. Beim Pressen von komplexen, größeren Bauteilen muss berücksichtigt werden, dass die erreichten Dichten innerhalb der Bauteile stark schwanken können. Um hohe Dichte zu erreichen ist schon die Verpressbarkeit des Grundpulvers zu berücksichtigen [And09].

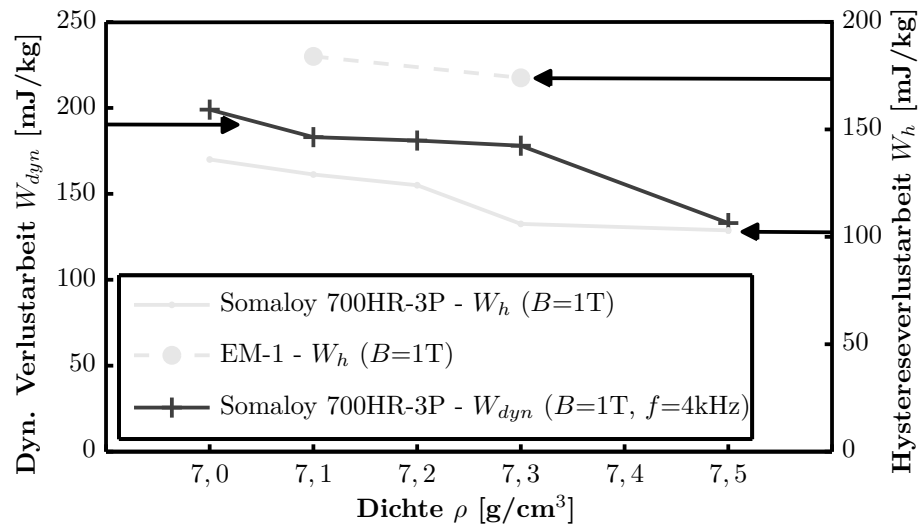


Abb. 7.2.: Hystereseverluste und dynamische Verluste in Abhängigkeit der Dichte für den anorganisch isolierten Werkstoff Somaloy 700HR-3P und Hystereseverluste für den organisch isolierten Werkstoff EM-1. Die dynamischen Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt, die Hystereseverlustarbeit ist bei $B=1\text{T}$ gezeigt.

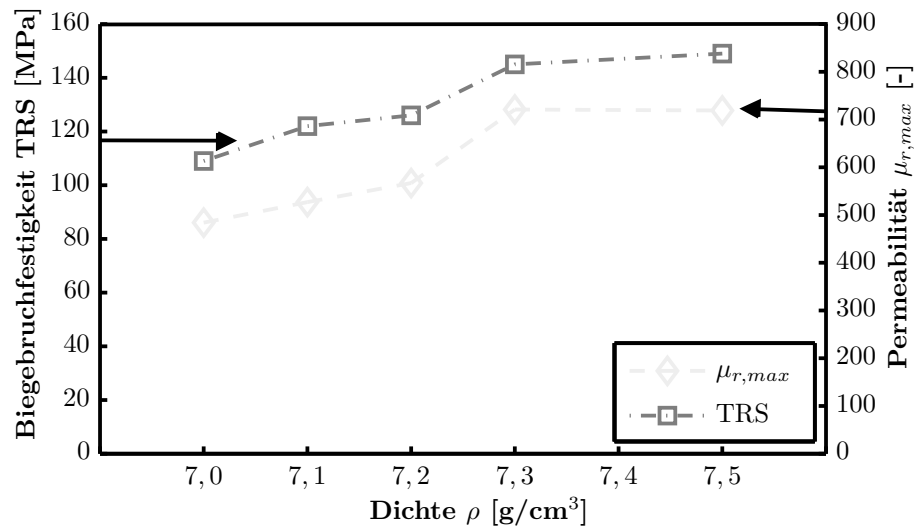


Abb. 7.3.: Maximale relative Permeabilität und Biegebruchfestigkeit des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P für unterschiedliche Dichten.

Desweiteren schlagen Kikuchi et.al. [Kik08] und Cha et.al. [Cha09] zum Erreichen von hohen Dichten vor, das „Ultrasonic“ Pressverfahren anzuwenden. Shokrollahi et.al. [Sho07a] erreicht hohe Dichten durch das Warmkompaktieren.

Im Allgemeinen weisen anorganisch isolierte Werkstoffe im Vergleich zu den organisch isolierten Werkstoffen höhere Dichten auf (vergleiche Abbildung 6.9). In anorganisch isolierten Werkstoffen kann die Isolationsschicht sehr dünn aufgetragen werden, wodurch sich höhere Dichten ergeben.

7.2. Einfluss der Wärmebehandlung

Bisher wurden sowohl die Eigenschaften des Grundwerkstoffes untersucht (siehe Kapitel 6), als auch der Einfluss des Pressdrucks. Dies läßt die Wärmebehandlung zur weiteren Betrachtung.

Der Einfluss der Wärmebehandlung wird am anorganisch isolierten Werkstoff Somaloy 700HR-3P mit der in Tabelle 7.1 angegebenen Partikelgrößenverteilung untersucht. Die Proben wurden mit einem konstanten Pressdruck von 800MPa verpresst. Die anschließende Wärmebehandlung wurde variiert, mit unterschiedlichen Temperaturen und unterschiedlichen Wärmebehandlungszeiten.

Viele Veröffentlichungen [Lie07, Ham06, Pop98, Jac98, Guo04, Dub06, Ian06, Jac05] beschäftigen sich mit dem Einsatz von Pulververbundwerkstoffen in elektrischen Maschinen. Um die Pulververbundwerkstoffe für eine Serienanwendung zu etablieren, ist es wichtig, die gewünschten magnetischen und mechanischen Eigenschaften auch unter Serienproduktionsbedingungen zu erreichen. Deshalb wurden sowohl das Verpressen als auch die anschließenden Wärmebehandlungen unter Serienproduktionsbedingungen durchgeführt.

Die Wärmebehandlung des Somaloy 700HR-3P kann in zwei Schritten erfolgen. Nach einem Spannungsarmglühen (SAG) unter Luft folgt eine Dampfbehandlung (DB) unter Wasserdampf. Das Spannungsarmglühen wurde in einem Durchlaufofen durchgeführt, die Dampfbehandlung erfolgte in einem Bandofen. Die in diesem Kapitel untersuchten Wärmebehandlungen sind in Tabelle 7.2 aufgeführt, sie können in 6 Serien aufgeteilt werden. Die wesentlichen Parameter sind hierbei die Temperatur des Spannungsarmglühens T_{SAG} die Zeit des Spannungsarmglühens in minuten, die Temperatur der Dampfbehandlung T_{DB} und die Bandgeschwindigkeit mit der die Proben durch den Ofen zur Wasserdampfbehandlung gefahren werden (DB Bandgeschw.). Alle angegebenen Temperaturen beziehen sich auf die eingestellte Temperatur des Ofens und entsprechen nicht der Temperatur auf der Probe. Da das Spannungsarmglühen und das Dampfbehandeln in unterschiedlichen Öfen stattfindet, kann die Temperatur in der Probe jeweils verschieden sein.

7. Optimierung der Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen mit anorganischer Isolierung

Tab. 7.2.: Wärmebehandlungsserien: Alle Wärmebehandlungen wurden unter Serienproduktionsbedingungen durchgeführt und die angegebenen Temperaturen sind eingestellte Ofentemperaturen. Der Grundwerkstoff ist Somaloy 700HR-3P [Hög09] mit einem Pressdruck von 800MPa verpresst.

Variation ^a	Bezeichnung	Wärmebehandlung	Probe							
T_{DB} mit SAG	A	SAG	440°C 35min							
		DB	500°C	530°C	600°C	650°C	700°C	$55 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$		
T_{SAG}	B	SAG	440°C 35min	530°C 60min	550°C 80min	600°C 35min				
T_{DB}	C	DB	500°C	530°C	550°C	580°C	600°C	700°C	$55 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	
	D	DB	500°C	530°C	550°C	580°C	600°C	$80 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$		
DB Bandgeschw.	E	DB	600°C							
	F	DB	$55 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$65 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$75 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$80 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$95 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$110 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$		
			$30 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$40 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$55 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$	$80 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$				
Grünling	G	-	nur verpresst, ohne Wärmebehandlung.							

^a SAG=Spannungsarmglühen, DB=Dampfbehandlung, T_{DB} =Temperatur Dampfbehandlung, T_{SAG} =Temperatur Spannungsarmglühen, DB Bandgeschw.=Bandgeschwindigkeit Dampfbehandlung, min=minuten.

Im Anhang stellt Tabelle A.1 die Ergebnisse für alle untersuchten Wärmebehandlungen dar. Es zeigt sich, dass die Wärmebehandlung sowohl einen großen Einfluss auf die Verluste hat, als auch die Festigkeiten stark beeinflusst. Auch die Permeabilitäten variieren in Abhängigkeit der Wärmebehandlung. Im folgenden sollen die Einflüsse auf diese Eigenschaften systematisch untersucht werden.

7.2.1. Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur

Alle folgenden Untersuchungen beziehen sich auf die in Tabelle 7.2 vorgestellten Serien.

Verlusttrennung

Um den Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur zu untersuchen werden im folgenden die Serien A, C und D betrachtet. Die Serien A, C und D weisen konstante Wärmebehandlungszeiten auf, während die Dampfbehandlungstemperatur variiert wird.

Serie A wurde im Gegensatz zu den Serien C und D mit einer konstanten Temperatur und Zeit vor der Dampfbehandlung spannungsarmgeglüht.

Um den Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur auf die magnetischen Eigenschaften zu untersuchen, werden die Eisenverluste zuerst nach dynamischen Verlusten und Hystereseverlusten getrennt betrachtet. Die Trennung erfolgt nach Kapitel 5.1.3. Für die Serien A, C und D ergeben sich die in Abbildung 7.4 dargestellten Hystereseverluste.

Der Grünling (G), ohne eine Wärmebehandlung zeigt die höchsten Hystereseverluste aller untersuchten Proben von 123mJ/kg. Durch das Verpressen wird der Werkstoff verformt und innere Spannungen und Versetzungen in die Eisenpartikel eingebracht [Hem06, Sho06]. Beides behindert die Blochwandbewegung und führt zu höheren Hystereseverlusten [Tag09, Hem06]. Mit steigender Wärmebehandlungstemperatur sinken die Hystereseverluste. Dabei sinken die Hystereseverluste vom Grünling zu der Probe mit einer Wärmebehandlung nach Spannungsarmglühen und einer Dampfbehandlung bei 500 °C aus Serie A auf 115mJ/kg um 7%. Bis zu einer Dampfbehandlungstemperatur von 650 °C sinken die Hystereseverluste auf 98mJ/kg. Es folgt eine sprunghafte Abnahme auf 77mJ/kg bei 700 °C.

Die Serien C und D, die im Gegensatz zu Serie A keinem vorherigen Spannungsarmglühen unterzogen wurden, zeigen denselben Verlauf über der Wärmebehandlungstemperatur mit einem leichten Abfall bzw. annähernd konstanten Verlauf bis zu einer Grenztemperatur, an der die Hystereseverluste stark abnehmen. Nur dampfbehandelte Proben aus den Serien C und D und nur spannungsarm geglühte Proben aus der Serie B zeigen bei allen Temperaturen geringere Hystereseverluste als die spannungsarm und anschließend dampfbehandelten Proben aus Serie A. Es wird vermutet, dass in den in zwei Schritten wärmebehandelten Proben während des ersten Glühprozesses das Schmiermittel vollständiger ausdampfen kann. Während der Dampfbehandlung kann sich anschließend eine stabile Eisenoxidschicht ausbilden. In Kapitel 7.1 wurde gezeigt, dass die Hystereseverluste mit steigendem Pressdruck sinken. Dies wurde durch die mit zunehmender Dichte steigende magnetische Kopplung der Partikel erklärt, die eine Magnetisierung erleichtert. Bei der Ausbildung einer breiten Eisenoxidschicht wird die Magnetisierung stärker behindert und die Hystereseverluste steigen. Die magnetische Kopplung ist nicht so stark wie bei den ausschließlich dampfbehandelten Proben, bei denen sich die Eisenoxidschicht anscheinend nicht vollständig ausbilden kann, weil das Schmiermittel nicht ausreichend entfernt wurde.

Da die Hystereseverluste mit den inneren Mikrospannungen korrelieren, werden Proben der Dampfbehandlungsserie C mit einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min und variiertem Dampfbehandlungstemperatur und die Probe ohne eine Wärmebehandlung (G) im EBSD (Electron Backscatter Diffraction) untersucht. Im EBSD kann die lokale Ausrichtung der Kristalle untersucht werden und auf lokale Verspannungen geschlossen werden. Abbildung 7.5 zeigt die lokale Misorientierung für den Grünling ohne Wärmebehandlung (G).

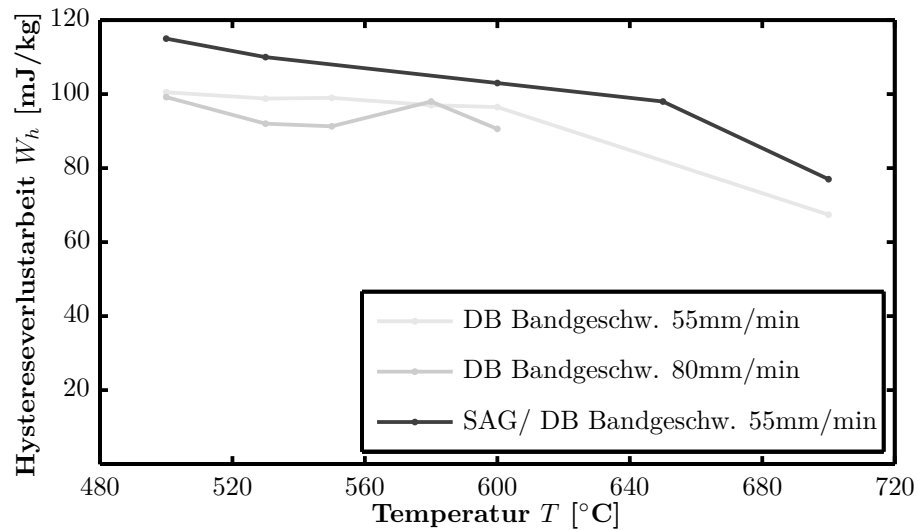


Abb. 7.4.: Hystereseverluste abhängig von der Wärmebehandlungstemperatur. Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ dargestellt.

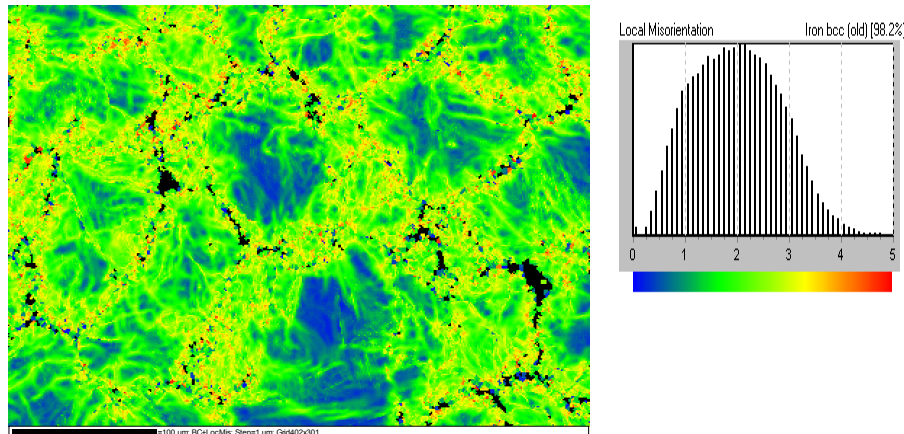


Abb. 7.5.: EBSD Aufnahme mit 300facher Vergrößerung: Lokale Misorientierung am Grünling (G) vor der Wärmebehandlung. Der Grünling hat einen Hystereseverlust bei 1T von 123mJ/kg.

