

Verbesserung des Eigenschaftsspektrums maßgeschneiderter SMC-Werkstoffe

Zur Erlangung des akademischen Grades eines
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN
(Dr.-Ing.)

von der KIT-Fakultät für Maschinenbau des
Karlsruher Instituts für Technologie (KIT)
angenommene

DISSERTATION

von

M.Sc. David Schuller

Tag der mündlichen Prüfung:	17. Mai 2021
Hauptreferent:	Prof. Dr. rer. nat. Michael J. Hoffmann
Korreferent:	Prof. Dr. rer. nat. Gerhard Schneider

Kurzfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden umfassende metallographische Untersuchungen (Lichtmikroskopie, Kerr-Mikroskopie und EBSD) der Mikrostruktur weichmagnetischer Verbundwerkstoffe (SMC, *engl.* Soft Magnetic Composites) unter Korrelation mit der damit verbundenen magnetischen Performance durchgeführt. Neben der Größe, Form und Verteilung von Partikeln und inneren Kornstrukturen, der Porosität, Domänenstruktur und des Verformungs- und Rekristallisationszustands von industriellen SMC-Werkstoffen verschiedener Hersteller sind auch eigene Syntheseveränderungen enthalten. Letztere beinhalten ausgehend von der Veränderung des Ausgangspulvers (Partikelgrößenverteilung von 15 - 500 μm und innere Kornstruktur mit einer flächengewichteten mittleren Korngröße $d_{50,f}$ von 40 - 58 μm) Variationen der Prozessparameter in der Kompaktierung (Pressdruck 200, 400 und 800 MPa, mit / ohne Schmiermittel) und der Wärmebehandlung (Grünzustand, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C und 800 °C in Zeitintervallen von wenigen Minuten bis 20 h). Ziel war es, weitere Ansätze zur Verbesserung des Eigenschaftsspektrums dieser noch relativ neuen Materialklasse zu erarbeiten. Im ersten Schritt wurden hierzu bestehende industrielle SMC-Werkstoffe verschiedener Hersteller hinsichtlich des Eigenschaftsprofils analysiert, um mögliche Stellgrößen zur Eigenschaftsverbesserung abzuleiten. Es zeigten sich folgende strukturelle Auffälligkeiten:

- Innere Korngrößenverteilung zeigt signifikante Unterschiede.
- Form der inneren Körner ist unterschiedlich.
- Durch Pressvorgang resultiert eine Partikelformanisotropie.
- Größere Partikel zeigen auffällig hohe innere Porosität.
- Anteil und Verteilung von eingebrachten Verformungen variiert.
- Rekristallisation der Kornstruktur ist nicht vollständig abgeschlossen.

Auf Basis dieser Erkenntnisse wurde der SMC-Herstellungsprozess beginnend mit dem Zustand des Ausgangspulvers über Parametervariationen am indus-

triellen SMC-Werkstoff AncorLam® (Hoeganaes Corp.) tiefergehend untersucht. Die Einflüsse der Kompaktierung auf die mikrostrukturellen Gegebenheiten wie Verformungsanteil (Missorientierungen, EBSD), Korngrößenverteilung, Kornform, Partikelformanisotropie und den Anteil an Porosität (intra- und intergranular) wurde mit den magnetischen Eigenschaften korreliert. Die Resultate zeigten, dass bereits im Ausgangspulver geringe Anteile an missorientierten Bereichen ($\sim 25\%$, $> 4^\circ$) vorliegen. Auch können diese mittels Pressdruckvariation gezielt beeinflusst werden (200 MPa: 41 %, 400 MPa: 56 % und 800 MPa: 67 %). Zusätzlich kommt es in Folge des Kompaktierungsvorgangs zur Beeinflussung der Kornform. So nimmt die Elliptizität von Körnern $> 60\ \mu\text{m}$ von 0.87 auf 0.9 zu. Durch Versuche mit unterschiedlichen Partikelgrößenverteilungen (50 μm Schritte) konnte nachgewiesen werden, dass das Verformungsverhalten ausgehend von feinen Partikeln ($< 100\ \mu\text{m}$) bis hin zu den größten Partikeln ($> 300\ \mu\text{m}$) sehr unterschiedlich erfolgt. Hierzu werden unter anderem Messdaten des Kraft-Weg-Verlaufs zur Interpretation genutzt und der Kompaktierungsvorgang in weitere Phasen unterteilt. Während feine Partikelfractionen vorwiegend an der Partikeloberfläche verformte Bereiche aufweisen, kommt es bei den größten Partikeln zu bandartigen Verformungen der inneren Kornstruktur. Es zeigte sich, dass die Morphologie und Größe der inneren Kornstruktur mit der Partikelgröße variiert ($< 100\ \mu\text{m}$: 40 μm , 100 - 200 μm : 58 μm , 200 - 300 μm : 55 μm , 300 - 400 μm : 49 μm und $> 400\ \mu\text{m}$: 46 μm .) und ein für die Magnetischen Eigenschaften (hier Hystereseverluste, Koerzitivfeld und Permeabilität) günstigstes Verhältnis aus Partikelgröße und innerer Kornstruktur definiert werden kann. So erreichten in dieser Arbeit Fraktionen mit einer Partikelgröße von 100 - 200 μm und der größten inneren Kornstruktur von 58 μm die besten Verformungseigenschaften, ausgeprägteste Rekristallisationsanteile (80 %) und geringste Hystereseverluste (4 W/kg) nach der Wärmebehandlung. Die Wärmebehandlung zeigte sich dabei trotz der Limitierung durch die Temperaturbeständigkeit der Partikelbeschichtung ($< 600\ ^\circ\text{C}$) als vielseitige Stellgröße, die innere Kornstruktur gezielt einzustellen und damit weitere Verbesserungen des Eigenschaftsspektrums zu erreichen. Hierzu werden neben konventionellen Temperaturen und Zeitintervallen auch Versuche bei 700 - 800 $^\circ\text{C}$ unter langen Prozesszeiten vorgestellt und der Beginn und das Voranschreiten der Rekristallisation und der Kornwachstums veranschaulicht.

Dadurch war es möglich, die Kornstruktur vom industriell wärmebehandelten Zustand (500 °C) mit einer flächengewichteten mittleren Korngröße $d_{50,f}$ ausgehend von 48 μm auf einen Wert von 57 μm (800 °C) zu vergrößern. Ausgehend von diesen Gefüge-Eigenschaftskorrelationen ist es möglich, neue Impulse für weitere Eigenschaftsverbesserungen aufzuzeigen. Beispielsweise könnten maßgeschneiderte Partikel- und Korngrößenverteilungen, effizientere Verformungsprozesse und Rekristallisationen erlauben. Vor allem grobe Partikelgrößenverteilungen $> 300 \mu\text{m}$ zeigen große Potenziale, sofern auch hier eine grobe Kornstruktur mit Körnern im Bereich 50 - 100 μm erreicht und die bandartige Verformung der großen Partikel zur gezielten Rekristallisation ausgenutzt werden kann. Bei Einsatz grober Partikelverteilungen bietet außerdem die prozessbedingte Anisotropie der magnetischen Eigenschaften weitere Potenziale.

Abstract

Within the scope of the current work comprehensive metallographic investigations (optical microscopy, Kerr microscopy and EBSD) of the microstructure of soft magnetic composites are presented and correlated to the corresponding magnetic performance. Beside the size, shape and distribution of particles and inner grains, the porosity, domain structure and deformation and recrystallization state of industrial SMC materials are analyzed for different suppliers. Also, several own synthesis variations are included. The synthesis variation includes the modification of the initial powder (particle size distribution of 15 - 500 μm and inner grain structure of an average area-weighted grain size $d_{50,f}$ of 40 - 58 μm), variations of the process parameters in the compaction step (pressure 200, 400 und 800 MPa, with/without lubricant) and the annealing step (green condition, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C und 800 °C and time intervals of a few minutes to 20 h).

The purpose of the work was the development of new approaches for the improvement of the property spectrum of this relative new material class. In the first step industrial SMC materials of different suppliers are analyzed with respect to the property profile to find new control variables for improvement. The following structural details were found:

- Inner grain size distribution is significantly different.
- Shape of the inner grain structure is different.
- As a consequence of compaction a particle shape anisotropy results.
- Coarse particles show significantly higher porosity content.
- Amount and distribution of induced deformations vary.
- Recrystallization partly appears only in local grain areas.

Based on this knowledge the SMC synthesis was investigated in more detail for the industrial SMC material AncorLam® (Hoeganaes Corp.) in the initial condition applying several parameter variations. The influence of compaction on microstructural details like amount of deformation (misorientation maps,

EBSD), grain size distribution, grain shape, particle shape anisotropy and the content of porosity (intra- and intergranular) on the magnetic properties was investigated. The results show that even in the initial powder condition, some small amounts of misoriented areas ($\sim 25\%$, $>4^\circ$) exist. In addition, the amount can be influenced by compaction pressure variations (200 MPa: 41 %, 400 MPa: 56 % and 800 MPa: 67 %). Furthermore, as a result of the compaction step the grain shape is affected and the ellipticity of grains $> 60\ \mu\text{m}$ changes from 0.87 to 0.9. The deformation behavior is different for fine particles ($< 100\ \mu\text{m}$) and coarse particles ($> 300\ \mu\text{m}$). This was experimentally verified using different fractions (50 μm steps) of powder particles. From measuring data of the force-distance relation during the compaction process and by defining interim stages deeper insight was possible. While the fine particle powder fractions are mainly deformed at surface contact areas, the coarsest powder fractions show ribbon-type deformation areas of the inner grain structure. Because of the fact, that morphology and size of the inner grain structure depends of the particle size ($< 100\ \mu\text{m}$: 40 μm , 100 - 200 μm : 58 μm , 200 - 300 μm : 55 μm , 300 - 400 μm : 49 μm und $> 400\ \mu\text{m}$: 46 μm .), an optimal ratio between particle size and inner grain size for the magnetic performance (here hysteresis losses, coercivity and permeability) can be defined. As a result, the powder particle fractions of a size of 100 - 200 μm and the coarsest inner grain structure of 58 μm showed the best deformation behavior, the most effective recrystallization (80 %) and the lowest hysteresis losses (4 W/kg) after annealing. Although the annealing process is limited by the thermal stability ($< 600\ ^\circ\text{C}$) of the particle coating it's a versatile control variable to tailor the inner grain structure and to further improve the property spectrum of SMC materials. To investigate the initial start and the progress of recrystallization and grain growth in addition to conventional temperature and time intervals, experiments with 700 - 800 $^\circ\text{C}$ and longer process time intervals were presented. With this experiments it was possible to coarsen the conventional industrial annealed condition (500 $^\circ\text{C}$) of average area-weighted grain size $d_{50,f}$ from 48 μm to 57 μm (800 $^\circ\text{C}$). Based on these structure-property correlations it's possible to get new impulses for SMC materials improvement. One example is, that tailored ratios of particle and grain size may allow more efficient deformation and recrystallization processes. Especially coarse particle size distributions $> 300\ \mu\text{m}$ show a large potential when

a grain structure with grain sizes in the range of 50 - 100 μm are realized and the ribbon-type deformation of large particles is utilized for a tailored recrystallization mechanism. For coarse particle size distributions, the process-related anisotropy of magnetic properties would also offer new potentials for improvement.

Danksagung

Ich möchte mich bei meinen betreuenden Professoren Herr Prof. Michael Hoffmann, Herr Prof. Gerhard Schneider und Frau Prof. Dagmar Goll für die stetigen Diskussionen, die erfrischenden Impulse und die anhaltenden motivierenden Worte herzlich bedanken. All dies ist zusammen mit den Eindrücken aus unterschiedlichen Fachgebieten in die vorliegende Arbeit eingeflossen.

Des Weiteren möchte ich mich bei den Mitarbeitern und Mitarbeiterinnen des Instituts für Materialforschung Aalen (IMFAA) für die großartige Zusammenarbeit und die schöne Zeit bedanken. Vor allem möchte ich hier an erster Stelle Dominic Hohn erwähnen, der mir in Folge seiner Masterarbeit und darüber hinaus großartige Unterstützung in der mikroskopischen Charakterisierung geleistet hat und ohne dessen großen Forschungsdrang die Entwicklung der Analysemethoden nicht möglich gewesen wäre. Gleiches gilt für Frau Silvia Schweizer, die mich ebenfalls in Form einer Masterarbeit unterstützte und sich mit Verlustmodellen und Simulationen beschäftigte. Hier wurde von ihr erste Pionierarbeit geleistet. Den Herren Tvrtko Grubesa und Tim Schubert möchte ich für die ersten EBSD Untersuchungen danken und der mikroskopischen Expertise, die mir den Einstieg in das Forschungsthema erst ermöglichte. Ohne eine großartige Schliffqualität folgen keine entsprechenden mikroskopischen Ergebnisse. Vielen Dank an Frau Gaby Ketzer-Raichle und Frau Elvira Reiter für das extrem wertvolle metallographische Spezialwissen, dass mehr als einmal zur Erreichung der Ziele zwingend erforderlich war. Danke an die Unterstützung durch Herrn Tim Vogel, und Herrn Felix Trauter, die in Folge ihrer Studienarbeiten spezielle Fragestellungen untersuchten und einen neuen Blick auf das Themengebiet der SMC-Werkstoffe ermöglichten.

Auch möchte ich den Firmen PMG Füssen GmbH und hier vor allem Herrn Dr. Andreas Schoppa, der Hoeganaes Corp., der Höganäs AB, der Diamet Corp. (Japan) und der Sintex a/s für die Bereitstellung von Musterproben und dem breiten Austausch von Spezialwissen in der Verarbeitung von SMC-Pulvern bedanken.

Zuletzt möchte ich meinen Freunden und meiner Familie danken, die mich all die Jahre in diesem Projekt unterstützt haben.

Danke

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	i
Abstract	v
Danksagung	ix
Inhaltsverzeichnis	xi
Abkürzungsverzeichnis	xv
Einleitung	1
1 Grundlagen	7
1.1 Magnetismus	7
1.1.1 Ferromagnetismus und magnetische Kenngrößen	7
1.1.2 Ursache der Domänenstruktur	8
1.1.3 Hystereseschleife	10
1.1.4 Verlustmechanismen und Verlustminimierung	15
1.2 Weichmagnetische Kernmaterialien für Traktionsantriebe	32
1.2.1 Werkstoffüberblick	32
1.2.2 SMC-Werkstoffe	38
1.2.3 Industriell verfügbare Werkstoffe	48
1.2.4 Eigenschaften im Vergleich zum Elektroblech	52
1.3 Traktionsmotoren	61
1.3.1 Grundlagen Motorenteknologie	61
1.3.2 SMC in Traktionsmotoren	66
1.3.3 Etablierte Produkte	72
1.3.4 Wirtschaftliche Gesichtspunkte	73
2 Experimentelle Durchführung	79
2.1 Versuchsübersicht	79
2.1.1 Ausgangsmaterialien	79
2.1.2 Kompaktierung	81
2.1.3 Wärmebehandlung	81

2.2	Synthese.....	82
2.2.1	Anpassung der Ausgangsmaterialien	82
2.2.2	Kompaktierungsvorgang	82
2.2.3	Wärmebehandlungsvorgang	86
2.3	Gefügecharakterisierung.....	86
2.3.1	Metallographische Gefügepräparation.....	88
2.3.2	Lichtmikroskopische Verfahren	89
2.3.3	Electron Backscatter Diffraction (EBSD)	92
2.4	Bestimmung magnetischer Eigenschaften	97
2.4.1	Brockhaus MPG 200D	97
2.5	Bestimmung elektrischer Eigenschaften.....	100
2.6	Fehlerbetrachtung / Messgenauigkeit	101
2.6.1	Quantitative Gefügeanalyse QGA / EBSD.....	101
2.6.2	Bewertung von Missorientierungen mittels EBSD zur Quantifizierung von Verformungen	103
2.6.3	Magnetische Charakterisierung	105
3	Ergebnisse.....	107
3.1	Analysen an industriellen SMC	107
3.1.1	Partikelmorphologie und innere Kornstruktur.....	107
3.1.2	Verformungs- und Rekristallisationszustand.....	116
3.1.3	Temperaturbeständigkeit von MgO-Beschichtungen	118
3.1.4	Physikalische Eigenschaften.....	119
3.1.5	Eigenschaftslandkarten.....	121
3.1.6	Zusammenfassung	123
3.2	Kompaktierung	125
3.2.1	Ausgangszustand des unkompaktierten Pulvers	125
3.2.2	Verformungsverhalten industrieller Partikelgrößenverteilungen.....	133
3.2.3	Variation des Pressdrucks.....	134
3.2.4	Verformungsverhalten von Partikelfractionen	143
3.3	Wärmebehandlung	151
3.3.1	Einfluss des eingebrachten Kompaktierungsdrucks	151
3.3.2	Einfluss Wärmebehandlungsdauer	155
3.3.3	Gezieltes Kornwachstum.....	158