Zum Vergleich zeigt Abbildung 7.6 die lokale Misorientierung für eine dampfbehandelte Probe bei 530 °C aus Serie C und Abbildung 7.7 zeigt die lokale Misorientierung für eine Dampfbehandlungstemperatur von 700 °C (Serie C). Wie erwartet ist die lokale Misorientierung am Partikelrand am größten, da die Verformung durch den Pressdruck an den Partikelrändern am stärksten ist.

Zwischen dem Grünling G und der Probe mit einer Dampfbehandlungstemperatur von 530 °C ist in der lokalen Misorientierung keine Veränderung festzustellen, auch wenn die Hystereseverluste von 123mJ/kg auf 99mJ/kg um 23% sinken. Im Gegensatz zu dem Grünling (G) und der Probe bei 530 °C zeigt die Probe bei 700 °C Dampfbehandlungstemperatur eine sichtbare Entspannung in der lokalen Misorientierung mit Hystereseverlusten von 67mJ/kg. Die Rekristallisationstemperatur für Reineisen liegt zwischen 570 und 780 °C. Ein Ausheilen von Störungen im Kristallgitter kann schon früher stattfinden, aber die Rekristallisation, bei der sich stark verspannte Körner neu bilden, hat erst in der Probe mit einer Dampfbehandlungstemperatur von 700 °C stattgefunden. Diese Probe zeigt auch die geringsten Hystereseverluste. Das erste Ausheilen von Störungen im Kristallgitter ohne Rekristallisation scheint schon bei sehr geringen Temperaturen stattzufinden, da alle Proben im Gegensatz zum Grünling (G) zwar geringere Hystereseverluste aufweisen, aber bis zu einer Temperatur von 700 °C in den lokalen Misorientierungen keine Unterschiede aufweisen.

In den Somaloy 700HR-3P Werkstoffen scheinen als wesentlichen Einfluss auf die Hystereseverluste nicht die inneren Spannungen zu wirken, sondern die Möglichkeit zur Bewegung der Blochwände über Partikelgrenzen hinweg. Also hat die Ausprägung der Eisenoxidschicht einen wesentlichen Einfluss auf die Hystereseverluste.

Im Gegensatz zu den sinkenden Hystereseverlusten, steigen die dynamischen Verluste der Serien A,C und D über der Wärmebehandlungstemperatur an. In Abbildung 7.8 wird gezeigt, dass die dynamischen Verluste aller Serien ab einer bestimmten Grenztemperatur sprunghaft zunehmen.

Durch die Wärmebehandlung werden die isolierenden Schichten um die Partikel zerstört und die globalen spezifischen Widerstände steigen an. Die Partikelwirbelstromverluste werden allerdings nicht durch den Anstieg der globalen spezifischen Widerstände beeinflusst, diese sind wie in Gleichung (3.16) gezeigt, vom spezifischen Widerstand der Partikel und der Partikelgröße abhängig.

Die dynamischen Verlustanteile des Grünlings sind sehr gering mit 103mJ/kg bei 4kHz. Dies liegt am hohen spezifischen Widerstand von 1260 $\mu\Omega$ m. Durch die Wärmebehandlung nimmt der spezifische Widerstand ab [Dub04]. Um auch nach der Wärmehandlung einen hohen Widerstand zu erreichen, zeigt Tajima et.al. [Taj05], dass die Wahl des isolierenden Oxidsystems entscheidend ist.

Um die Oxidschichten genauer zu untersuchen werden an zwei Proben der Serie C Transmissionselektronenmikroskop Aufnahmen durchgeführt. Dazu werden die Proben

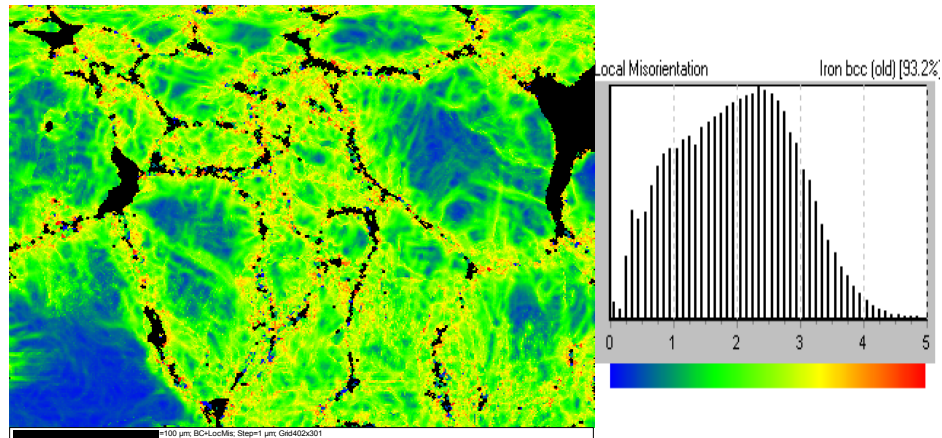


Abb. 7.6.: EBSD Aufnahme mit 300facher Vergrößerung: Lokale Misorientierung an einem Schliffbild. Dampfbehandlung bei 530 °C mit einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min aus Serie C. Die Probe hat einen Hystereseverlust bei 1T von 99mJ/kg.

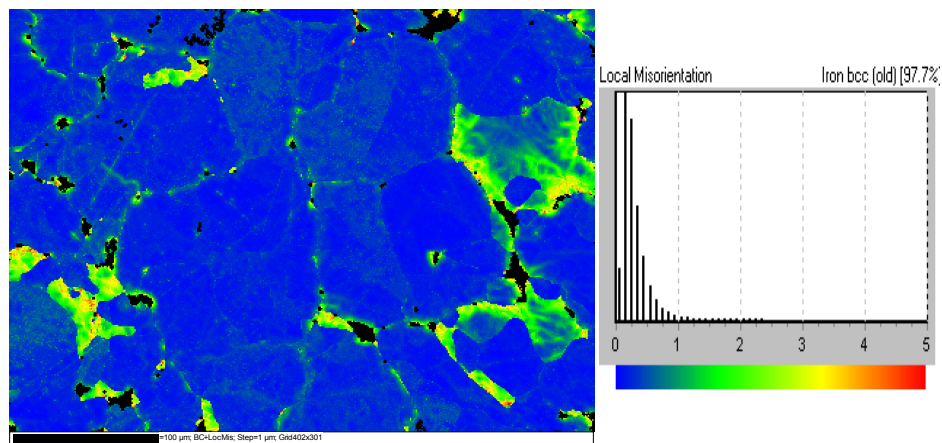


Abb. 7.7.: EBSD Aufnahme mit 300facher Vergrößerung: Lokale Misorientierung an einem Schliffbild. Dampfbehandlung bei 700 °C mit einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min aus Serie C. Die Probe hat einen Hystereseverlust bei 1T von 67mJ/kg.

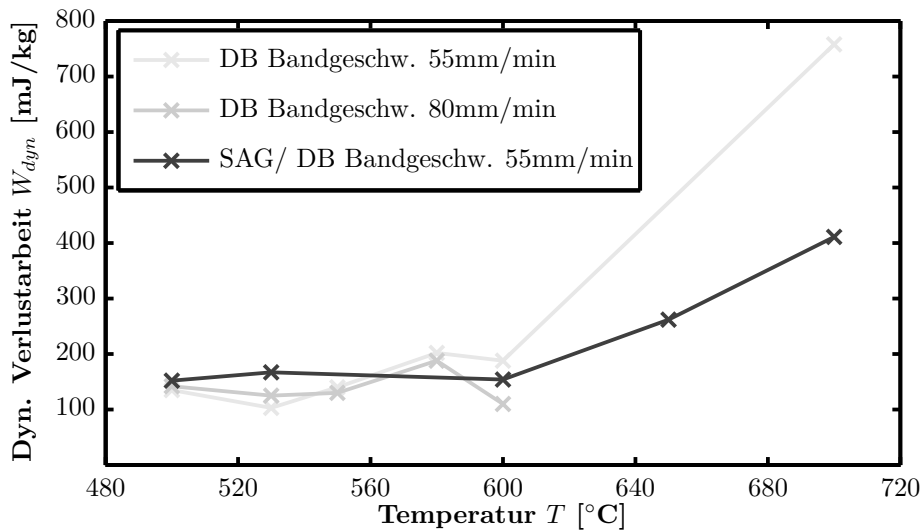


Abb. 7.8.: Dynamische Verluste in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur. Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt.

nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^\circ\text{C}$ und $T_{DB}=700^\circ\text{C}$ mit einer konstanten Bandgeschwindigkeit von 55mm/min ausgewählt. Die untersuchten Proben unterscheiden sich nur in der Temperatur der Dampfbehandlung. Abbildung 7.9 zeigt eine Transelektronenmikroskopische Hellfeld-Aufnahme der Partikelgrenzen einer Probe nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^\circ\text{C}$.

Abbildung 7.10 zeigt die Elementkonzentrationen an der Partikelgrenze. Die hellen Bereiche der Sauerstoffkonzentration korrelieren mit den hellen Bereichen der Phosphorkonzentration, sodass von der Ausbildung einer Phosphoroxidschicht ausgegangen werden kann. Die Bereiche der Partikelgrenzschicht in denen kein Phosphor zu finden ist, die aber eine erhöhte Sauerstoffkonzentration aufweisen, zeigen gleichzeitig hohe Eisenkonzentrationen. Hier kann von der Bildung einer Eisenoxidschicht ausgegangen werden. Die Eisenoxidschicht bildet sich sowohl mittig zwischen beiden Eisenpartikeln aus als auch zwischen dem Eisenpartikel und der Phosphoroxidschicht.

Dazu zeigt Abbildung eine 7.11 Rastertranselektronenmikroskopaufnahme (STEM) der Probe nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^\circ\text{C}$ und einen daraus extrahiertes Linienprofil. Am Eisenpartikelrand nimmt der Gehalt an Eisen ab, während der Gehalt an Sauerstoff zunimmt. Es kann sich eine Eisenoxidschicht ausbilden. Weiter im Spaltinneren findet sich Sauerstoff und Phosphor, zur Bildung der Phosphoroxidschicht.

Zur weiteren Schichtcharakterisierung zeigt Abbildung 7.12 Conical Dark Field Aufnahmen mit demselben Bildausschnitt wie Abbildung 7.10 von der Probe nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^\circ\text{C}$. Mit Conical Dark Field Aufnahmen kann die

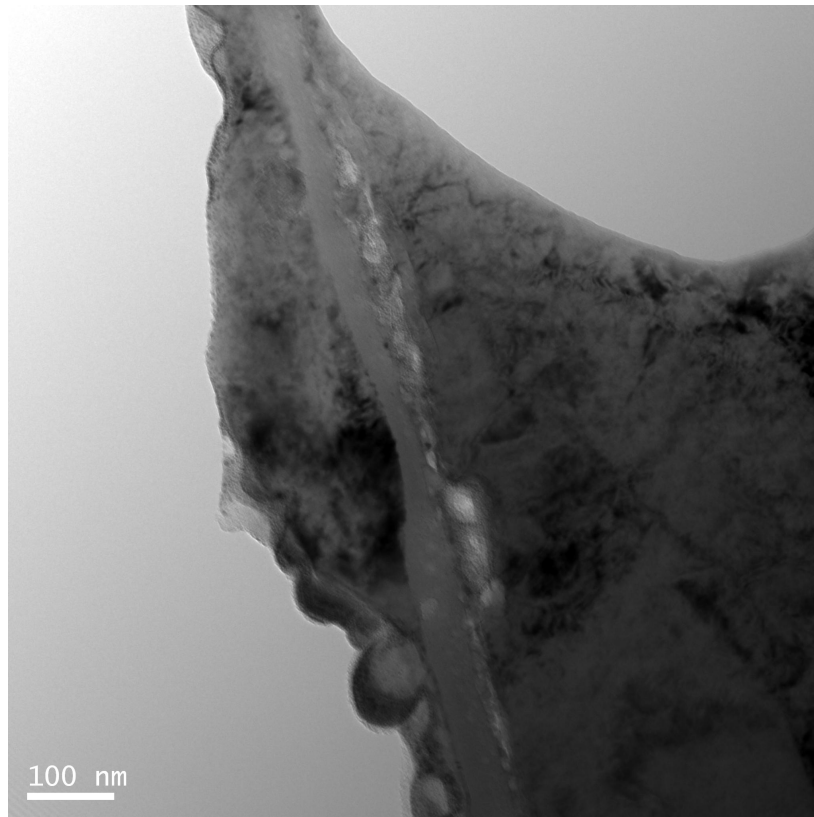


Abb. 7.9.: Transmissionselektronenmikroskopische Hellfeld-Aufnahme der Partikelgrenzschicht für den bei $T_{DB}=530^{\circ}\text{C}$ geprüften Pulververbundwerkstoff Somaloy 700HR-3P.

Kristallstruktur untersucht werden. Amorphe Kristallstrukturen erscheinen in den Bildern gleichmäßig grau, kristalline Bereiche erscheinen hell. Die in Abbildung 7.10 als Phosphoroxidschicht identifizierte Schicht erscheint grau, bildet sich also amorph aus.

Für die Probe mit einer Dampfbehandlungstemperatur von $T_{DB}=700^{\circ}\text{C}$ zeigt Abbildung 7.13 die Ausbildung der Partikelgrenzschichten. Auch nach der hohen Temperatur der Dampfbehandlung zeigt sich beim Vergleich der Elementkonzentrationen die Ausbildung einer Phosphoroxidschicht und einer Eisenoxidschicht.

Im Transmissionselektronenmikroskop können aufgrund der Probenpräparation immer nur sehr lokale Stellen untersucht werden. Bei den hier untersuchten Proben wurde die Phosphoroxidschicht unabhängig von der Wärmebehandlungstemperatur sowohl mittig zwischen beiden Partikeln als auch beidseitig an den Partikelrändern gefunden.

Abbildung 7.14 zeigt die Conical Dark Field Aufnahmen an der Probe nach einer Dampfbehandlungstemperatur von 700°C an demselben Bildausschnitt wie Abbildung 7.13. Die in Abbildung 7.13 als Phosphoroxidschicht identifizierte Schicht weist helle

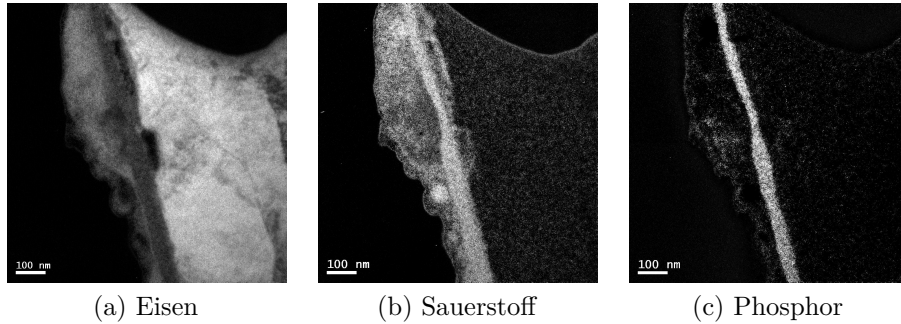


Abb. 7.10.: Energiegefilterte Transmissionselektronenmikroskop (EFTEM) Aufnahme des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^{\circ}\text{C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min (Serie C). (a) Helle Bereiche zeigen die Eisenkonzentration, in (b) ist die Sauerstoffkonzentration hell dargestellt, in (c) ist die Phosphorkonzentration hell dargestellt.