3.3.4	Rekristallisation von Partikelfraktionen	160
3.3.5	Dynamische Verlustanteile von Partikelfraktionen	167
4	Diskussion.....	169
4.1	Gefüge- und Prozessauffälligkeiten industrieller SMC-Varianten	170
4.1.1	Partikel- und Kornstruktur.....	170
4.1.2	Pressbedingte Partikelformanisotropie	172
4.1.3	Inter- und intragranulare Porositäten	175
4.1.4	Verformungs- und Rekristallisationszustand.....	176
4.1.5	Temperaturbeständigkeit der MgO-Beschichtung.....	176
4.2	Einfluss des Ausgangszustands des unkompaktierten Pulvers	177
4.3	Verformungsverhalten von SMC-Pulvern	178
4.3.1	Partikelfraktionen	178
4.3.2	Industriell erhältliche Partikelgrößenverteilungen.....	181
4.4	Einfluss des Kompaktierungsdrucks auf Gefügestruktur und magnetische Eigenschaften.....	182
4.4.1	Missorientierungsanteil	182
4.4.2	Kornanzahl und Kornform	184
4.4.3	Magnetische Eigenschaften	185
4.5	Einflussgrößen auf Rekristallisation und Kornwachstum.....	187
4.5.1	Höhe der eingebrachten Kaltarbeit	187
4.5.2	Wärmebehandlungstemperatur und -dauer.....	190
4.5.3	Partikelfraktionen	192
5	Zusammenfassung	195
6	Verzeichnisse	206
6.1	Abbildungsverzeichnis	206
6.2	Tabellenverzeichnis	221
6.3	Literaturverzeichnis	223
	Betreute Abschlussarbeiten	248
	Publikationsliste	249
	Eidesstattliche Erklärung	250

Abkürzungsverzeichnis

Kennwerte

a	Seitenlänge
B	magnetische Flussdichte bzw. Induktion
B_R	Remanenz
B_{25}	Induktion bei 2500 A/m
B_X	Induktion bei „X“ A/m
d	Blechdicke bzw. Partikelgröße
d_k	Korngröße
d_{50}	mittlere Korngröße
$d_{50,f}$	mittlere Korngröße (flächengewichtet)
$d_{50,a}$	mittlere Korngröße (anzahlengewichtet)
E	elektrisches Feld
f	Frequenz
F	Proportionalitätsfaktor (Form, Größe von Ausscheidungen etc.)
FF	Formfaktor
F_{skin}	Skin-Effekt
H	magnetische Feldstärke
H_C	Koerzitivfeld
$H_{C,K}$	Einfluss der Korngröße auf das Koerzitivfeld
$H_{C,N}$	Einfluss von Fremdkörpereinschlüssen auf das Koerzitivfeld
$H_{C,O}$	Einfluss von Eigenspannungen auf das Koerzitivfeld
$H_{\mu\text{max}}$	Feldstärke bei der Maximalpermeabilität vorliegt
I	Stromstärke
j	Stromdichte
J	magnetische Polarisation
J_S	Sättigungspolarisation
k_a	Anomalverlustkoeffizient
k_e	Wirbelstromverlustkoeffizient
k_h	Hystereseverlustkoeffizient
l_m	magnetische Weglänge eines Bauteils
$l_{m,P}$	größte Weglänge innerhalb eines Partikels
m	magnetisches Moment
M_S	spontane Magnetisierung
$N(d)$	Partikelgrößenverteilung / Anzahl

N_1	Primärwicklungszahl
N_2	Sekundärwicklungszahl
P_a	Anomalverlust
P_{cla}	klassische Verluste / Wirbelstromverluste
P_{dyn}	dynamische Verlustanteile
P_e	Wirbelstromverlust
$P_{e,G}$	globale Wirbelstromverluste
$P_{e,P}$	Partikelwirbelstromverluste
P_{Fe}	Eisenverluste
P_h	Hystereseverlust
P_{har}	harmonische Verlustanteile
$P_{\text{in}} / P_{\text{out}}$	Eingangsleistung / Ausgangsleistung
P_l	lineare Magnetisierungsverluste
P_{rot}	rotatorische Verlustanteile
P_s	Gesamtverluste
P_{stat}	stationäre Verluste
R_i	Gesamtwiderstand
t	Zeit
T_C	Curie Temperatur
V	Volumen
U	elektrische Spannung
α	Steinmetzkoeffizient
μ	Permeabilität
μ_0	magnetische Feldkonstante
μ_{max}	Maximalpermeabilität
ρ	Dichte
σ_e	spezifische elektrische Leitfähigkeit
σ_t	tangentiale Spannung
v	tangentiale Geschwindigkeit
ϱ_e	spezifischer elektrischer Widerstand
δ	Eindringtiefe (Skin-Effekt)
γ	Quotient aus Eindringtiefe (Skin-Effekt) und Partikelgröße
γ_w	Domänenwandenergie
λ	Magnetostriktion
χ	Suszeptibilität
η	Wirkungsgrad

Abkürzungen

AC	Wechselfeld
AFPM	permanentmagneterregte- Axialflussmaschine
ASM	Asynchronmaschine
DC	Gleichfeld
DSK	Kommutierungskurve
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EV	Electric Vehicle
engl.	englisch
etc.	et cetera
GRM	geschaltete Reluktanzmaschine
GZ	Grünzustand
HAB	High Angle Boundary
HF	Hellfed
IEM	Verlustmodell des Instituts IEM, Aachen
IQ	Image Quality
IPF	Inverse Pole Figure
k.A.	keine Angabe
KAM	Kernel Average Misorientation
KL	Kenolube® / Schmiermittel
LAB	Low Angle Boundary
LM	Lichtmikroskopie
LOS	Local Orientation Spread
mglw.	möglicherweise
NOC	Neighbour Orientation Correlation
PB-SMC	Polymer Bonded - Soft Magnetic Composite
PB2	“loss-to-squared-flux-density factor”
PGEV	Plug-In Electric Vehicles
PWM	Pulsweitenmodulation
PMSM	Permanentmagneterregte Synchronmaschine
SM	Synchronmaschine
SMC	Soft Magnetic Composite
ROD	Reference Orientation Deviation
rpm	Drehzahl / Umdrehungen pro Minute (<i>engl.</i> rounds per minute)
RT	Raumtemperatur
TFM	Transversalf Flussmaschine
TRS	Transverse Rupture Strength
u.a.	unter anderem
2P2C	zweimaliger Press- und Wärmebehandlungsvorgang

Einleitung

Der Individualverkehr steht vor seinem größten Wandel seit Jahrzehnten und Politik und Industrie investieren viele Milliarden Euro in die Entwicklung von Elektroautos [1]. Der technologische Wandel, weg vom konventionellen Verbrennungsmotor, hin zum Elektromotor, geht dabei mit einer Verschiebung der produktionsseitigen Wertschöpfung einher [2]. Prognosen gehen davon aus, dass bis zum Jahr 2025 etwa 50 % der Neuzulassungen in Europa teilweise oder ganz elektrifizierte Fahrzeuge einschließen werden [3]. Im Jahr 2030 werden es bereits 75 % der Neuzulassungen sein [4]. Die Weiterentwicklung von Elektromotoren und deren Komponenten nimmt aus ökologischen Gesichtspunkten eine entscheidende Rolle ein. Es wird angenommen, dass etwa 45 % des globalen Energiebedarfs auf von elektrischen Motoren betriebene Systeme zurückzuführen sind [5]. Den größten Einfluss haben mit 68 % des Energiebedarfs mittelgroße Motoren mit 0.75 kW - 375 kW, wie diese auch in elektromobilen Anwendungen Einsatz finden [6]. Trotz der langjährigen Erfahrungen im Bereich der Elektromotoren und deren Einsatz in diversen Industrien und Produkten besteht für die Anwendung im automobilen Antriebsstrang noch erheblicher Entwicklungsbedarf [3]. Um das gesamte Potenzial von elektrischen Maschinen der Energieverteilung, -übertragung und -umwandlung ausschöpfen zu können (s. Abb. 1), ist es notwendig, Materialoptimierung und Maschinenauslegung zusammen zu betrachten [5]. Das Streben nach größeren Leistungsdichten unter stetiger Gewichts- und Platzreduktion, führt hierbei zu erhöhten Drehzahlen, höheren Polpaarzahlen und damit zu höheren Grundfrequenzen in der elektrischen Maschine [5, 7]. Da das Potenzial zu Wirkungsgradsteigerungen durch konstruktive Maßnahmen weitgehend ausgeschöpft ist, liegt der Fokus derzeitiger Forschungen und Entwicklungen besonders auf dem Werkstoffdesign. Magnetische Materialien spielen dabei eine Schlüsselrolle. Der dominanteste Vertreter der weichmagnetischen Werkstoffe ist das Elektroblech. Die jährliche weltweite Produktion dieser Legierungen auf Fe-Si-Basis liegt zurzeit bei circa zwölf Millionen Tonnen [5]. Elektrobleche wurden über die letzten Jahrzehnte

hinweg mit immer höheren Siliziumgehalten und in immer dünneren Blechlagen verarbeitet, um die Wirbelstromverluste bei höheren Frequenzen zu reduzieren [8–10]. Hier hat man nun aber bezüglich Handhabbarkeit und Verarbeitbarkeit eine Limitierung erreicht [11, 12]. SMC-Werkstoffe (*engl.* Soft Magnetic Composites) bieten gegenüber den konventionellen Elektroblechen zahlreiche Vorteile [13–15]. Durch den höheren spezifischen elektrischen Widerstand, verbunden mit der Tatsache, diesen über die Beschichtungsphase und Partikelgrößenverteilung zu steuern, sind hochfrequente Anwendungen umsetzbar [16]. Weiter bietet der pulvermetallurgische Prozess den Vorteil einer endkonturnahen Fertigung komplexer Strukturen unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten [17]. Jedoch ergeben sich auch hier Limitierungen wie z.B. geringere Magnetisierbarkeit und Festigkeit, ein höherer Preis und Hystereseverlust und schwerer einzuhaltende Herstellungstoleranzen. Alle diese Gründe führen dazu, dass SMC-Werkstoffe aktuell nur als Nischenprodukt (z.B. Motoren im Rennsport und Prototypen, Einspritz-Injektoren, Drosseln, Sensorik, Ventilatoren und in Lautsprechern) Anwendung finden [18]. Für einen breiteren Einsatz im automobilen Antriebsstrang sind tieferegehende materialwissenschaftliche Erkenntnisse im Bereich der Prozesssteuerung nötig.

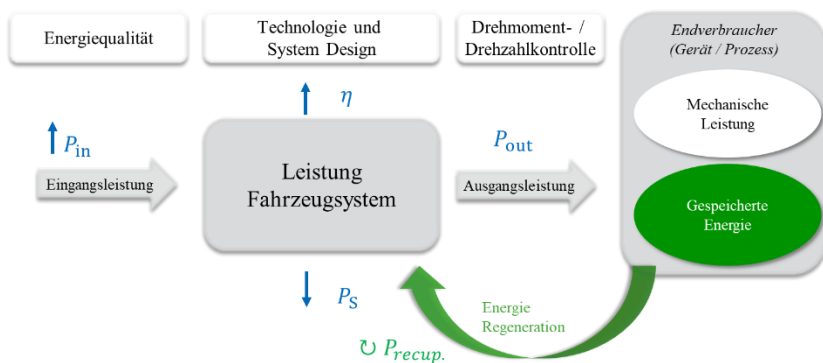


Abb. 1: Einflüsse auf den Energiebedarf elektrisch angetriebener Systeme. Abhängig von der eingebrachten Eingangsleistung P_{in} und den auftretenden Systemverlusten P_S ergibt sich eine nutzbare Ausgangsleistung P_{out} und ein Wirkungsgrad η , modifiziert nach [19].

Der Stand der Technik im Bereich der SMC-Werkstoffe zeigt in zahlreichen Untersuchungen, die bereits erwähnten Limitierungen wie geringere Magnetisierung [16, 20, 21] und Sättigungspolarisation [18, 22], höhere Hystereseverluste [23–25] und geringere mechanische Festigkeit [26–28] durch Entwicklung neuartiger und verbesserter Beschichtungssysteme [26, 29, 30] und einen besseren konstruktiven und designtechnischen Einsatz des Materials in der Anwendung [31–33] zu verschieben. Auch beschäftigen sich verschiedene Doktorarbeiten mit entscheidenden Schlüsselthemen zur Anwendung dieser interessanten Werkstoffklasse in Traktionsmotoren. In der Dissertationsarbeit von Anhalt [34] im Jahre 2008 werden erste Modelle zur mathematischen Beschreibung von weichmagnetischen Compositen aufgestellt. Hier liegt der Fokus aber noch auf Mischungen aus metallischen Pulverpartikeln verschiedener Zusammensetzung und Polymeren und damit nicht im Bereich der Anwendung in Traktionsmotoren. Levin [28] setzt 2014 mit ihrer Doktorarbeit auf diesen Erkenntnissen auf und überträgt die spezielle Charakteristik der beschichteten Pulverpartikel von SMC in mathematisch und physikalisch basierte Verlustmodelle. Damit ist es möglich, das Materialverhalten bei Frequenzen von bis zu 5000 Hz mit dem von Elektroblechen zu vergleichen. Auch zeigt Levin erste mikrostrukturellen Charakteristika von verschiedenen SMC-Materialien im Vergleich auf und bietet einen ersten Überblick über die Eigenschaftsbreite verschiedener SMC-Varianten. In einer Diplomarbeit von Gutiérrez [35] wird 2015 auf die Mikrostruktur bei der Kompaktierung und ihre Veränderung durch eine darauffolgende Rekristallisation eingegangen. Darauf aufbauend zeigt Oikonomou [29] in seiner Doktorarbeit im Detail mittels Mikrohärteprüfung und lokalen EBSD-Messungen auf, welche Gefügeveränderungen innerhalb der Kornstruktur von SMC-Werkstoffen durch eine Wärmebehandlung vonstattengehen. Zuletzt ermöglichte Krings [36] in seiner Doktorarbeit, SMC-Kernmaterialien in anwendungsnahen Fragestellungen bei der Auslegung von Elektromotoren besser einzuschätzen. All diese Arbeiten zeigten an einzelnen SMC-Varianten wichtige Stellgrößen auf, das Materialverhalten zu verstehen, zu bewerten, im Vergleich zu anderen weichmagnetischen Kernmaterialien einzuordnen und das Eigenschaftsspektrum zu erweitern.

Die vorliegende Arbeit soll auf einigen der erarbeiteten Erkenntnisse aufbauen, diese zusammenführen und einen tieferen Einblick in die mikrostrukturellen Strukturinformationen von SMC-Werkstoffen ermöglichen. So wird beispielsweise erstmals ein Zusammenhang von innerer Kornstruktur in Abhängigkeit von der Partikelgröße diskutiert. Ausgehend vom noch unkompaktierten SMC-Pulver, dem kompaktierten Grünzustand und finalen wärmebehandelten Auslieferungszustand kann im Detail dargestellt werden, wie die einzelnen Prozessschritte Potenziale zur Veränderung dieser beiden mikrostrukturellen Charakteristika ermöglichen. Neben unterschiedlichem Verformungsverhalten und Rekristallisationsvermögen, sind auch messbare Unterschiede in der magnetischen Performance festzustellen. Durch fraktionierte Partikelgrößenverteilungen ist so erstmals eine Aussage zu optimalen Verhältnissen aus Partikelgröße und innerer Kornstruktur möglich. Des Weiteren werden weitere Potenziale zur Eigenschaftsverbesserung von SMC-Materialien dargestellt.

Im ersten Schritt soll dies dadurch gelingen, dass einige Schlüsseigenschaften der im Markt verfügbaren industriellen SMC-Werkstoffe im Überblick dargestellt und deren mikrostrukturelle Unterschiede in Analysen erfasst werden. Aufbauend auf dieser Basis werden Stellgrößen zur Verbesserung des Materialverhaltens abgeleitet und in mehreren eigenen Untersuchungen unter systematischer Prozessvariation durchgeführt. So werden beginnend mit Analysen des Zustands des Ausgangspulvers, Einflüsse der Kompaktierung als auch die Mechanismen der Ausheilung- und Rekristallisation auf die Mikrostruktur von SMC-Werkstoffen im Detail aufgezeigt. Mittels umfangreicher Analysemethoden (Lichtmikroskopie, Kerr-Mikroskopie und EBSD-Methodiken) ist es so möglich, tieferegehende Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen zu untersuchen. Auch werden stets die entscheidenden konkurrierenden Werkstoffe für die Anwendung im automotiven Antriebsstrang vergleichend berücksichtigt und auch dort der Stand der Technik aufgezeigt. Dadurch soll es möglich werden, dem aktuellen Forschungsbedarf nach neuartigen und effizienten Kernmaterialien für den sehr dynamischen und vielseitigen Traktionsmotorenbau weiter zu stärken und durch neue Impulse und innovative Konzepte, die mit dem Einsatz von SMC-Werkstoffen einhergehen, mögliche technologische Limitierungen zu verschieben.