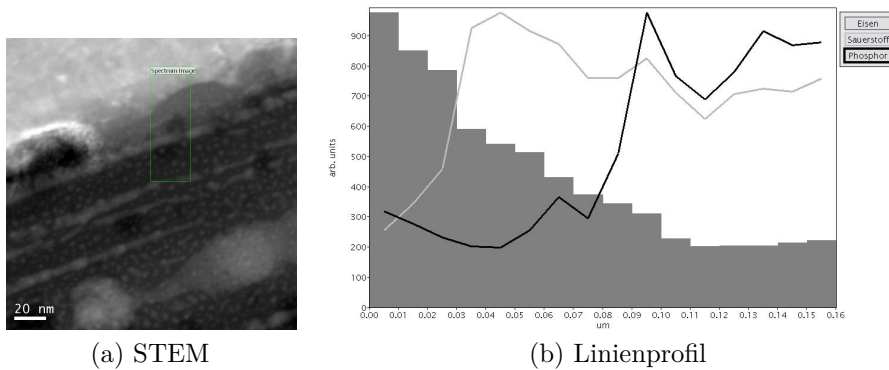


Abb. 7.11.: (a) Rastertransmissionselektronenmikroskopaufnahme (STEM) des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P an einer Probe nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^{\circ}\text{C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min (Serie C) und (b) einen daraus extrahiertes Linienprofil.

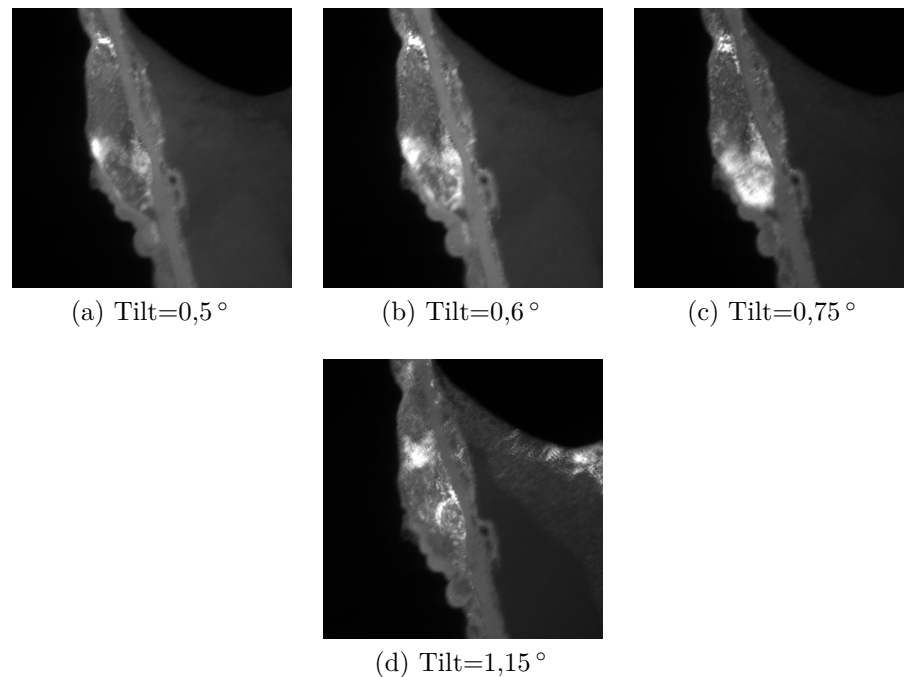


Abb. 7.12.: Conical Dark Field Aufnahme des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^{\circ}\text{C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min (Serie C) für die verschiedene Winkel. Die in Abbildung 7.10 als Phosphoroxidschicht identifizierte Schicht weist keine erkennbaren kristallinen Bereiche auf.

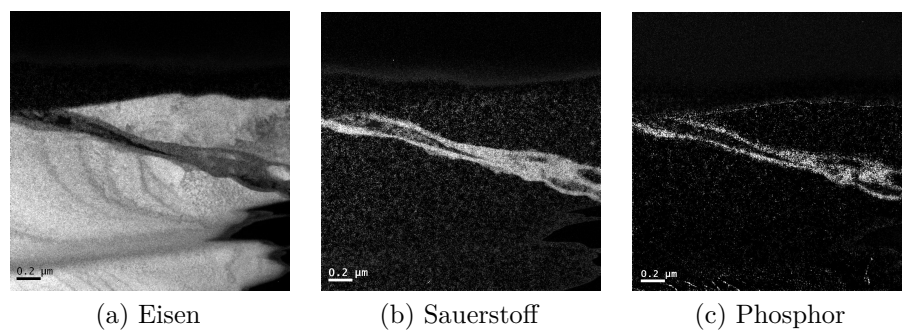


Abb. 7.13.: Energiegefilterte Transmissionselektronenmikroskop (EFTEM) Aufnahme des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=700^{\circ}\text{C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min (Serie C). (a) Helle Bereiche zeigen die Eisenkonzentration, in (b) ist die Sauerstoffkonzentration hell dargestellt, in (c) ist die Phosphorkonzentration hell dargestellt.

Bereiche auf und ist somit kristallin.

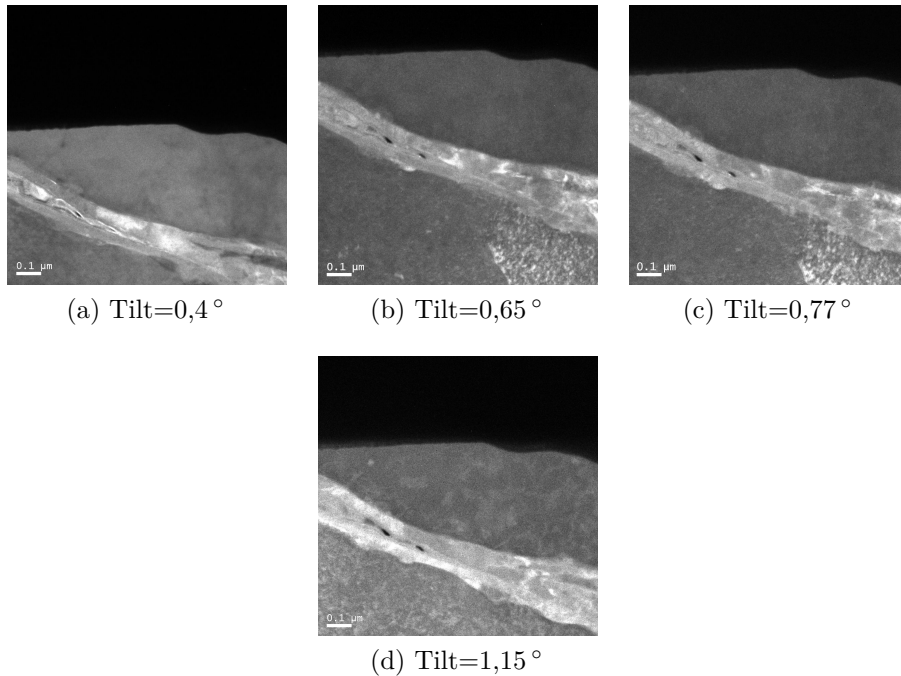


Abb. 7.14.: Conical Dark Field Aufnahme des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=700\text{ °C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min (Serie C) für die verschiedene Winkel. Die in Abbildung 7.13 als Phosphoroxidschicht identifizierte Schicht bildet sich kristallin aus.

Der wesentliche Unterschied in der Phosphoroxidschichtausbildung bei $T_{DB}=530\text{ °C}$ und bei $T_{DB}=700\text{ °C}$ ist in der Kristallinität der Phosphoroxidschicht zu sehen. Die Phosphoroxidschicht des bei $T_{DB}=530\text{ °C}$ dampfbehandelten Werkstoffes bildet sich amorph aus, während sich bei höheren Dampfbehandlungstemperaturen von $T_{DB}=700\text{ °C}$ die Phosphoroxidschicht kristallin ausbildet. Da die dynamischen Verluste der Probe mit einer Dampfbehandlungstemperatur von $T_{DB}=700\text{ °C}$ mit über 700mJ/kg hoch sind (vergleiche Abbildung 7.8), kann davon ausgegangen werden, dass die kristalline Schicht keine elektrisch isolierende Wirkung besitzt und die Wirbelströme stark ansteigen.

Zusammenfassend zeigt Abbildung 7.15 den schematischen Schichtaufbau des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P für die beiden unterschiedlich wärmebehandelten Proben.

Ein Vergleich zwischen den Hystereseverlusten und den dynamischen Verlusten zeigt, dass die Verlustanteile gegenläufig über der Wärmebehandlungstemperatur verlaufen. Während die Hystereseverluste bis 650 °C annähernd konstant verlaufen, sinken sie ab dieser Grenztemperatur stark ab. Die Wirbelstromverluste steigen über der Wärmebehandlungstemperatur an, ein sprunghafter Anstieg ist ab ungefähr 600 °C zu

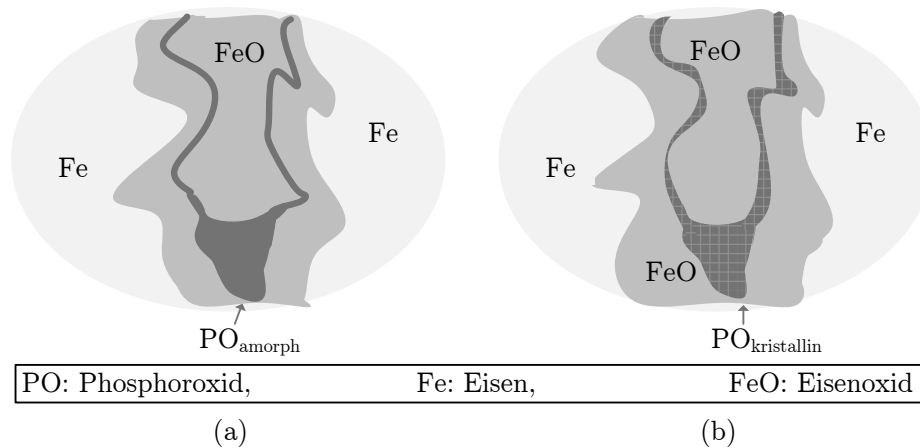


Abb. 7.15.: Schematische Darstellung der Partikelgrenzschichten für (a) den bei $T_{DB}=530^{\circ}\text{C}$ und (b) bei $T_{DB}=700^{\circ}\text{C}$ geblühten Pulververbundwerkstoff Somaloy 700HR-3P.

beobachten. Die Hystereseverluste können mit dem untersuchten Phosphoroxidsystem nicht vollständig gesenkt werden, ohne einen Übergang der amorphen Phosphoroxidschicht zur kristallinen Phosphoroxidschicht zu erreichen. Diese wirkt nicht mehr isolierend und es kommt zu einem sprunghaften Anstieg in den dynamischen Verlusten.

Bei geringen Frequenzen bilden die Hystereseverluste den Hauptanteil an den Gesamtverlusten. Mit den untersuchten Wärmebehandlungen können die Hystereseverluste von 123 auf 67mJ/kg um 45% gesenkt werden. Die dynamischen Verluste hingegen, die ab einer Frequenz von 500Hz dominieren, steigen bei den untersuchten Proben bei 4kHz von 103 auf 758mJ/kg um 735%. Um die Gesamtverluste zu optimieren, ist es deshalb wesentlich, die Betriebsfrequenz der späteren Anwendung zu kennen und die Gesamtverluste auf diese hin anzupassen.

Permeabilität

In Kapitel 6.6 wurde gezeigt, dass die Permeabilität von der Partikelgröße abhängig ist. Kapitel 7.1 zeigt den Einfluss der Dichte auf die Permeabilität. Die relative maximale Permeabilität in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur wird in diesem Kapitel untersucht. Abbildung 7.16 zeigt die relative maximale Permeabilität für die Serien A, B, C und D mit konstanter Wärmebehandlungszeit. Zusätzlich zu den bisher betrachteten Serien A, C und D bei denen bei konstanter Zeit die Dampfbehandlungstemperatur variiert wurde, wird hier zusätzlich die Serie B betrachtet, deren Proben ausschließlich spannungsarm geblüht wurden. In der Serie variiert sowohl die Zeit als auch die Temperatur der Wärmebehandlung. Die Serie soll hier nur über variierten Wärmebehandlungszeiten betrachtet werden. Alle angegebenen Temperaturen sind eingestellte Ofentemperaturen. Beim Vergleich der Serie B mit A, C und D ist zu be-

achten, dass das Spannungsarmglühen und die Dampfbehandlung in unterschiedlichen Öfen erfolgen. Die untersuchten Proben haben alle dieselbe Partikelgrößenverteilung

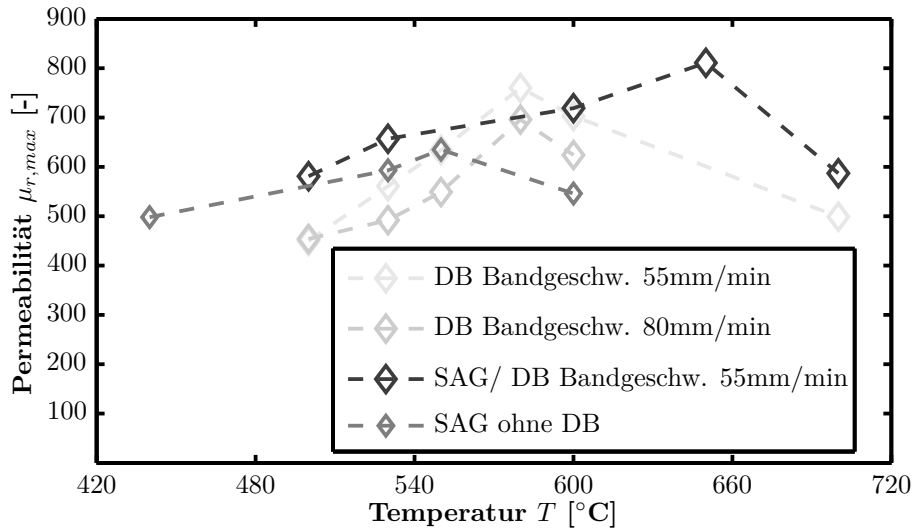


Abb. 7.16.: Relative maximale Permeabilität in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur.

(vergleiche Tabelle 7.1) und weisen annähernd gleiche Dichten auf. Damit bleibt als Einflussgröße auf die Permeabilität die innere Struktur des Materials. Diese wird stark von der Wärmebehandlung beeinflusst.