Beginnend mit den magnetischen Grundlagen im *ersten Kapitel* werden Ferromagnetismus, Ursache von Domänenstruktur und Hystereseverhalten, als auch Verlustmechanismen in weichmagnetischen Kernmaterialien diskutiert. Der zweite Grundlagenteil beschäftigt sich mit den materialwissenschaftlichen Gesichtspunkten der SMC-Werkstoffe, beginnend mit einer Übersicht über den Markt der potenziellen Kernmaterialien für elektromobile Anwendungen. Auch werden die industriell verfügbaren SMC-Varianten und Hersteller zusammengestellt und die Vor- und Nachteile von SMC-Werkstoffen gegenüber Elektrolech diskutiert. Der letzte Abschnitt im Grundlagenkapitel beschäftigt sich mit dem Anwendungsgebiet im Elektromotor. Neben einer kurzen Übersicht der verschiedenen Elektromortypen werden auch forschungsseitige und bereits industriell verbreitete Anwendungen von SMC-Materialien in Elektromotoren vorgestellt. Zuletzt erfolgt eine wirtschaftliche Betrachtung des Einsatzes von SMC-Werkstoffen in automobilen Antriebskonzepten. Im *zweiten Kapitel* werden die relevanten Methoden der experimentellen Durchführung, wie die mikrostrukturelle, magnetische und elektrische Charakterisierung, die innerhalb dieser Arbeit angewendet wurden, aufgezeigt. Das *dritte Kapitel* beschäftigt sich mit den Ergebnissen. Beginnend mit den Analysen in Gefügeeigenschaften und magnetischer Performance an industriell verfügbaren SMC-Werkstoffen ist auch ein Benchmarking kommerzieller Güten Inhalt des ersten Ergebnisteils. In den nachfolgenden Kapiteln werden Ergebnisse aufgezeigt, die in Folge eigener systematischer Prozessveränderungen bei der Verarbeitung von SMC-Pulvern erreicht werden konnten. So folgt der Ergebnisteil dem Prozessablauf zur Herstellung von SMC-Bauteilen und beginnt mit den Untersuchungen am Ausgangspulver. Darauf aufbauend werden die erarbeiteten Ergebnisse zum Kompaktierungsvorgang dargestellt, während im letzten Kapitel der Ergebnisse auf die Mechanismen bei der Wärmebehandlung von SMC fokussiert wird. Am Ende werden im *vierten Kapitel* die Inhalte dieser Arbeit diskutiert und im *fünften Kapitel* eine Zusammenfassung mit Ausblick gegeben.

1 Grundlagen

1.1 Magnetismus

Das Kapitel beschreibt die grundlegenden Mechanismen des Magnetismus. In Kap. 1.1.1 wird hierzu in die Grundlagen des Ferromagnetismus eingeführt und in Kap. 1.1.2 die Entstehungsweise von Domänen und Domänenwänden als auch deren Rotations- und Bewegungsvorgang innerhalb der Ummagnetisierung aufgezeigt. Da in Folge der Ummagnetisierung ein Hystereseverhalten resultiert, werden in Kap. 1.1.3 am Hysterese- und Neukurvenverlauf reversible und irreversible Vorgänge bis hin zur Sättigung dargestellt. Die Verhaltensweise weichmagnetischer Werkstoffe bei alternierender Feldbeaufschlagung wird in Kap. 1.1.4 beschrieben. Dies beinhaltet die Definition der stationären und dynamischen Verlustanteile und deren physikalischen Berechnung als auch Zusammenführung in Verlustmodellen. Am Ende des Kapitels werden Wege aufgezeigt, wie eine Beeinflussung der magnetischen Eigenschaften zur Verlustminimierung durch mikrostrukturelle und makroskopische Veränderungen möglich ist. Die entscheidenden Stellhebel werden dabei in einer Übersichtstabelle zusammengefasst.

1.1.1 Ferromagnetismus und magnetische Kenngrößen

Das magnetische Verhalten von Werkstoffen findet seinen Ursprung in den charakteristischen Eigenschaften der Elektronen, die entsprechend des Bohr'schen Atommodells, in Bahnen um den Atomkern kreisen [37]. Diese Bewegung führt zu einem Bahndrehimpuls, wodurch ein Magnetfeld erzeugt wird. Zusätzlich setzt sich das messbare magnetische Moment eines Festkörpers noch aus dem Eigendrehimpuls der Elektronen und dem des Atomkerns zusammen [38]. Analog zum Bahn- bzw. Eigendrehimpuls spricht man von einem Bahn- und Spinmoment. Beim Anlegen eines inhomogenen äußeren magnetischen Feldes können zwei unterschiedliche Verhaltensweisen an Festkörpern beobachtet werden. Bei diamagnetischen Werkstoffen kommt es bei

Anlegen eines Magnetfeldes zu einem induzierten und dem Feld entgegenwirkenden magnetischen Moment, sodass das angelegte Feld im Probeninneren abgeschwächt vorliegt. Werden die magnetischen Momente dagegen entlang des äußeren Feldes ausgerichtet, spricht man von einem paramagnetischen Verhalten und als Resultat kommt es zur Verstärkung des äußeren Feldes. Die Größe der Suszeptibilität χ beschreibt dieses Ausrichtungsverhalten. Bei diamagnetischen Substanzen nimmt diese Größe Werte kleiner Null an $\chi < 0$. Bei paramagnetischen Materialien ist $\chi > 0$. Die magnetischen Momente liegen bei Paramagneten ohne ein äußeres Feld statistisch verteilt vor, wodurch makroskopisch keine Magnetisierung spürbar ist. Der Paramagnetismus beinhaltet noch Sonderformen. Eine davon ist die des Ferromagnetismus, bei dem sich die magnetischen Momente spontan parallel zueinander ausrichten. Der Zustand der hierbei vorliegenden geordneten Spinstrukturen ist temperaturabhängig. Mit steigender Temperatur nimmt die thermische Bewegung der Spins kontinuierlich zu bis die kritische Curie-Temperatur T_C erreicht wird [39]. Oberhalb dieser Temperatur geht der ferromagnetische Zustand in einen paramagnetischen Zustand über [40]. Für die Ausbildung von paramagnetischem bzw. ferromagnetischem Verhalten ist das Vorhandensein ungepaarter Elektronenspins notwendig [41]. Aufgrund des Pauli-Prinzips besitzen Elektronen mit parallelen Spins im Mittel größere Abstände voneinander und damit eine kleinere Coulomb-Energie als Elektronen mit antiparallelen Spins [39]. Die Energiedifferenz wird als Austauschenergie bezeichnet. Da beim Austausch auch ein Aufstieg der Elektronen in höhere Orbitale erforderlich ist, kommt es nur bei den sehr dünnen Energiebändern der Übergangsmetalle (bspw. Fe, Co, Ni) oder auch bei Seltenerden (Lanthanoiden) unterhalb Raumtemperatur zu einer Spinordnung und einem ferromagnetischen Verhalten [42]. Ansonsten ist das paramagnetische Verhalten energetisch günstiger.

1.1.2 Ursache der Domänenstruktur

Materialien, welche ein ferromagnetisches Verhalten besitzen, weisen sogenannte Weiss'sche Bezirke oder Domänen auf. Diese einzelnen Bezirke werden von kontinuierlichen Übergangsbereichen den Domänenwänden, oder auch sogenannten Blochwänden, unterteilt. Die Dicke dieses Bereichs ist dabei

eine materialspezifische Größe und beträgt bei Eisen etwa 30 - 50 nm [43]. Sofern kein äußeres Magnetfeld vorliegt, ist die spontane Polarisation J_S in einem Ferromagneten in bestimmte kristallographische Richtungen, den sogenannten leichten Richtungen, orientiert [39]. Im entmagnetisierten Zustand liegt eine statistisch regellose Verteilung der Magnetisierungsrichtung verschiedener Domänen vor und damit, eine nach außen hin nicht spürbare Magnetisierung. Der Grund liegt darin begründet, dass auf mikrostruktureller Ebene ein ausgerichteter Zustand zwar sehr günstig ist, makroskopisch führt dies jedoch zu einem großen Streufeld (Abb. 2a), was energetisch nachteilig ist. Zur Minimierung der Gesamtenergie zerfällt ein System daher so lange in weitere Domänen bis die Streufeldenergie und die Energie zur Bildung von Domänenwänden ein Gleichgewicht (Minimierung der gesamten freien Enthalpie) erreicht haben (Abb. 2b - d).

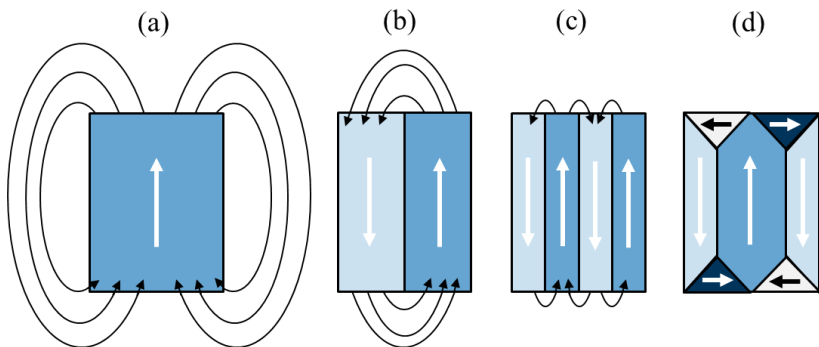


Abb. 2: Minimierung der freien Enthalpie (a) Streufeld eines Eindomänenteilchens, b) und c) Reduzierung des Streufeldes durch Zerfall in Domänen entgegengesetzter Polarisation, d) vollständiger Abbau des Streufeldes durch Bildung der Landau-Struktur (tritt nur bei Weichmagneten auf) [41].