Alle untersuchten Temperaturserien (A,B,C und D) weisen ein Maximum in der relativen maximalen Permeabilität auf. Auffällig ist die Korrelation mit den Festigkeiten, dargestellt in Abbildung 7.19. Für die ausschließlich dampfbehandelten Serien (C und D) und die nur spannungsarm geglühte Serie B ist der Verlauf der Festigkeit und der Permeabilität über der Wärmebehandlungstemperatur ähnlich, mit einem Maximum bei der für die jeweilige Serie spezifischen Temperatur. Da in beiden Abbildungen die eingestellten Ofentemperaturen dargestellt sind und das Spannungsarmglühen in einem anderen Ofen als die Dampfbehandlung stattfindet, kann davon ausgegangen werden, dass die verschiedenen eingestellten Ofentemperaturen in unterschiedlichen Probenresultieren. Die hier verschiedenen Ofentemperaturmaxima der nur spannungsarmgeglühten Serie B und der nur dampfbehandelten Serien C und D finden wahrscheinlich bei derselben Probenresultieren.

Wie im nächsten Abschnitt gezeigt wird, sind die Festigkeiten abhängig von der sich ausbildenden Eisenoxidschicht. Da die Permeabilität von der Struktur des Materials beeinflusst wird, kann von einem Zusammenhang zwischen Eisenoxidschicht und Permeabilität ausgegangen werden. Dazu zeigt Abbildung 7.17 die Korrelation der Biegebruchfestigkeiten mit den Permeabilitäten. Die geringsten Festigkeiten und Permea-

bilitäten weist der Grünling auf. Da der Grünling keine Wärmebehandlung durchlaufen hat, hat sich keine Eisenoxidschicht ausgebildet. Bei allen anderen Proben ergibt sich ein klarer Zusammenhang, da beide von der Eisenoxidschicht beeinflusst werden. Je stabiler sich die Eisenoxidschicht ausbildet, desto höher ist auch die Festigkeit und die Permeabilität. Dies lässt sich durch die hohe Permeabilität der Eisenoxidschichten erklären, die sich positiv auf die Permeabilität des Gesamtwerkstoffs auswirkt.

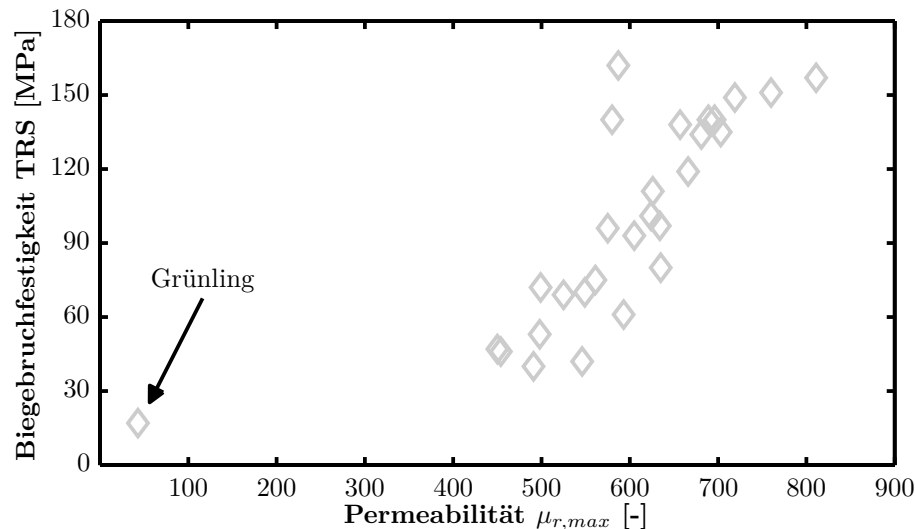


Abb. 7.17.: Festigkeit über der maximalen relativen Permeabilität.

Die Proben der Serie B, die ausschließlich spannungsarm gegläut wurden weisen die niedrigsten Permeabilitäten auf (vergleiche Abbildung 7.16). Da das Spannungsarmglühen unter Luft durchgeführt wird, findet hier nur eine ungewollte Oxidation statt, bei der sich nur geringe Eisenoxidschichten ausbilden. Die spannungsarm und anschließend dampfbehandelten Proben (Serie A) weisen die höchsten Permeabilitäten auf. Das Permeabilitätsmaximum ist zu höheren Ofentemperaturen hin verschoben. Hier kann davon ausgegangen werden, dass sich durch die zweistufige Wärmebehandlung (Spannungsarmglühen und anschließendes Dampfbehandeln) eine sehr stabile Eisenoxidschicht ausbilden konnte, die zu den hohen Permeabilitäten führt.

Biegebruchfestigkeit und Eisenverluste

Neben den magnetischen Eigenschaften ist die Festigkeit für den Einsatz in Elektromotoren wichtig. Tabelle A.1 zeigt, dass die erreichten Biegebruchfestigkeiten stark mit der Wärmebehandlung variieren. Die Festigkeit aller untersuchten Proben schwankt zwischen 20 bis 160 MPa. Dabei zeigt der Grünling (G) ohne eine Wärmebehandlung die niedrigste Festigkeit von nur 20 MPa. Ein Spannungsarmglühen ohne anschließende Dampfbehandlung erhöht die Festigkeit nur leicht auf 50 MPa. Anschließendes Dampfbehandeln, nach einem Spannungsarmglühen, erhöht die Festigkeit auf über

130MPa.

In Abbildung 7.18 ist ein Schliffbild einer spannungsarm und anschließend dampfbehandelten Probe zu sehen. Um das Eisenpartikel ist die Formation einer Oxidschicht zu erkennen, die durchgängig um jedes Partikel ausgebildet ist. Die graue Schicht wurde im Rasterelektronenmikroskop als Eisenoxid identifiziert. Das Eisenoxid wird bei der Dampfbehandlung durch die Reaktion der Wasserdampf-atmosphäre mit den Eisenpartikeln ausgebildet. Durch die Ausbildung der Eisenoxidschicht wachsen die Partikel zusammen und die Festigkeit wird erhöht. Die Ausprägung der Eisenoxidschicht bestimmt die Festigkeit des Somaloy 700HR-3P Werkstoffs.

Abbildung 7.19 zeigt die Biegebruchfestigkeiten in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur für die Serien A, B, C und D. Die spannungsarm geglühten und anschließend dampfbehandelten Proben (Serie A) zeigen die höchsten Festigkeiten von über 130MPa. Im Gegensatz zu den Proben aus Serie A, die ein vorhergehendes Spannungsarmglühen durchlaufen haben, zeigen die ausschließlich dampfbehandelten Proben (C und D) ein Maximum in der Biegebruchfestigkeit über der Wärmebehandlungstemperatur bei einer eingestellten Ofentemperatur von 580 °C. Ein vorhergehendes Spannungsarmglühen ergibt hohe Festigkeiten weitgehend unabhängig von der Wärmebehandlungstemperatur.

Während des Spannungsarmglühens wird bei niedrigen Temperaturen unter Luft das Schmiermittel ausgedampft. Bei den ausschließlich dampfbehandelten Proben müssen die beiden Schritte Ausdampfen des Schmiermittels und Dampfbehandeln in einem Schritt ablaufen. Dies lässt vermuten, dass bei Temperaturen unter und über 580 °C Schmiermittel im Werkstoff verbleibt, welches die Ausprägung der Eisenoxidschicht behindert. Beim Maximum konnte hingegen genügend Schmiermittel ausgedampft werden, um eine stabile Eisenoxidschicht zu bilden.

Abbildung 7.19 zeigt, dass bei ausschließlich dampfbehandelten Proben (C und D) zum Erreichen hoher Festigkeiten eine genaue Temperatur getroffen werden muss, kleine Schwankungen in der eingestellten Ofentemperatur führen schon zu einem starken Abfall in der Festigkeit. Dies ist gerade bei Übertragung des Wärmebehandlungsprozesses von den untersuchten Proben auf reale Bauteile ein Problem, da die Masse der Bauteile eine andere ist, als die der untersuchten Proben und eine andere Durchwärmung stattfindet.

In Abbildung 7.19 ist Serie B dargestellt, die nur spannungsarm geglüht wurde. Bei der Serie B ist zu beachten, dass sich die Proben-temperaturen von den anderen Serien unterscheiden, da die Serie in einem anderen Ofen wärmebehandelt wurde. Auch die nur spannungsarm geglühten Proben weisen ein Maximum in der Festigkeit auf. Generell weisen die nur spannungsarm geglühten Proben die geringsten Festigkeiten aller untersuchten Proben auf und liegen unter den Festigkeiten, die dampfbehandelte Proben aufweisen. Im Vergleich mit dem Grünling (G) hat sich die Festigkeit aber auch bei nur spannungsarm geglühten Werkstoffen erhöht. Es findet eine geringe Eisenoxidbildung unter Luft statt, die die Festigkeit gering erhöht.

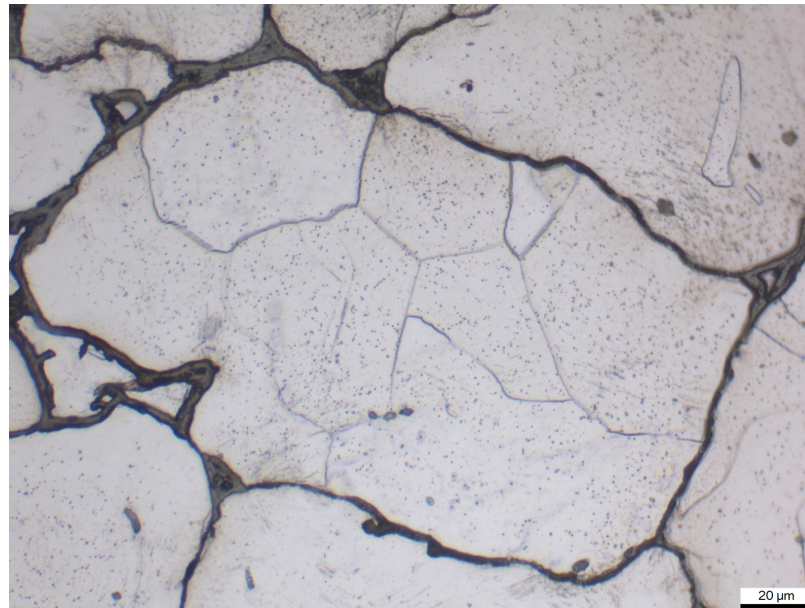


Abb. 7.18.: Schliffbild des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung mit einer Eisenoxidschicht um einzelne Partikel.

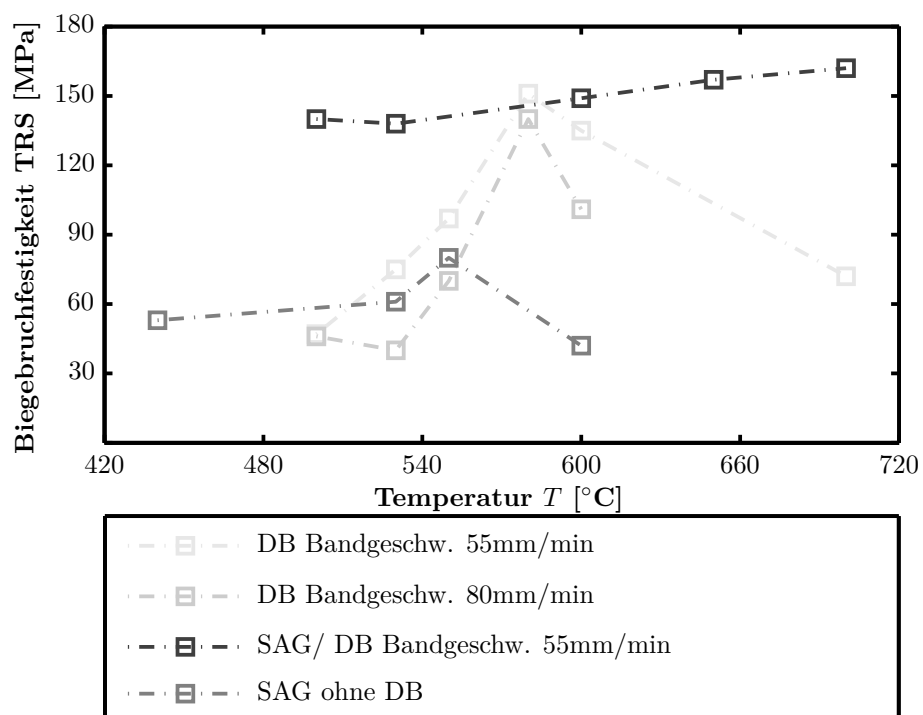


Abb. 7.19.: Biegebruchfestigkeiten in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur.

Die Festigkeiten der Serie A sind in Abbildung 7.20 mit den Eisenverlusten über der Dampfbehandlungstemperatur dargestellt. Die Festigkeiten steigen mit der Dampfbehandlungstemperatur, wie die Gesamteisenverluste, die auch mit zunehmender Wärmebehandlungstemperatur steigen.

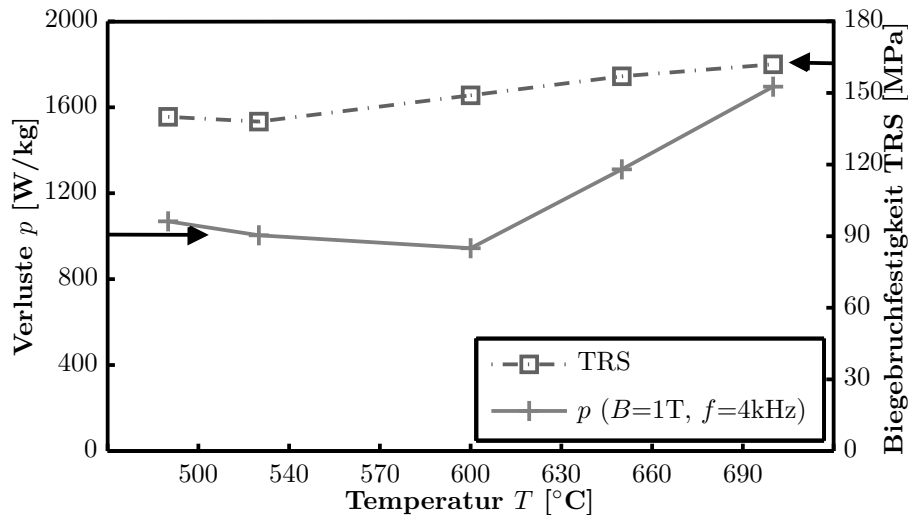


Abb. 7.20.: Biegebruchfestigkeiten und Eisenverluste in Abhängigkeit der Dampfbehandlungstemperatur. Alle Proben wurden vor der Dampfbehandlung spannungsarmgeglüht (Serie A). Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und eine Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt.

Aus Abbildung 7.20 geht hervor, dass eine Verbesserung der Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen immer ein Kompromiss zwischen Festigkeit und Verlusten ist.

Zusammenfassend lässt sich beobachten, dass die magnetischen und mechanischen Eigenschaften vom Somaloy 700HR-3P Werkstoff mit anschließender Dampfbehandlung im wesentlichen durch die Ausbildung der Eisenoxidschicht bestimmt werden.

7.2.2. Einfluss der Wärmebehandlungsdauer

Neben der Wärmebehandlungstemperatur hat auch die Wärmebehandlungsdauer einen Einfluss auf die magnetischen und mechanischen Eigenschaften. Um den Einfluss der Dauer der Wärmebehandlung zu untersuchen werden die Serien E und F genauer betrachtet. Beide Serien wurden nur dampfbehandelt ohne ein vorhergehendes Spannungsarmglühen. Die Dampfbehandlungstemperaturen sind jeweils konstant bei variierten Bandgeschwindigkeiten, mit denen die Probe durch den Ofen gefahren wird.

Verlusttrennung

Für zwei verschiedene Wärmebehandlungstemperaturen (Serie E und F) zeigt Abbildung 7.21 die Trennung in Hysterese- und dynamische Verlustarbeit (Trennung nach Kapitel 5.1.3) über der Bandgeschwindigkeit des Dampfbehandlungssofen. Die

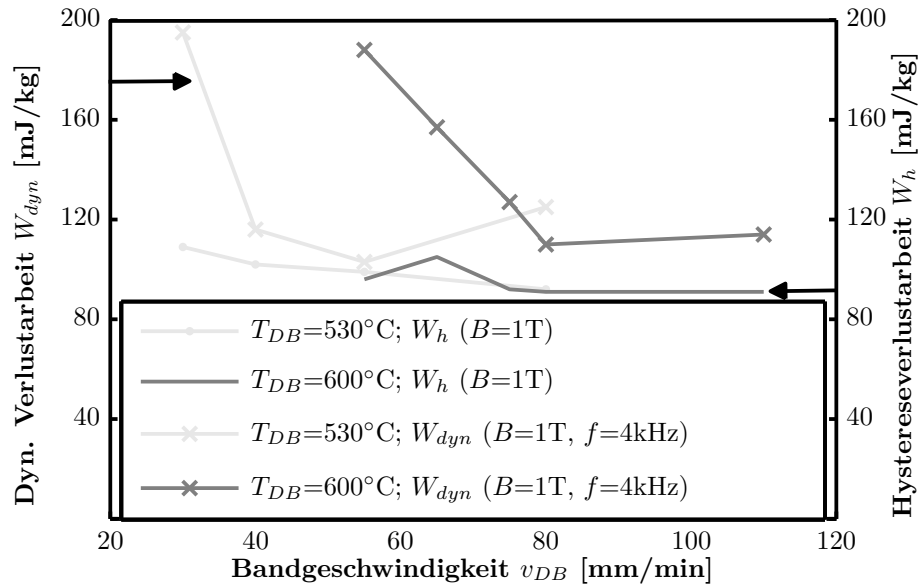


Abb. 7.21.: Verlusttrennung in dynamische Verlustarbeit und Hystereseverlustarbeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit für nur dampfbehandelte Proben. Die dynamischen Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt, die Hystereseverlustarbeit ist bei $B=1\text{T}$ dargestellt.

Hystereseverluste sinken leicht mit abnehmender Dauer der Wärmebehandlung. Über beide Wärmebehandlungstemperaturen sinken die Hystereseverluste von 109mJ/kg auf 91mJ/kg . Außer der Temperatur hat auch die Zeit einen Einfluss auf den Abbau der inneren Spannungen [Hem06]. Allerdings ist der Einfluss der Zeit laut Hemmati et.al. [Hem06] gegenüber dem Temperatureinfluss gering. Im Gegensatz zu den erwarteten sinkenden Hystereseverlusten durch abnehmende Spannungen mit zunehmender Dauer der Wärmebehandlung, nehmen die Hystereseverluste geringfügig zu. Dies kann durch den Einfluss der Eisenoxidschicht erklärt werden. Die magnetische Kopplung der einzelnen Partikel wird durch die Eisenoxidschicht unterbrochen. Bei langen Wärmebehandlungszeiten bildet sich eine stabile Eisenoxidschicht aus, was die Magnetisierung stärker behindert und zu hohen Hystereseverlusten führt. Dies ist in Übereinstimmung mit den Ergebnissen aus Kapitel 7.1 und 7.2.1. Auch dort stellt die magnetische Kopplung der Partikel einen wesentlicheren Einfluss auf die Hystereseverluste dar, als der Abbau der inneren Spannungen.

Die dynamischen Verluste steigen mit zunehmender Wärmebehandlungsdauer. Für beide Serien (E und F) gibt es eine kritische Wärmebehandlungsdauer, ab der die dynamischen Verluste sprunghaft ansteigen. Es kann angenommen werden, dass mit zu langsamen Bandgeschwindigkeiten die isolierende Wirkung der Schicht zerstört wird. Vor dem sprunghaften Anstieg verlaufen die dynamischen Verluste annähernd konstant. Bei niedrigeren Temperaturen ($T_{DB}=530^\circ\text{C}$) ist der sprunghafte Anstieg bei längeren Ofenzeiten (also niedrigeren Bandgeschwindigkeiten) erreicht, als bei der bei höheren Temperaturen geätzten Serie ($T_{DB}=600^\circ\text{C}$). Die kritische Wärmebehandlungsdauer, ab der die dynamischen Verluste ansteigen, ist temperaturabhängig.

In Abbildung 7.22 sind die nach Gleichung (3.15) berechneten globalen Wirbelstromverluste gegenüber den dynamischen Verlusten aufgetragen. Der Anstieg in den dynamischen Verlusten ist dabei durch die ansteigenden globalen Wirbelstromverluste begründet. Die globalen Wirbelstromverluste nähern sich dabei den dynamischen Verlusten immer weiter an. Dies ist durch die mit zunehmender Wärmebehandlungsdauer zunehmend schlechter isolierenden Phosphoroxidschichten zu erklären.

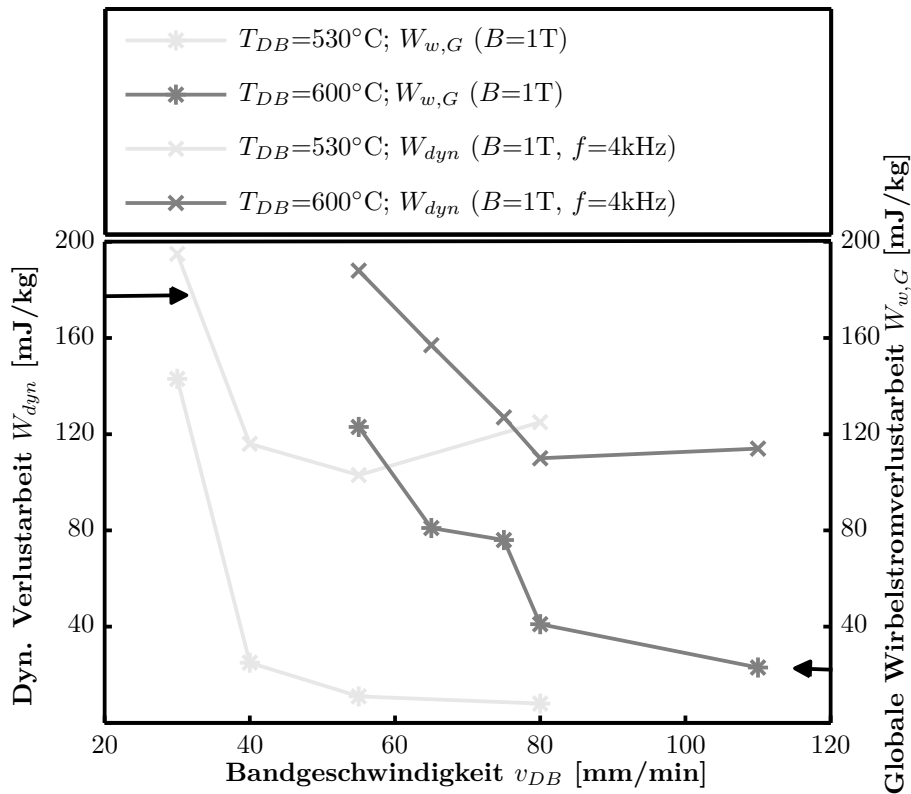


Abb. 7.22.: Dynamische Verluste und globale Wirbelstromverluste in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer für nur dampfbehandelte Proben. Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt.

Permeabilität

Die maximalen relativen Permeabilitäten der Serien E und F in Abhängigkeit der Bandgeschwindigkeit zeigt Abbildung 7.23. Für beide Serien sinken die Permeabilitäten mit kürzerer Wärmebehandlungsdauer. Dies ist, wie die Permeabilitäten bei unterschiedlichen Wärmebehandlungstemperaturen aus Kapitel 7.2.1, durch die Eisenoxidschichten bedingt. Mit zunehmender Dauer der Dampfbehandlung bilden sich die Eisenoxidschichten stärker aus. Die hohe Permeabilität der Eisenoxidschichten führt anscheinend zu einem Anstieg in der gesamten Permeabilität. Die Festigkeiten in Abbildung 7.25 zeigen ähnliche Verläufe über der Bandgeschwindigkeit, wie die Permeabilität.

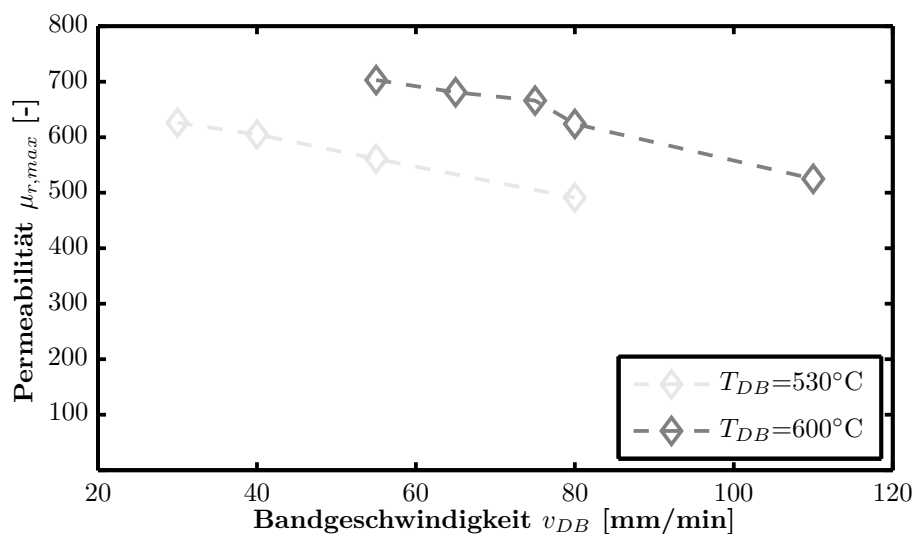


Abb. 7.23.: Permeabilität in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer für nur dampfbehandelte Proben.

Biegebruchfestigkeit und Eisenverluste

Die gesamten Eisenverluste in Abhängigkeit der Bandgeschwindigkeit des Dampfbehandlungsofen für die Serien E und F zeigt Abbildung 7.24. Die Verluste sinken für beide untersuchten Wärmebehandlungstemperaturen mit abnehmender Wärmebehandlungsdauer. Die Gesamtverluste sind für eine konstante Frequenz bei 4kHz aufgetragen. Da bei einer Frequenz von 4kHz die dynamischen Verlustanteile dominieren, zeigen die Gesamtverluste denselben Verlauf wie die dynamischen Verluste (vergleiche Abbildung 7.21).

Abbildung 7.25 zeigt die sinkenden Festigkeiten mit abnehmender Wärmebehandlungsdauer.

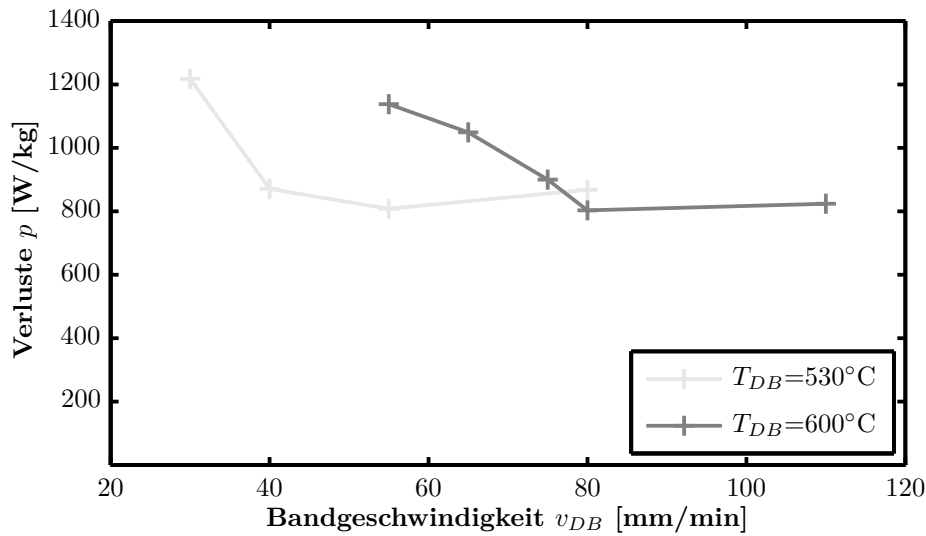


Abb. 7.24.: Eisenverluste in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer für nur dampf-behandelte Proben. Die Verluste sind für eine konstante Induktion von $B=1\text{T}$ und einer Frequenz von $f=4\text{kHz}$ dargestellt.

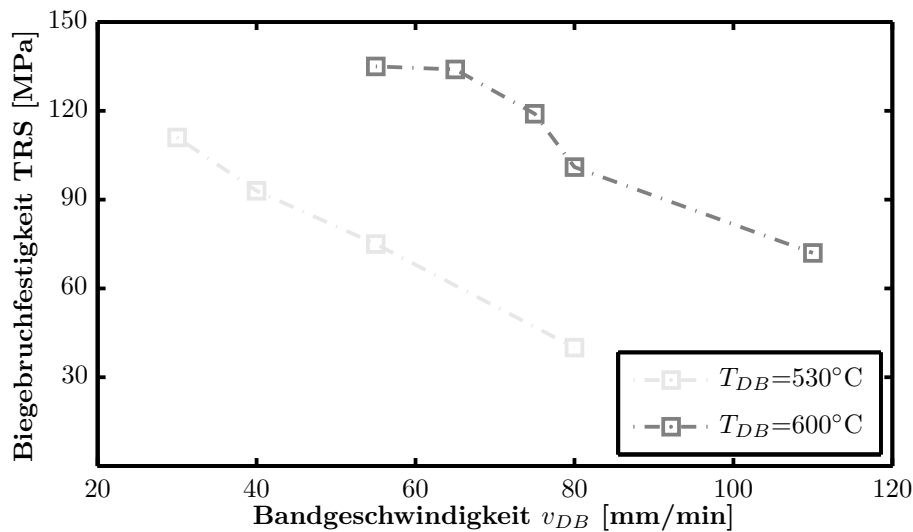


Abb. 7.25.: Biegebruchfestigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit.

Mit sinkenden Gesamteisenverlusten über der Bandgeschwindigkeit sinken auch die erreichten Festigkeiten. Je kürzer die Proben im Ofen verbleiben, desto weniger Zeit steht für die Bildung der festigkeitssteigernden Eisenoxidschicht zur Verfügung. Es wird vermutet, dass bei den ausschließlich dampfbehandelten Proben nicht genügend Zeit für das Ausdampfen des Schmiermittels zur Verfügung steht, sodass gerade bei

7. Optimierung der Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen mit anorganischer Isolierung

kürzeren Dampfbehandlungszeiten Schmiermittel im Werkstoff verbleibt, welcher die Ausbildung der Eisenoxidschicht behindert.

Wie für die Wärmebehandlungstemperatur gilt auch für die Wärmebehandlungsdauer, dass ein Kompromiss zwischen Festigkeit und Verlusten gefunden werden muss.

8. Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurden weichmagnetische Pulververbundwerkstoffe für den Einsatz in elektrischen Maschinen qualifiziert. Dazu wurden sowohl die Eisenverluste als auch die mechanischen Eigenschaften untersucht und die wesentlichen Einflussgrößen auf die Eigenschaften identifiziert.