Wird ein äußeres Magnetfeld angelegt, treten verschiedene Mechanismen in Erscheinung [39]. Zum einen können durch (1) Wandverschiebungen, die Domänenwände der günstig zum äußeren magnetischen Feld ausgerichteten Domänen auf Kosten der weniger günstig orientierten Domänen wachsen. Außerdem kommt es zu (2) Rotationsbewegungen und die Magnetisierung der

Domänen drehen sich zur Feldrichtung hin, wodurch ebenfalls ein energetisch günstigerer Zustand erreicht werden kann. Je nach Höhe und Ausprägung des Feldes nimmt der Ausrichtungsgrad von Domänen, welche direkt parallel oder bis auf eine geringe Winkelabweichung hin zu diesem angeordnet sind, zu. Die Bewegungsfähigkeit der Domänen ist weiter in deren Ausprägung von mikrostrukturellen Ungängen beeinträchtigt. Das können neben Poren, Einschlüssen und Ausscheidungen auch diverse Gitterfehler, wie sie durch plastische Deformationen und Spannungen hervorgerufen werden, sein [44]. Diese für den magnetischen Ausrichtungsgrad nachteiligen Defekte verursachen einen Mehraufwand, eine Domänenwandbewegung umzusetzen und die Domänen werden festgehalten (*engl.* Pinning). Der zusätzliche Energieaufwand macht sich durch eine Hysterese bemerkbar. Während bei Hartmagneten versucht wird, den Energieaufwand zur Ummagnetisierung und damit den Widerstand des Werkstoffs beim Durchlaufen der Hystereseschleife zu maximieren, wird bei Weichmagneten die umgekehrte Zielsetzung verfolgt. Es soll eine hohe Beweglichkeit der Domänen erreicht werden. Im Folgenden wird sich die Arbeit auf das Verhalten weichmagnetischer Materialien fokussieren.

1.1.3 Hystereseschleife

Das aufgrund der beschriebenen Effekte resultierende Hystereseverhalten magnetischer Materialien führt zu dem in Abb. 3 dargestellten Verlauf. Hierbei sind verschiedene Kennwerte entscheidend, die Hysterese magnetischer Werkstoffe zu beschreiben. Die Polarisation J [T] entspricht der Summe aller magnetischen Momente m , die sich innerhalb eines gegebenen Volumens V , unter Berücksichtigung der magnetischen Feldkonstanten μ_0 (Vakuumpermeabilität, $\mu_0 = 4 \pi * 10^{-7}$ [Vs/Am]), ausrichten (1.1) [38]. Kommt es innerhalb eines Volumens V zur vollständigen Ausrichtung der magnetischen Momente m und der Magnetisierung M_S wird eine Sättigungskurve durchlaufen. Am Ende des Sättigungsverlaufs wird die Sättigungspolarisation J_S erreicht.

$$J_S = \mu_0 M_S = \mu_0 \frac{\sum m}{V}. \quad (1.1)$$

Es ist auch möglich, die magnetische Flussdichte bzw. Induktion B [T] gegen die Feldstärke H [A/m] aufzutragen. Die magnetische Flussdichte bzw. Induktion setzt sich für feste Körper additiv aus der magnetischen Feldstärke und der Polarisation zusammen

$$B = \mu_0 H + J. \quad (1.2)$$

Aufgrund der Tatsache, dass bei weichmagnetischen Werkstoffen der Zusammenhang $\mu \gg 1$ gilt und $J \gg \mu_0 H$, kann in niedrigen Feldbereichen (< 2500 A/m) die Größe B mit der Größe J ohne größeren Messfehler ($< 1\%$) gleichgesetzt werden [16]

$$B = J \quad \text{bzw.} \quad \frac{\partial B}{\partial t} = \frac{\partial J}{\partial t}. \quad (1.3)$$

(bei kleinen Feldbereichen mit guter Näherung gültig).

Der Schnittpunkt mit der x-Achse wird als Koerzitivfeld H_C [A/m] bezeichnet und spiegelt den Widerstand (*engl.* Threshold) eines Materials gegenüber äußeren magnetischen Feldern wider. Weichmagnetische Werkstoffe besitzen Koerzitivfelder < 10.000 A/m, wobei man bei Koerzitivfeldern > 1000 A/m von halbharten magnetischen Werkstoffen spricht [17] (Kap. 1.2.1, S. 32). Ein Weichmagnet soll sich möglichst einfach unter alternierenden Feldern (AC, Wechselfeld) einem Richtungswechsel unterwerfen. Demnach sind kleine Koerzitivfeldwerte entscheidend. Als weitere magnetische Größe ist die Remanenz J_R [T] als Schnittpunkt der Hystereseschleife mit der y-Achse gegeben (Abb. 3). Die Remanenz beschreibt die Restmagnetisierung, die verbleibt, nachdem das äußere Feld nicht mehr auf den Werkstoff einwirkt. Die Permeabilität μ beschreibt dagegen die Durchlässigkeit (magnetische Leitfähigkeit) eines Werkstoffs gegenüber magnetischen Feldern. Nach Definition ist die Permeabilität das Verhältnis aus Polarisation und Feldvorgabe

$$\mu = \frac{J}{H}. \quad (1.4)$$

Die magnetische Feldkonstante μ_0 entspricht hierbei der magnetischen Permeabilität des Vakuums ($\mu_0 = 4 \pi * 10^{-7}$ [Vs/Am]) und ist folgendermaßen mit der relativen Permeabilität μ_r verknüpft

$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0}. \quad (1.5)$$

Ferromagnetische Stoffe besitzen eine relative Permeabilität $\mu_r \gg 1$. Es kommt zu einer Verstärkung des äußeren magnetischen Feldes im Betrag der Permeabilitätszahl. Zuletzt beschreibt der Flächeninhalt der Schleife (Abb. 3), die Höhe der Hystereseverluste P_h [W/kg].

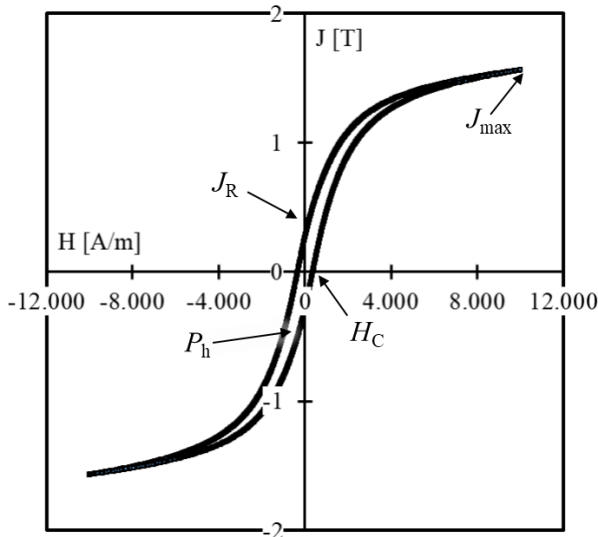


Abb. 3: Hystereseschleife eines wärmebehandelten weichmagnetischen SMC-Materials unter Einzeichnung relevanter magnetischer Kennwerte wie Feldvorgabe H , Polarisation J , Koerzitivfeld H_C , Remanenz J_R , Hystereseverlust P_h , DC, 10.000 A/m.

Der zusätzliche Energieaufwand des Hystereseverlusts ist mikrostrukturell betrachtet, umgekehrt proportional zur Fläche an Domänenwänden, die durch die Magnetisierung gebildet bzw. vernichtet werden [18] und damit von mikrostrukturellen Gegebenheiten beeinflusst. Wird ein ferromagnetischer Werkstoff erstmals einem äußeren magnetischen Feld ausgesetzt, kommt es zum Neukurvenverlauf entsprechend Abb. 4.

Der Vorgang der Domänenwandbewegung unter Bildung und Vernichtung von neuen Wänden ist dabei kein linearer Prozess. Stattdessen werden die Bewegungsmechanismen an magnetischen Defekten aufgehalten und erst bei einem ausreichend hohen Energielevel kommt es zum Überspringen des oder der Hindernisse (Abb. 4) (Domänenwandauswölbung) [39]. Dieses Sprungverhalten folgt dabei nicht direkt den zeitlichen Änderungen des magnetischen Feldes, sondern entspricht einem diskreten Verhalten [41]. Man bezeichnet dies auch als Barkhausen-Effekt. Wenn nur geringe äußere Kräfte auf die Domänenwandbewegung wirken, werden vermehrt Drehbewegungen der Domänen ausgeführt und Sprungprozesse sind energetisch nachteilig und damit unwahrscheinlich. Aus diesem Grund ist der Prozess nach Wegnahme des externen Feldes reversibel in den Ausgangszustand zurückführbar. Der reversible Bewegungsvorgang kann an dem unteren Bereich der Neukurve erkannt werden (s. Abb. 4, reversibler Bereich). Wird das externe Feld weiter erhöht, nimmt die Wahrscheinlichkeit der erwähnten Barkhausen Sprünge zu und diese werden zum dominanten Bewegungsmechanismus. Hierbei wird der steile irreversible mittlere Bereich des Neukurvenverlaufs (Abschnitt Sprung) erreicht. Wenn der Bewegungsvorgang der Domänen zur ansteigenden Ausrichtung geführt hat und das Feld weiter erhöht wird kommt es zu Rotationsbewegungen der Domänen zum Feld hin. Nachdem alle potenziellen Rotationsbewegungen abgeschlossen sind, erreicht der Verlauf die magnetische Sättigung des Materials J_S [T].