Es wurde gezeigt, dass sich Pulververbundwerkstoffe in weiten Frequenzbereichen bis 5kHz und Induktionen bis 1,5T durch das modifizierte erweiterte Bertotti Modell $p = a_2 f \hat{B}^n + a_1 f^2 \hat{B}^2 + a_4 f^2 \hat{B}^{2+a_3}$ mit geringen gemittelten absoluten Fehlern von kleiner 3% beschreiben lassen. In elektrischen Maschinen treten neben den alternierenden B -Feldern jedoch auch rotierende, elliptische oder verzerrte Formen auf. Für eine vollständige Verlustmodellierung können in weiteren Arbeiten die Eisenverluste in rotierenden B -Feldern in Pulververbundwerkstoffen untersucht werden.

Bisher wurden nur Verlustmodelle untersucht. Die Implementierung des Verlustmodells in eine FEM- Simulation zur Beschreibung der Eisenverluste am Beispiel einer elektrischen Maschine ist Inhalt weiterführender Arbeiten.

Die empirischen Verlustmodelle beschreiben die Gesamteisenverluste. Um die Eisenverluste in Pulververbundwerkstoffen in die einzelnen Anteile zu trennen, wird gezeigt, wie nach der Bestimmung der Hystereseverluste durch die Bestimmung des statischen Anteils an den Gesamtverlustleistungen, die globalen und die Partikelwirbelstromverluste berechnet werden können. Dazu wird bei der Berechnung der globalen Wirbelstromverluste der globale Skineffekt berücksichtigt. Auch wenn im betrachteten Frequenzbereich ein Einfluss des Partikelskineffekts vorhanden ist, wird dieser aufgrund von zu großen Ungenauigkeiten in der Berechnung nicht berücksichtigt. Durch die Addition der globalen und der Partikelwirbelstromverluste ergeben sich die Gesamtwirbelstromverluste. Auch wenn sich die Anomalieverluste anschließend durch die Differenz der dynamischen Verluste zu den Wirbelstromverlusten ergeben, ist es ausreichend in Hystereseverluste und dynamische Verluste zu trennen.

Neben der Beschreibung der Eisenverluste wurden in der vorliegenden Arbeit die Grenzen aufgezeigt, in denen sich die Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen bewegen können. Dazu wurden unterschiedliche Werkstoffe verschiedener Hersteller untersucht. Anschließend wurde die Wärmebehandlung systematisch variiert.

Der Herstellungsprozess von Bauteilen aus Pulververbundwerkstoffen wird in den Pulverproduktionsprozess und den Bauteilherstellungsprozess unterschieden, die beide

Einfluss auf die späteren mechanischen und magnetischen Eigenschaften haben. Zum Einfluss des Pulverproduktionsprozess wurde neben den unterschiedlichen isolierenden Schichtsystemen der Einfluss der Partikelgröße auf die Eigenschaften untersucht. Anorganisch isolierte Werkstoffe die keine Dampfbehandlung durchlaufen haben, erreichen nur geringe Festigkeiten. Bei Werkstoffen in denen ein organischer Binder enthalten ist, muss die Einsatztemperaturbeständigkeit beachtet werden, da die Festigkeit mit der Einsatztemperatur abnimmt. Werkstoffe mit organischem Binder und zusätzlicher anorganischer Isolierung eignen sich gut für den Einsatz im Prototypenbau, da die Werkstoffe nachträglich gut bearbeitet werden können. Auch wenn mit allen Isolationssystemen hohe Festigkeiten und eine gute Isolierung und somit geringe Eisenverluste erreicht werden können, sind die erreichten Permeabilitäten sehr unterschiedlich. Die besten Eigenschaftskombinationen zeigen dabei anorganisch isolierte Werkstoffe, die zusätzlich einer Dampfbehandlung unterzogen wurden (Somaloy 700HR-3P). Bisher wurde der Einfluss der verschiedenen Isolationssysteme an gegebenen Werkstoffsystemen untersucht. In weiterführenden Arbeiten kann versucht werden, die Schichtsysteme zu optimieren. Hier können auch weiterführende Arbeiten an der kombinierten Isolation aus Anorganik und Organik durchgeführt werden, da das Isolationssystem vielversprechende Ergebnisse gezeigt hat.

Zusätzlich zu den Isolationssystemen wurde der Einfluss der Partikelgröße untersucht. Auch wenn die dynamischen Verluste mit zunehmender Partikelgröße aufgrund von zunehmenden Partikelwirbelströmen steigen, sind die Hystereseverluste konstant über der Partikelgröße. Aufgrund des Pulverproduktionsprozess sind in größeren Partikeln innere Poren enthalten, die den durch die Partikelgröße sinkenden Hystereseverlusten entgegen wirken.

Bei der Herstellung von Bauteilen aus Pulververbundwerkstoffen folgt dem Verpressen eine Wärmebehandlung. Um hohe Permeabilitäten und Festigkeiten zu erreichen sind hohe Dichten wesentlich. Deshalb werden beim Verpressen hohe Pressdrücke eingestellt.

Der Einfluss der Wärmebehandlung wurde unter Serienproduktionsbedingungen getrennt nach Temperatur und Dauer der Wärmebehandlung untersucht. Sowohl bei der Temperatur, als auch bei der Dauer der Wärmebehandlung, zeigt sich, dass die Ausbildung einer Eisenoxidschicht wesentlich die Eigenschaften von Somaloy 700HR-3P beeinflusst. Die Eisenoxidschicht steigert sowohl die Festigkeiten als auch die Permeabilitäten. Zudem werden auch die Hystereseverluste wesentlich von der Ausbildung der Eisenoxidschicht beeinflusst. EBSD Untersuchungen haben gezeigt, dass wesentliche Abnahmen in den inneren Spannungen erst bei hohen Ofentemperaturen von 700 °C festzustellen sind. Die Abnahme der Hystereseverluste wird auf die eingeschränkte Möglichkeit zur Bewegung der Blochwände über die Partikelgrenzen hinweg zurückgeführt, durch die Ausprägung der Eisenoxidschichten. Je stärker dabei die Eisenoxidschicht ausgeprägt ist, desto geringer sind die Hystereseverluste.

Im Gegensatz zu den mit der Wärmehandlungstemperatur sinkenden Hystereseverlus-

ten steigen die dynamischen Verluste durch die sinkenden spezifischen Widerstände an. TEM Untersuchungen zeigen, dass mit hohen Wärmebehandlungstemperaturen ($\geq 700^\circ\text{C}$) die amorphe isolierende Phosphoroxidschicht in einen kristallinen Zustand übergeht und keine isolierende Wirkung mehr zeigt.

Ein Vergleich der Festigkeiten mit den Gesamteisenverlusten in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur zeigt, dass eine Optimierung der Eigenschaften von Pulververbundwerkstoffen immer auf einem Kompromiss zwischen Festigkeiten und Eisenverlusten beruht. Die Wärmebehandlung muss sowohl auf das spätere Frequenzspektrum der Anwendung angepasst werden, als auch auf die benötigte Festigkeit und Permeabilität.

In der vorliegenden Arbeit wurde gezeigt, dass für eine ausreichende Prozessstabilität die Wärmebehandlung des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P in zwei Schritten (Spannungsarmglühen mit anschließendem Dampfbehandeln) durchgeführt werden sollte. Das Presshilfsmittel sollte vollständig ausgedampft werden. Bei ausschließlich dampfbehandelten Proben muss zum Erreichen hoher Festigkeiten und Permeabilitäten ein sehr genaues Temperaturfenster eingestellt werden.

Da in dieser Arbeit der Einfluss der Wärmebehandlung nur an Ringproben untersucht wurde, steht eine Übertragung der Wärmebehandlung auf ein reales Bauteil noch aus. Da die Durchwärmung von der Bauteilgröße abhängt und die Wärmebehandlung für jeden Einsatzfall optimiert werden sollte, muss die Wärmebehandlung für jedes Bauteil angepasst werden. Dabei stellt sich auch das Problem der Bestimmung der Eisenverluste am späteren Bauteil. Hier muss eine Qualitätskontrolle entwickelt werden, die die Rückschlüsse auf die Eisenverluste am späteren Bauteil zulässt. Dazu kann zum Beispiel das 4-Punkt Widerstandsverfahren angewendet werden.

Abbildungsverzeichnis

1.1. Schraubenförmige Änderung der Magnetisierung in einer 180° Blochwand.	4
1.2. Magnetisierung entlang der Neukurve.	4
1.3. Hystereseschleife für einen weichmagnetischen Werkstoff.	5
1.4. Einteilung der magnetischen Werkstoffe in Hart- und weichmagnetische Werkstoffe nach der Koerzitivfeldstärke.	6
2.1. Anforderungen an weichmagnetische Werkstoffe für den Einsatz in Traktionsantrieben.	7
2.2. Schematische Darstellung der Pulververbundwerkstoffe (a) mit isolierender Schicht, (b) mit Binder, (c) mit isolierender Schicht und Binder.	10
2.3. Herstellungsweg von Bauteilen aus Pulververbundwerkstoffen.	12
2.4. Einsatzbereich von Pulververbundwerkstoffen im Vergleich zu Elektroblechen und Ferriten.	14
3.1. Aufweitung der quasistationären Hystereseschleife zur Magnetisierungsschleife bei Einsatz im Wechselfeld.	18
3.2. Nebenschleifen innerhalb der Magnetisierungsschleife durch hohe Amplituden der höherfrequenten Anteile von $B(t)$	20
3.3. Aufteilung der Wirbelströme in globale Wirbelströme über Partikelgrenzen hinweg und Partikelwirbelwirbelströme innerhalb der einzelnen Partikel.	22
4.1. Schematischer Messaufbau zur Messung des spezifischen elektrischen Widerstand im 4-Punkt Verfahren an Ringproben.	29
4.2. Schematische Darstellung des Messaufbaus zur Messung magnetischer Kenngrößen an Ringproben.	30
4.3. Regelkreis des Messgeräts MPG 200 zur Regelung des Primärstroms $i_1(t)$ durch die Induktionsspannung $u_2(t)$	32
4.4. Prinzipschaltbild des Transformatorleerlaufversuchs zur Bestimmung der Eisenverluste.	32
4.5. Ermittlung der maximalen relativen Permeabilität $\mu_{r,max}$ aus der Steigung der Neukurve.	33
4.6. Verteilung der Messpunkte über der Induktion und der Frequenz.	35
4.7. Temperaturabhängigkeit der Eisenverluste am Beispiel des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P.	37

4.8. Eisenverluste und Spezifischer Widerstand in Abhängigkeit der Temperatur für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09].	37
4.9. Gemessene Eisenverluste abhängig von Frequenz und Induktion für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09] für alle betrachteten Messpunkte.	38
4.10. Iterationsprozess des Fittens zur Anpassung der Verlustmodelle an die Messpunkte.	39
5.1. Für die jeweiligen Frequenzen über alle Induktionen gemittelten absoluten Fehler. Dargestellt sind die Modelle Jordan, Bertotti, Bertotti erweitert und IEM.	42
5.2. Für die jeweiligen Induktionen über alle Frequenzen gemittelten absoluten Fehler. Dargestellt sind die Modelle Jordan, Bertotti, Bertotti erweitert und IEM.	42
5.3. Absoluter Fehler für das Bertotti Modell über der Frequenz und Induktion.	44
5.4. Absoluter Fehler für das erweiterte Bertotti Modell über der Frequenz und Induktion.	44
5.5. Relativer Fehler über der Frequenz für jeweils alle Induktionen gemittelt. Dargestellt sind die Modelle nach Jordan, Bertotti, Bertotti erweitert und IEM.	46
5.6. Relativer Fehler über der Induktion für jeweils alle Frequenzen gemittelt. Dargestellt sind die Modelle nach Jordan, Bertotti, Bertotti erweitert und IEM.	46
5.7. Über alle Induktionen gemittelter absoluter Fehler aufgetragen über der Frequenz. Dargestellt sind die Modelle Bertotti, Bertotti erweitert, modifizierter Bertotti erweitert, IEM und modifizierter IEM.	48
5.8. Über alle Frequenzen gemittelter absoluter Fehler aufgetragen über der Induktion. Dargestellt sind die Modelle Bertotti, Bertotti erweitert, modifizierter Bertotti erweitert, IEM und modifizierter IEM.	48
5.9. Absoluter Fehler für das modifizierte erweiterte Bertotti Modell über der Frequenz und Induktion.	49
5.10. Eindringtiefe des B -Feldes in die Probe für verschiedene spezifische Widerstände.	51
5.11. Eindringtiefe des B -Feldes in die Probe für verschiedene relative Permeabilitäten.	52
5.12. Eindringtiefe des B -Feldes in die Partikel.	54
5.13. Relativer Fehler über der Frequenz bei Einbindung des Skineffekts in das modifizierte erweiterte Bertotti Modell.	54
5.14. Schema zur physikalischen Verlusttrennung in Pulververbundwerkstoffen.	56
5.15. Dynamische Verluste über dem spezifischer Widerstand beschrieben durch die Funktion $f(x)=a/x + b=4879/x+117,5$	57
5.16. Dynamische Verluste über dem spezifischen Widerstand mit den berechneten globalen Wirbelströmen+ b aus dem Fit (Gleichung (3.15)).	57

5.17. Berechnete globale Wirbelstromverluste und Partikelwirbelstromverluste.	59
5.18. Trennung der Eisenverluste in Hystereseverluste, Wirbelstrom- und Anomlieverluste für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P.	59
5.19. Eisenverluste von Pulververbundwerkstoffen im Vergleich zu Elektroblechen verschiedener Dicken.	61
5.20. Verlustaufteilung in Hystereseverluste und dynamische Verluste der Elektrobleche gegenüber dem Pulververbundwerkstoff Somaloy 700HR-3P.	61
5.21. Eisenverluste bei sinusförmiger und nichtsinusförmiger Ansteuerung. . .	62
5.22. Schematisches Vorgehen zur Berechnung der Eisenverluste bei nichtsinusförmigem B -Signal.	64
5.23. Verluste in Abhängigkeit der 3. Harmonischen mit variiertem α und B_3/B_1 .	65
5.24. Vergleich der Berechneten und gemessenen Verluste für die 3. Harmonische mit $\alpha=0^\circ$ und $B_3/B_1=0,1T$	66
5.25. Eisenverluste in Abhängigkeit des PWM Signals mit variiertem Anzahl der Pulse in einer Periode F_{ha} und unterschiedlicher Erhöhung der Amplitude gegenüber dem Sinus v_r	66
5.26. Sekundärspannungssignal und Primärstromsignal für $F_{ha}=21$ und $v_r=1,1$.	67
5.27. Signalanalyse des Sekundärspannungssignal.	67
5.28. Absolute Abweichung bei der Berechnung der Eisenverluste aus dem FFT Signal bei Ansteuerung mit einem PWM Signal.	69
5.29. Relative Abweichung bei der Berechnung der Eisenverluste aus dem FFT Signal bei Ansteuerung mit einem PWM Signal.	69
6.1. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P.	74
6.2. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schlifffläche des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P mit Linescan.	75
6.3. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schlifffläche des Werkstoffes WS-SX mit Linescan.	75
6.4. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schlifffläche des Werkstoffes EM-1 mit zugehörigem Linescan. Blau zeigt die Eisenkonzentration, rot die Kohlenstoffkonzentration und grün die Sauerstoffkonzentration.	76
6.5. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche des Werkstoffes EM-1.	76
6.6. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche des Werkstoffes Somaloy Prototyp.	78
6.7. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Schlifffläche des Werkstoffes Somaloy Prototyp mit zugehörigen Linescan.	78
6.8. Dynamische Verlustarbeit und Hystereseverlustarbeit für verschiedene Pulververbundwerkstoffe unterschieden nach Beschichtungssystem. . . .	79
6.9. Maximale relative Permeabilität in Abhängigkeit der Dichte für alle untersuchten Werkstoffe unterteilt nach Isolationssystem.	81