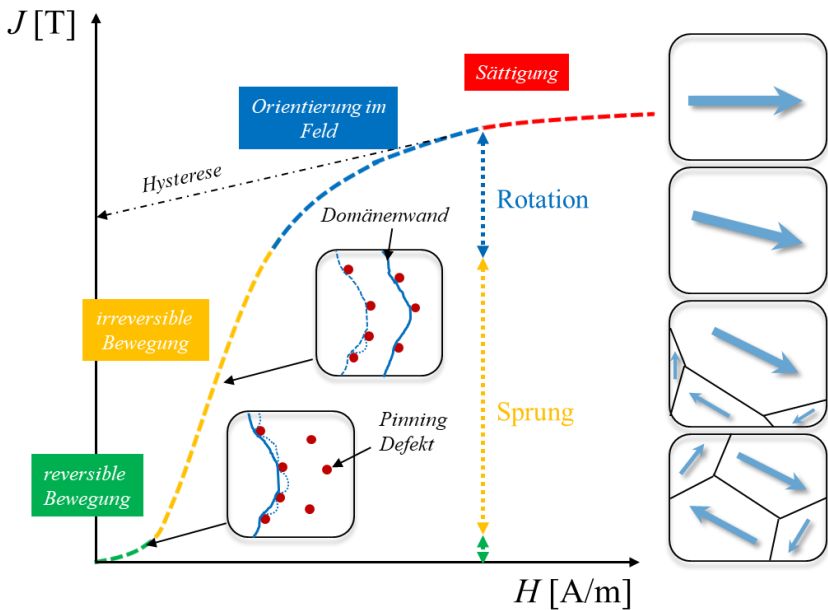


Abb. 4: Schematische Darstellung des Neukurvenverlaufs weichmagnetischer Werkstoffe unter Darstellung der verschiedenen Mechanismen und Schritte der Domänenwandbewegung ausgehend vom reversiblen, irreversiblen und schließlich der Erreichung des Sättigungsverlaufs.

Trägt man den in Abb. 4 aufgetragenen Verlauf als Permeabilität $\mu_r = J / (H\mu_0)$ auf, ergibt sich im Bereich größter Steigung der Neukurve ein Maximum der Permeabilität. Diese Maximalpermeabilität μ_{\max} wird bei einem Feld $H_{\mu_{\max}}$ bzw. einer bestimmten Polarisation $J_{\mu_{\max}}$ erreicht. Ferromagnetische Werkstoffe können durch stufenweise kleiner werdende Feldvorgaben wechselnden Vorzeichens wieder entmagnetisiert werden. Dadurch kann man den Neukurven- oder Kommutierungsverlauf bestimmen (Kap. 2.4, S. 97) und den Ursprung des Kurvenverlaufs einstellen.

1.1.4 Verlustmechanismen und Verlustminimierung

Im Folgenden werden 5 bestehende Modelle zur Berechnung der Verluste weichmagnetischer Werkstoffe unter stationärer und dynamischer Feldbeaufschlagung aufgezeigt. Die entstehenden Verluste in weichmagnetischen Kernmaterialien von Traktionsmotoren machen sich durch Wärmeentwicklung bemerkbar und nehmen signifikanten Einfluss auf die Performance des Gesamtsystems. Ausgehend von den stationären Verlusten im Gleichfeld, werden darauf aufbauend zusätzlich wirkende Mechanismen bei einer dynamischen Feldbeaufschlagung aufgezeigt. Im nachfolgenden Unterkapitel zum Thema Verlustmodelle werden beide Verlustanteile in Modellen zusammengefasst. Zuletzt wird der Zusammenhang zwischen Verlustverhalten und den mikro- und makrostrukturellen Einflüsse des Kernmaterials dargestellt. Dies ermöglicht letztendlich die Stellhebel für eine systematische Reduzierung von Verlusten an SMC-Werkstoffen zu verstehen.

Stationäre Verlustanteile

Hystereseverlust

Hystereseverluste werden durch den Bewegungsvorgang der Domänenwände hervorgerufen (s. auch Kap. 1.1.3). Sobald es zu einer Behinderung der Blochwandbewegung kommt, resultiert dies in einem zusätzlichen Energieaufwand, der sich in ansteigenden Hystereseverlusten bemerkbar macht. Bei einer mathematischen Beschreibung entspricht der Hystereseverlust im statischen Fall dem Flächeninhalt der Hystereseschleife und ist eine frequenzunabhängige Größe. Man spricht auch von den stationären Verlusten P_{stat} . In einem alternierenden, sinusförmigen Feldverlauf können die Hystereseverluste durch die empirische Beziehung nach Steinmetz in (1.6) wie folgt beschrieben werden [45].

$$P_h = P_{\text{stat}} = k_h f B^\alpha. \quad (1.6)$$

Dabei entspricht k_h dem werkstoffspezifischen Hystereseverlustkoeffizienten, f [Hz] der Frequenz, B dem Maximalwert der Induktion pro Periode, und α dem Steinmetzkoeffizienten. Letzterer ist u.a. vom Werkstoff und dessen Kornorientierung bzw. Textur abhängig und wird in den meisten Fällen auf einen konstanten Wert zwischen 1.5 und 2 gesetzt [46].

Dynamische Verlustanteile

Neben den Hystereseverlusten P_h , den stationären, frequenzunabhängigen Verlusten P_{stat} , kommt es noch zu weiteren Verlustanteilen in alternierenden Feldern. Diese dynamischen Verlustanteile P_{dyn} sind die Wirbelstromverluste P_e und die Anomalverluste P_a . Bei der Summe der Verluste spricht man von den Gesamtverlusten P_s , die auch als Eisenverluste P_{Fe} Bezeichnung finden.

$$P_S = P_{Fe} = P_{stat} + P_{dyn} = P_h + (P_e + P_a) \quad (1.7)$$

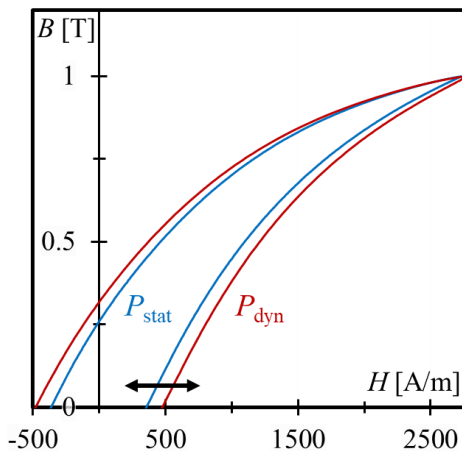


Abb. 5: Einfluss der dynamischen Verluste P_{dyn} auf die Hystereseschleife am Beispiel eines SMC zeigt die Aufweitung des Schleifenverlaufs der stationären Verluste P_{stat} (DC, Gleichfeld) beim Durchlaufen einer alternierenden Feldbeaufschlagung (AC, Wechselfeld), hier 1 T und 3.000 Hz, Werkstoff AncorLam.

Durch die zusätzlichen Verluste kommt es in alternierenden Feldern zu einer weiteren Aufspreizung des Hystereseverlaufs entsprechend Abb. 5. Während die Hystereseverluste aus dem diskontinuierlichen Charakter des Magnetisierungsprozesses und dem mikroskopischen Verhalten des Werkstoffs herühren, sind die dynamischen Verluste auch von makroskopischen Gegebenheiten wie spezifische elektrische Leitfähigkeit σ_e oder Probengeometrie beeinflusst [47].