6.10. Maximale relative Permeabilität im Vergleich mit den Hystereseverlusten für alle untersuchten Pulververbundwerkstoffe.	82
6.11. Eisenverluste und Biegebruchfestigkeiten von unterschiedlichen Pulververbundwerkstoffen unterteilt nach Isolationssystemen.	84
6.12. Biegebruchfestigkeit über verschiedenen Einsatztemperaturen.	85
6.13. Eisenverluste und spezifische Widerstände für unterschiedliche Partikelgrößen.	89
6.14. Dynamische Verlustarbeit und Hystereseverlustarbeit für unterschiedliche Partikelgrößen.	89
6.15. Berechnete globale Wirbelstromverlustarbeit und die aus der Differenz zu den dynamischen Verlusten errechneten Partikelwirbelstromverlustarbeiten für unterschiedliche Partikelgrößen.	90
6.16. Lichtmikroskopische Aufnahme des Werkstoffes mit Partikelgrößen von 0-75µm.	91
6.17. Lichtmikroskopische Aufnahme des Werkstoffes mit Partikelgrößen von 250-315µm.	92
6.18. Maximale relative Permeabilität über verschiedenen Partikelgrößen. . .	92
7.1. Eisenverluste und spezifischer Widerstand über der Dichte für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P.	96
7.2. Hystereseverluste und dynamische Verluste in Abhängigkeit der Dichte. .	98
7.3. Maximale relative Permeabilität und Biegebruchfestigkeit des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P für unterschiedliche Dichten.	98
7.4. Hystereseverluste abhängig von der Wärmebehandlungstemperatur. . .	102
7.5. EBSD Aufnahme: Lokale Misorientierung am Grünling (G) vor der Wärmebehandlung.	102
7.6. EBSD Aufnahme: Lokale Misorientierung an einem Schliffbild. Dampfbehandlung bei 530 °C mit einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min.	104
7.7. EBSD Aufnahme: Lokale Misorientierung an einem Schliffbild. Dampfbehandlung bei 700 °C mit einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min.	104
7.8. Dynamische Verluste in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur. .	105
7.9. Transmissionselektronenmikroskopische Hellfeld-Aufnahme der Partikelgrenzschicht.	106
7.10. Energiegefilterte Transmissionselektronenmikroskop (EFTEM) Aufnahme des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530\text{ °C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min.	107
7.11. Rastertranselektronenmikroskopaufnahme (STEM) des Werkstoffes Somaloy 700HR-3P an einer Probe nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530\text{ °C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min und einen daraus extrahierten Linienprofil.	107

7.12. Conical Dark Field Aufnahme des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=530^{\circ}\text{C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min.	108
7.13. Energiegefilterte Transmissionselektronenmikroskop (EFTEM) Aufnahme des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=700^{\circ}\text{C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min.	108
7.14. Conical Dark Field Aufnahme des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung bei $T_{DB}=700^{\circ}\text{C}$ und einer Bandgeschwindigkeit von 55mm/min.	109
7.15. Schematische Darstellung der Partikelgrenzschichten für Somaloy 700HR-3P.	110
7.16. Relative maximale Permeabilität in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur.	111
7.17. Festigkeit über der maximalen relativen Permeabilität.	112
7.18. Schliffbild des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P nach einer Dampfbehandlung mit einer Eisenoxidschicht um einzelne Partikel.	114
7.19. Biegebruchfestigkeiten in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur.	114
7.20. Biegebruchfestigkeiten und Eisenverluste in Abhängigkeit der Dampfbehandlungstemperatur.	115
7.21. Verlusttrennung in dynamische Verlustarbeit und Hystereseverlustarbeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit.	116
7.22. Dynamische Verluste und globale Wirbelstromverluste in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit.	117
7.23. Permeabilität in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit.	118
7.24. Eisenverluste in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer.	119
7.25. Biegebruchfestigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit.	119

Tabellenverzeichnis

2.1. Motortopologien für den Einsatz von Pulververbundwerkstoffen.	13
3.1. Vergleich der diskutierten analytischen Modelle zur Eisenverlustbeschreibung und der Anzahl der freien Variablen der betrachteten Modelle. . .	26
4.1. Kenndaten des Messgeräts MPG 200 der Firma Brockhaus Messtechnik.	33
5.1. Vergleich der Fehler und der Anzahl freier Variabler der betrachteten Eisenverlustmodelle.	49
5.2. Koeffizienten des modifizierten erweiterten Bertotti Modells für den Werkstoff Somaloy 700HR-3P.	50
6.1. Untersuchte Pulververbundwerkstoffe unterteilt nach den jeweiligen Isolationssystemen.	72
6.2. Eigenschaften unterschiedlicher Pulververbundwerkstoffe.	73
6.3. Vor- und Nachteile der drei verschiedenen Isolationssysteme von Pulververbundwerkstoffen.	86
7.1. Partikelgrößenverteilung des Werkstoffs Somaloy 700HR-3P.	95
7.2. Wärmebehandlungsserien am Werkstoff Somaloy 700HR-3P.	100
A.1. Untersuchte Wärmebehandlungen am Werkstoff Somaloy 700HR-3P. . .	134

A. Anhang

Untersuchte Werkstoffe zum Einfluss der Wärmebehandlung

Einen Überblick über die in Kapitel 7.2 untersuchten Wärmebehandlungen gibt Tabelle A.1.

Der Grundwerkstoff ist dabei Somaloy 700HR-3P [Hög09] verpresst mit einem Druck von 800MPa. Sowohl das Verpressen, als auch die Wärmebehandlung wurden unter Serienproduktionsbedingungen durchgeführt. Das Spannungsarmglühen wurde in einem Durchlaufofen an Luft durchgeführt, das Dampfbehandeln erfolgte in einem Bandofen unter Wasserdampf.

Tab. A.1.: Zum Einfluss der Wärmebehandlung (Kapitel 7.2) untersuchte Werkstoff Somaloy 700HR-3P [Hög09] mit einem Pressdruck von 800MPa verpresst. Alle angegebenen Temperaturen sind Ofentemperaturen.

Spannungsarm- glühen		Dampf- behandlung		Serie	TRS	ρ	$\mu_{r,max}$	W_h^b	W_{dyn}^b	W_{dyn}^b
Tempe- ratur [°C]	Zeit [min]	Tempe- ratur [°C]	Band- geschwin- digkeit [mm/min]	(Tab. 7.2)	[MPa]	[$\mu\Omega\text{m}$]	[-]	[mJ/kg]	$f=4\text{kHz}$ [mJ/kg]	$f=500\text{Hz}$ [mJ/kg]
-	-	-	-	G ^a	20	1250	40	123	103	18
-	-	500	55	C	50	2070	450	101	135	23
-	-	530	55	C,F	80	1130	560	99	103	18
-	-	550	55	C	100	400	630	99	140	22
-	-	580	55	C	150	70	760	97	202	28
-	-	600	55	C,E	140	100	700	96	188	28
-	-	700	55	C	70	4	500	67	758	124
-	-	500	80	D	50	2040	450	99	142	28
-	-	530	80	D,F	40	1540	490	92	125	22
-	-	550	80	D	70	610	550	91	130	22
-	-	580	80	D	140	80	700	98	188	27
-	-	600	80	D,E	100	300	620	91	110	18
-	-	600	65	E	130	160	680	105	157	24
-	-	600	75	E	120	170	670	98	127	21
-	-	600	95	E	100	290	580	95	139	22
-	-	600	110	E	70	540	530	91	114	19
-	-	530	30	F	110	90	630	123	195	29
-	-	530	40	F	90	500	600	102	116	20
440	35	500	55	A	140	390	580	115	152	28
440	35	530	55	A	140	200	660	110	141	23
440	35	600	55	A	150	190	720	103	133	22
440	35	650	55	A	160	50	810	98	230	32
440	35	700	55	A	160	20	590	77	347	52
440	35	-	-	B	50	4070	500	100	112	20
600	35	-	-	B	40	70	550	64	1200	152
530	60	-	-	B	60	790	590	93	116	20
550	80	-	-	B	80	170	640	89	134	23

^a Grünling.

^b $B=1\text{T}$.

Literaturverzeichnis

- [Act10] M. ActisGrande, A. Cavagnino, P. Ferraris, R. Bidulsky, L. Ferraris: *New lines of investigation on the effects of processing conditions on soft magnetic composite materials behaviour for electromagnetic applications*. In: *IEEE Energy Conversion Congress and Exposition (ECCE)*, pp. 986–991. 2010.
- [Alv05] F. Alves, R. Lebourgeois, T. Waeckerle: *Soft magnetic materials for electrical engineering: State of the art and recent advances*. European Transactions on electrical Power (2005).
- [Ama95] M. Amar, R. Kaczmarek: *A General Formula for Prediction of Iron Losses Under Nonsinusoidal Voltage Waveform*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. 31(5); pp. 2504–2509 (1995).
- [And09] O. Andersson, P. Hofecker: *Advances in Soft Magnetic Composites – Materials and Applications*. In: *PowderMet*. 2009.
- [Anh08] M. Anhalt: *Magnetische Eigenschaften weichmagnetischer Composite*. Ph.D. thesis, Technische Universität Clausthal (2008).
- [Ber84] G. Bertotti: *Physical interpretation of eddy current losses in ferromagnetic materials. I. Theoretical considerations*. Journal of Applied Physics, vol. 57(6); pp. 2110–2117 (1984).
- [Ber88] G. Bertotti: *General Properties of Power Losses in Soft Ferromagnetic Materials*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. 24(1); pp. 621 – 630 (1988).
- [Ber92] G. Bertotti, M. Pasquale: *Physical Interpretation of Induction and Frequency Dependence of Power Losses in Soft Magnetic Materials*. In: *IEEE Magnetics Conference*, p. 279. 1992.
- [Bog96] A. Boglietti, P. Ferraris, M. Lazzari, M. Pastorelli: *Influence of Modulation techniques on Iron Losses with Single Phase DC/AC Converters*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. 32(5); pp. 4884–4886 (1996).
- [Bog03] A. Boglietti, A. Cavagnino, M. Lazzari, M. Pastorelli: *Predicting iron losses in soft magnetic materials with arbitrary voltage supply: an engineering approach*. IEEE (2003).
- [Bog07] A. Boglietti, A. Cavagnino: *Iron Loss Prediction with PWM Supply: an*

- Overview of Proposed Methods from an Engineering Application Point of View.* In: *Industry Applications Conference IEEE*, pp. 81–88. 2007.
- [Bog10] A. Boglietti, A. Cavagnino, D. Ionel, M. Popescu, D. Staton, S. Vaschetto: *A General Model to Predict the Iron Losses in PWM Inverter-Fed Induction Motors.* IEEE Trans. on Industry Applications, vol. 46(5); pp. 1882–1890 (2010).
- [Bol90] R. Boll: *Weichmagnetische Werkstoffe. Einführung in den Magnetismus. VAC-Werkstoffe und ihre Anwendungen.* Vacuumschmelze GmbH, 1990, 4 edn.
- [Bro11] Brockhaus Messtechnik: *Datenblatt MPG 200* (2011).
- [Cha09] H. R. Cha, S. K. Jeon, K. S. Kim, K. Nakamura: *A Factors Affecting Compressibility of Ultrasonic Compaction for High Efficiency Electrical Motor Core fabricated Soft Magnetic Composite.* In: *IEEE International Conference on Electrical Machines and Systems (ICEMS)*, pp. 1–4. 2009.
- [Cul09] B. Cullity, C. Graham: *Introduction to Magnetic Materials.* IEEE Press, Wiley, 2009, 2 edn.
- [daC03] M. daCunha, S. Paolinelli: *Effect of the annealing temperature on the structure and magnetic properties of 3% Si non-oriented steel.* Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 254–255; p. 379–381 (2003).
- [dlB11] O. de la Barrière, C. Appino, F. Fiorillo, C. Ragusa, L. Lecrivain, L. Rocchino, H. Ben Ahmed, M. Gabsi, F. Mazaleyrat, M. LoBue: *Characterization and Prediction of magnetic losses in Soft Magnetic composites under distorted induction waveforms with minor loops.* In: *20th Conference on Soft Magnetic Materials (SMM20)*, p. 266. 2011.
- [Dom04] H. Domeki, Y. Ishihara, C. Kaido, Y. Kawase, S. Kitamura, T. Shimomura, N. Takahashi, T. Yamada, K. Yamazaki: *Investigation of Benchmark Model for Estimating Iron Loss in Rotating Machine.* IEEE Trans. on Magnetics, vol. 40(2); pp. 794–797 (2004).
- [Dou07] Y. Dou, Y. Guo, J. Zhu: *Investigation of Motor Topologies for SMC Application.* In: *International Conference on Electrical Machines and Systems (ICEMS)*, pp. 695 – 698. 2007.
- [Dua96] X. Duan, H. Huneus, T. Kochmann, K. Leuridan, R. Kaczmarek, F. Protat: *Effect of annealing temperature and heating rate on the magnetic and mechanical properties of electrical steel.* Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 160; pp. 133–135 (1996).

- [Dub04] M. Dubois, L.-P. Lefebvre, P. Lemieux, E. Dusablon: *Compaction of SMC powders for high saturation flux density*. In: *ICEM*, pp. 1–6. 2004.
- [Dub06] M. Dubois, N. Dehlinger, H. Polinder, D. Massicotte: *Clawpole Transverse-Flux Machine with hybrid Stator*. Éocycle Technologies Inc. (2006).
- [Fio90] F. Fiorillo, A. Novikov: *An improved Approach to Power Losses in Magnetic Laminations under Nonsinusoidal Induction Waveform*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. 26(5); pp. 2904–2910 (1990).
- [Fis88] G. E. Fish, C. F. Chang, R. Bye: *Frequency dependence of core loss in rapidly quenched Fe-6.5 wt. %Si*. Journal of Applied Physics, vol. 64(10); pp. 5370–5372 (1988).
- [Gél03] C. Gélinas, D. Brydges: *Insulated Iron Powders for Automotive Applications*. SAE paper 2003-01-0447, Detroit (2003).
- [Gél05] C. Gélinas, S. Pelletier, P. Lemieux, L. Azzi: *Properties and processing of improved SMC materials*. In: *PM2TEC Conference*, pp. 1–13. 2005.
- [Gmy08] Z. Gmyrek, A. Boglietti, A. Cavagnino: *Iron loss prediction with PWM supply using low- and high-frequency measurements: analysis and results comparison*. IEEE Transactions on Industrial Electronics, vol. 55(4) (2008).
- [Gmy10] Z. Gmyrek, A. Boglietti, A. Cavagnino: *Estimation of Iron Losses in Induction Motors: Calculation Method, Results, and Analysis*. IEEE Trans. on Industrial Electronics, vol. 57(1); pp. 161–171 (2010).
- [Guo04] Y. Guo, J. Zhu: *Study of Permanent Magnet Transverse Flux Motors with Soft Magnetic Composite Core*. In: *Australasian Universities Power Engineering Conference (AUPEC)*, pp. 1–6. 2004.
- [Guo06] Y. Guo, J. Zhu, Z. Lin, J. Zhong: *3D vector magnetic properties of SMC material*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 302(2); p. 511–516 (2006).
- [Gys99] J. Gyselinck, L. Vandeveld, J. Melkebeek: *Calculation of Eddy Currents and Associated Losses in Electrical Steel Laminations*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. 35(3); pp. 1191 – 1194 (1999).
- [Ham06] A. Hamler, V. Gorican, B. Sustarsic, A. Sirc: *The use of soft magnetic composite materials in synchronous electric motor*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 304(2); pp. e816–e819 (2006).
- [Hec74] C. Heck: *Magnetic Materials and their Applications*. London Butterworths, 1974.

- [Hem06] I. Hemmati: *The correlations between processing parameters and magnetic properties of an iron-resin SMC*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 305(1); p. 147–151 (2006).
- [Hög09] Höganäs AB: *Datenblatt: Somaloy® Technology for Electrical Motors* (2009).
- [Hul03] L. Hultman, A. Jack: *Soft Magnetic Composites – Materials and Applications*. IEEE International Electric Machines and Drives Conference (IEMDC), pp. 516–522 (2003).
- [Hul04] L. Hultman, A. Jack: *Soft Magnetic Composites - Motor Design Issues and Applications*. In: *International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials*, pp. 1–11. 2004.
- [Ian06] V. Iancu, T. Canta, D. Popa, L. Szabó: *Soft Magnetic Composites Used for the Iron Core of the Electrical Machines*. In: *4th International Conference on Materials and Manufacturing Technologies*, pp. 1–4. 2006.
- [Ion08] D. Ionel, M. Popescu, C. Cossar, M. McGilp, A. Boglietti, A. Cavagnino: *A General Model for Estimating the Laminated Steel Losses under PWM Voltage Supply*. In: *IEEE Industry Applications Society Annual Meeting (IAS)*, pp. 1–7. 2008.
- [Jac98] A. Jack: *Experience with Using Soft Magnetic Composites For Electrical Machines*. In: *IEE Colloquium on New Magnetic Materials - Bonded Iron, Lamination Steels, Sintered Iron and Permanent Magnets*, pp. 3/1–3/4. 1998.
- [Jac99a] A. Jack, B. Mecrow, P. Dickinson, D. Stephenson, J. Burdess, J. Fawcett, T. Evans: *Permanent Magnet Machines with Powdered Iron Cores and Pre-Pressed Windings*. IEEE 34th Annual Conference, Industry Applications Society, vol. 1; pp. 97 –103 (1999).
- [Jac99b] A. Jack, B. Mecrow, C. Maddison: *Combined radial and axial permanent magnet motors using soft magnetic composites*. In: *Electrical Machines and Drives*, pp. 25–29. 1999.
- [Jac05] A. Jack, B. Mecrow, G. Nord, P. Dickinson: *Axial Flux Motors Using Compacted Insulated Iron Powder and Laminations – Design and Test Results*. In: *IEEE International Conference on Electric Machines and Drives (IEMDC)*, pp. 378 – 385. 2005.
- [Jac09] S. Jacobs, D. Hectors, F. Henrotte, M. Hafner, M. Herranz Gracia, K. Hameyer, P. Goes, D. Ruiz Romera, E. Attrazic, S. Paolinelli: *Magnetic material optimization for hybrid vehicle PMSM drives*. In: *World Electric Vehicle Journal*, vol. 3, pp. 1–9. 2009.

- [Jor24] H. Jordan: *Die ferromagnetischen Konstanten für schwache Wechselfelder*. Elektrische Nachrichten Technik, vol. 1(1) (1924).
- [Kel10] A. Kelleter: *Steigerung der Ausnutzung elektrischer Kleinmaschinen*. Ph.D. thesis, Technische Universität München (2010).
- [Kik08] S. Kikuchi, D. Koyama, K. Nakaruma: *A Design of Ultrasonic Compaction Tools for Metal Powder Magnetic Core of Motors*. In: *IEEE Ultrasonic Symposium (IUS)*, pp. 2142–2145. 2008.
- [Kim06] B.-T. Kim: *Design of New Type Universal Motor Using Soft Magnetic Composites*. Journal of Electrical Engineering & Technology (2006).
- [Kom02] M. Komatsubara, K. Sadahiro, O. Kondo, T. Takamiya, A. Honda: *Newly developed electrical steel for high-frequency use*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 242-245(1); pp. 212–215 (2002).
- [Kos10] T. Kosaka, T. Hirose, N. Matsui: *Brushless Synchronous Machines with Wound-Field Excitation using SMC Core Designed for HEV Drives*. IEEE International Power Electronics Conference, pp. 1794–1800 (2010).
- [Lam64] J. Lammeraner, M. Stafl: *Eddy Currents*. Iliffe Books Ltd., 1964.
- [Lan00] A. Lange, W.-R. Canders, H. Mosebach: *Investigation of iron losses of soft magnetic powder components for electrical machines*. In: *International conference on electrical machines (ICEM)*, pp. 1521–1525. 2000.
- [LB06] Landolt-Börnstein: *Magnetic Materials: New Series VIII/ 2A1, Kap. 9*. Springer, 2006.
- [Lef97] L. Lefebvre: *Effect of electrical resistivity on core losses in soft magnetic iron powder materials*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 176(2-3); pp. L93–L96 (1997).
- [Lef98] L.-P. Lefebvre, S. Pelletier, Y. Thomas, C. Gélinas: *Iron compacts for low frequency AC magnetic applications: Effect of lubricants*. PM2TEC Las Vegas Conference, May 1998 (1998).
- [Lef99] L.-P. Lefebvre, S. Pelletier, C. Gélinas: *Lubricated iron powder mixes for low frequency soft magnetic applications*. In: *PM2TEC*, pp. 1–9. 1999.
- [Lef01] L.-P. Lefebvre, Y. Pelletier, S. Thomas: *Manufacturing Soft Magnetic Components using a ferrous powder and a lubricant* (2001). US Patent: US006331270B1.
- [Lie07] G. Liew, N. Ertugrul, W. Soong, D. Gehlert: *Analysis and Performance Evaluation of an Axial-Field Brushless PM Machine Utilising SMC*. In:

- International Electric Machines and Drives Conference (IEMDC)*, pp. 153 – 158. 2007.
- [Lip04] T. Lipo, S. Madani, R. White: *Soft Magnetic Composites for AC Machines - A Fresh Perspective*. Research Report (2004).
- [Liu08] R. Liu, C. Mi, D. Gao: *Modeling of Eddy-Current Loss of Electrical Machines and Transformers Operated by Pulsewidth-Modulated Inverters*. IEEE Trans. on Magnetism, vol. 44(8); pp. 2021–2028 (2008).
- [Mar08] P. Marketos, J. Hall., S. Zirka: *Power Loss Measurement and Prediction of Soft Magnetic Powder Magnetized Under Sinusoidal and Nonsinusoidal Excitation*. IEEE Trans. on Magnetism, vol. 44(11); pp. 3847–3850 (2008).
- [Mat10] T. Matsumoto, S. Shimomura, M. Morimoto: *Study of Iron Loss in Induction Motor made with Soft Magnetic Composite Core based on Finite Element Analysis*. pp. 270–277. 2010.
- [May76] A. Mayer, F. Bölling: *Physikalisch-Metallkundliche Grundlagen der Elektrotechnik-Herstellung*. Journal of Magnetism and Materials, vol. 2; pp. 151–161 (1976).
- [Mor10a] M. Morimoto: *Induction Motor Made of Iron Powder Core*. In: *Power Electronics Conference (IPEC)*, pp. 1814–1817. 2010.
- [Mor10b] M. Morimoto: *Iron Loss of Non-Rare Earth Traction Motor for Electric Vehicle*. In: *IEEE Vehicle Power and Propulsion Conference (VPPC)*, pp. 1–4. 2010.
- [Mth03] L. Mthombeni, P. Pillay: *Core Losses in Motor Laminations Exposed to High Frequency or Non-Sinusoidal Excitation*. In: *IEEE Industry Application Conference*, vol. 2, pp. 1090 – 1097. 2003.
- [Mth04] L. Mthombeni, P. Pillay: *Core Losses in Motor Laminations Exposed to High Frequency or Non-Sinusoidal Excitation*. IEEE Trans. on Industry Application, vol. 40(5); pp. 1325 – 1332 (2004).
- [Neu07] Z. Neuschl: *Rechnerunterstützte experimentelle Verfahren zur Bestimmung der lastunabhängigen Eisenverluste in permanentmagnetisch erregten elektrischen Maschinen mit additionallem Axialfluss*. Ph.D. thesis, Technische Universität Cottbus (2007).
- [Nit93] K. Nitzsche, H.-J. Ullrich: *Funktionswerkstoffe der Elektrotechnik und Elektronik*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1993, 2 edn.
- [Oda08] Y. Oda, M. Kohno, A. Honda: *Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile electrical devices*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 320(20); p. 2430–2435 (2008).

- [Ove76] K. . Overshott: *The use of domain observations in understanding and improving the magnetic properties of transformer steels*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. MAG-12(6); pp. 840–845 (1976).
- [Pop98] M. Popescu, T. Jokinen, E. Demeter, V. Navrapescu: *Magnetic Materials in Design and Construction of Electrical Motors*. In: *Electrotechnical Conference*, vol. 1, pp. 125 – 128. 1998.
- [Rob01] G. Roberts, A. Davidson, S. Gair, J. Hajto: *An overview of the powder processing of soft magnetic composites*. Engineering Science and Education Journal, vol. 10(6); pp. 237 – 240 (2001).
- [Sar06] M. Sarasa: *Einsatz neuer weichmagnetischer Werkstoffe bei elektrischen Maschinen im Kraftfahrzeug*. Ph.D. thesis, Universität der Bundeswehr München (2006).
- [Sch76] K. Schmidt: *Der Einfluss des Stanzens auf die magnetischen Eigenschaften von Elektroblech mit 1% Silizium*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials (1976).
- [Sch00a] A. Schoppa, J. Schneider, J.-O. Roth: *Influence of the cutting process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 215-216; p. 100–102 (2000).
- [Sch00b] A. Schoppa, J. Schneider, C.-D. Wuppermann: *Influence of the manufacturing process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 215-216; p. 74–78 (2000).
- [Sch03] 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*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 254-255; p. 367–369 (2003).
- [Sch07] W. Schatt, K.-P. Wieters, B. Kieback: *Pulvermetallurgie. Technologien und Werkstoffe*. Springer, 2007, 2 edn.
- [Sch11] D. Schmidt, M. van der Giet, K. Hameyer: *Improved iron-loss prediction by a modified loss-equation using a reduced parameter identification range*. In: *20th Conference on Soft Magnetic Materials (SMM20)*, p. 421. 2011.
- [Sho06] H. Shokrollahi, K. Janghorban: *The effect of compaction parameters and particle size on magnetic properties of iron-based alloys used in SMC*. Materials Science and Engineering, vol. 134(1); p. 41–43 (2006).
- [Sho07a] H. Shokrollahi, K. Janghorban: *Effect of warm compaction on the magnetic and electrical properties of Fe-based soft magnetic composites*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 313(1); p. 182–186 (2007).

- [Sho07b] H. Shokrollahi, K. Janghorban: *Review: Soft magnetic composite materials*. Journal of Materials Processing Technology, vol. 189(1-3); p. 1–12 (2007).
- [Ska01] H. Skarrie: *Design of Powder Core Inductors*. Ph.D. thesis, Lund University (2001).
- [Ste92] C. P. Steinmetz: *On the law of hysteresis*. Trans. of the American Institute of Electrical Engineers, vol. IX(1); pp. 1–64 (1892).
- [Tag09] A. Taghvaei, H. Shokrollahi, K. Janghorban: *Properties of iron-based soft magnetic composite with iron phosphate–silane insulation coating*. (In Press) Journal of Alloys and Compounds (2009).
- [Tag10] A. Taghvaei, A. Ebrahimi, M. Ghaffari, K. Janghorban: *Magnetic properties of iron-based soft magnetic composites with MgO coating obtained by sol-gel method*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 322(7); p. 808–813 (2010).
- [Taj05] S. Tajima, T. Hattori, M. Kondoh, H. Kishimoto, M. Sugiyama, T. Kikko: *Properties of High-Density Magnetic Composite Fabricated From Iron Powder Coated With a New Type Phosphate Insulator*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. 41(10); pp. 3280–3282 (2005).
- [Tou76] F. Toussaint: *Bedeutung und Entwicklung des Elektrolechs*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, vol. 2(1-3); p. 132–135 (1976).
- [Uoz07] G. Uozumi, M. Watanabe, R. Nakayama, K. Igarashi, K. Morimoto: *Properties of Soft magnetic Composite with Evaporated MgO Insulation Coating for low Iron loss*. Materials Science Forum, vol. 534 - 536(2); pp. 1361–1364 (2007).
- [Via04] P. Viarouge, J. Cros, M. Dubois: *Experience with ATOMET Soft Magnetic Composites Properties, Pressing Conditions and Applications*. In: *U.K. Magnetism Society Seminar*, pp. 1–8. 2004.
- [Wei07] B. Weidenfeller: *Magnetic Properties of Polymer Bonded Soft Magnetic Composites*. Ph.D. thesis, Habilitationsschrift Technische Universität Clausthal (2007).
- [Wup05] C.-D. Wuppermann, A. Schoppa: *Merkblatt 401: Elektroband und -blech*. Stahl-Informations-Zentrum (2005).
- [Zhu98] R. V. S. Zhu, J. G.: *Improved Formulations for Rotational Core Losses in Rotating Electrical Machines*. IEEE Trans. on Magnetics, vol. 34(4); pp. 2234 – 2242 (1998).

Index

- Anomalieverluste, 24, 55
Anorganisches Isolationssystem, 71, 73, 86
Anorganisches Isolationssystem und organischer Binder, 71, 77, 86
Biegebruchfestigkeit, 83, 112, 118
Blochwand, 3
Conical Dark Field, 28, 105, 106
Domänen, 3
Dynamische Verluste, 77, 103
Eisenverluste, 17, 55
Eisenverlustmodelle, 25, 41
Electron Backscatter Diffraction (EBSD), 27, 101
Elektrobleche, 8, 58
Ferromagnetismus, 3
Formfaktor, 34
Globale Wirbelstromverluste, 21, 55
Globaler Skineffekt, 50
Hystereseschleife, 5
Hystereseverluste, 18, 55, 77, 101
Isolationssystem, 10, 71–73, 86
Magnetische Messungen, 30
Magnetismus, 3
Neukurve, 3
Organisches Isolationssystem, 71, 74, 86
Partikelskineffekt, 52
Partikelwirbelstromverluste, 21, 55
Permeabilität, 5, 33, 80, 110, 118
Pulsweitenmodulation (PWM), 20, 64
Pulververbundwerkstoffe, 10
Rasterelektronenmikroskop (REM), 27, 73
Ringkernmessverfahren, 30
Skineffekt, 50, 55
Soft Magnetic Composites (SMC), 10
Somaloy 700HR-3P, 41, 55, 73, 86, 95, 99
Spezifischer Widerstand, 29, 55, 88, 96
Transmissionselektronenmikroskop (TEM), 28, 103
Ummagnetisierungsverluste, 77
Wirbelstromverluste, 21, 55