Wirbelstromverlust

Befindet sich ein elektrisch leitfähiges Material in einem sich ändernden Magnetfeld kommt es zur Entstehung von Wirbelströmen. Diese erzeugen ihrerseits ein dem äußeren Magnetfeld entgegengesetztes Magnetfeld. Man spricht bei den Wirbelstromverlusten auch von den klassischen Verlusten P_{cla} . Das Auftreten von Wirbelströmen kann mit der zweiten Maxwell'schen Gleichung beschrieben werden [41]. Hierbei wird eine zeitlich veränderliche magnetische Flussdichte B von einem elektrischen Feld E umgeben [48]

$$\oint E \partial s = - \int_A \frac{\partial B}{\partial t} \partial a . \quad (1.8)$$

Die in einem elektrisch leitfähigen Material längs des Feldes induzierte Spannung führt zu Wirbelströmen, wobei die Stromdichte j mit der elektrischen Leitfähigkeit σ_e des Materials verknüpft ist

$$j = \sigma_e E . \quad (1.9)$$

Dadurch kann im nächsten Schritt die durch die Wirbelströme verursachte Verlustleistung P_e pro Volumeneinheit über nachfolgenden Zusammenhang hergeleitet werden

$$P_e = \sigma_e E^2. \quad (1.10)$$

Der Einfluss von Wirbelstromverlusten zeigt sich in höheren Kernverlusten, und einer unvollständigen Magnetisierung (s. Skin-Effekt, S. 21). Sofern man sich in einem alternierenden, sinusförmigen Feldverlauf befindet, können die Wirbelstromverluste mittels nachfolgendem Zusammenhang für gestapelte Weichmagnetwerkstoffe ermittelt werden [49]

$$P_e = \frac{\pi^2 \sigma_e d^2}{6\rho} B^2 f^2. \quad (1.11)$$

Hier geht die elektrische Leitfähigkeit σ_e , die Blechdicke d und die Dichte ρ des Bleches in Abhängigkeit der Frequenz f und der Amplitude bzw. Flussdichte B in die Definition ein. Dieser Zusammenhang ist gültig, wenn die Eindringtiefe des magnetischen Flusses größer ist als die geometrischen Abmaße senkrecht zum magnetischen Fluss (hier Blechdicke d) [50]

$$d < \sqrt{\frac{\rho}{\mu\pi f}}. \quad (1.12)$$

Durch die Einführung eines material- und geometrieabhängigen Wirbelstromverlustkoeffizienten k_e vereinfacht sich die Gleichung zu

$$P_e = k_e B^2 f^2. \quad (1.13)$$

Wobei für den Koeffizienten k_e des Wirbelstromverlustterms gilt

$$k_e = \frac{\pi^2 \sigma_e d^2}{6\rho}. \quad (1.14)$$

Im Falle von pulvermetallurgischen Werkstoffen mit gegeneinander elektrisch isolierten Partikeln, wie bei SMC-Werkstoffen vorhanden, wird zusätzlich zur Blechdicke d eine weitere geometrische Abhängigkeit zur Beschreibung der Wirbelstromverluste eingeführt. So bilden sich auch innerhalb der einzelnen Partikel Mikrowirbelströme aus und die Partikelgrößenverteilung muss im Modell Berücksichtigung finden [28, 51]. Es wirken demnach neben der Probenlänge auch die in den einzelnen magnetischen Weglängen der Partikel $l_{m,p}$ enthaltenen Verlustanteile. Man unterscheidet daher globale Wirbelströme $P_{e,G}$, welche durch die elektrische Leitfähigkeit des Bulkmaterials im gesamten Probenkörper (hier abhängig von z.B. Ringbauteildicke), wirken und Partikelwirbelstromverluste $P_{e,p}$ (hier abhängig von Partikelgrößenverteilung) wie in (1.15) dargestellt. Letztere wirken im Inneren jedes einzelnen isolierten Partikels. Daher sind diese von der Leitfähigkeit σ_e bzw. dem elektrischen Widerstand ρ_e des Pulvermaterials (hier z.B. Reineisen) abhängig (Abb. 6)

$$P_{e,SMC} = P_{e,G} + P_{e,p} . \quad (1.15)$$

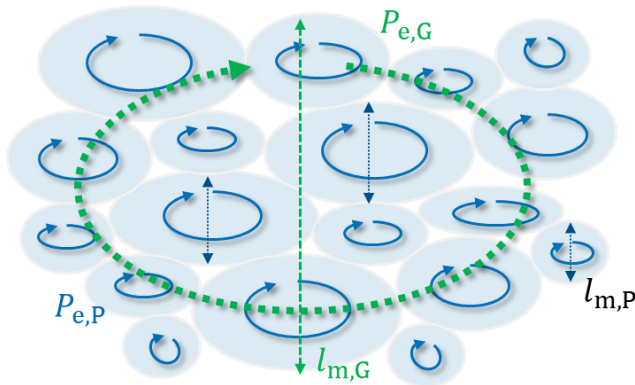


Abb. 6: Aufteilung des Wirbelstromverlusts pulvermetallurgischer Werkstoffe mit isolierten Partikeln in globale Wirbelströme $P_{e,G}$ und Partikelwirbelströme $P_{e,p}$, modifiziert aus [28].

Die globalen Wirbelstromverluste $P_{e,G}$ bilden sich makroskopisch über die Partikelgrenzen hinweg aus. Im Falle von un- oder nur teilweise beschichteten Partikelanteilen, oder Schichtschädigungen, erhöhen sich die globalen Verlustanteile daher [52]. Auch Anhäufungen von durchkontaktierten Partikeln sind möglich (sog. Mesoverluste) [34]. Nach (1.16) sind die globalen Wirbelstromverluste unter Annahme einer quadratischen Querschnittsfläche einer Ringprobe durch folgenden Zusammenhang definiert [28]

$$P_{e,G} = \frac{\left(\frac{\partial B}{\partial t}\right)^2 l_{m,G} a^4}{20,7 \varrho_e} . \quad (1.16)$$

Dabei entspricht $l_{m,G}$ der magnetischen Weglänge (z.B. Ringkörper), a der Seitenlänge des quadratischen Querschnitts und ϱ_e dem spezifischen elektrischen Widerstand. Dieses Modell ist stark vom Materialtyp (beispielsweise Binder: organisch / anorganisch) des Werkstoffes abhängig und sollte daher, bei großen Unterschieden im elektrischen Widerstand ϱ_e (Partikelkontakt-/Perkolationseffekte), durch zusätzliche Korrekturfaktoren optimiert werden [34, 51]. Die Partikelwirbelströme sind dagegen auf das innere Volumen der einzelnen Partikel begrenzt. Sie sind von Größe, Form und dem spezifischen Widerstand jedes einzelnen Partikels abhängig. Durch Aufsummieren der gewichteten spezifischen Verluste aller Partikel, ergibt sich für eine kugelförmige Morphologie der Partikelwirbelstromverluste $P_{e,P}$ nach [28, 34]

$$P_{e,P} = \sum_{d_{\min}}^{d_{\max}} \frac{\left(\frac{\partial B}{\partial t}\right)^2 d^2}{40 \varrho_e} \cdot N(d) . \quad (1.17)$$

Dabei entspricht $N(d)$ der Partikelgrößenverteilung, d dem Durchmesser- und ϱ_e dem spezifischen elektrischen Widerstand der Partikel, während durch $\sum_{d_{\min}}^{d_{\max}}$ eine Aufsummierung aller Verlustanteile der einzelnen Partikel erfolgt. Die Partikelform wird hier als perfekt sphärisch angenommen [28]. Dies

entspricht jedoch nicht der realen Partikelform, die, wie in eigenen Untersuchungen festgestellt, häufig eine flachgedrückte und längliche Morphologie aufweisen kann [53, 54].

Skin-Effekt

Bei höheren Frequenzen, wie diese im Einsatzgebiet von SMC-Werkstoffen auftreten, kommt es aufgrund der Wirbelstromverluste zum Auftreten von Skin-Effekten. Dabei nimmt im Falle von SMC-Partikeln die Stromdichte vom äußeren Partikelrand zum Inneren hin ab und eine frequenzabhängige Eindringtiefe entsteht. Dabei ist γ der Quotient aus der Partikelgröße d und der Eindringtiefe δ [28]. Die Eindringtiefe ist materialseitig von der spezifischen elektrischen Leitfähigkeit σ_e und der relativen Permeabilität μ_r abhängig

$$\gamma = \frac{d}{\delta} \quad \text{mit} \quad \delta = \sqrt{\frac{1}{\pi * f * \sigma_e * \mu_0 \mu_r}}. \quad (1.18)$$

Mit der folgenden Gleichung kann der Skin-Effekt F_{skin} innerhalb des Wirbelstromverlustterm P_e berücksichtigt werden.

$$F_{\text{skin}} = \left(\frac{3 \sinh \gamma - \sin \gamma}{\gamma \cosh \gamma - \cos \gamma} \right). \quad (1.19)$$

Bei einem SMC-Material auf Basis von Reineisen erreicht die globale Eindringtiefe bei einem spezifischen elektrischen Widerstand des Ringkörpers von $500 \mu\Omega\text{m}$ und einem μ_r von 600 noch bei 5000 Hz eine Tiefe von 5 mm [32]. Bei $20 \mu\Omega\text{m}$ sind es dagegen nur noch 1 mm. Die Eindringtiefe in den Partikeln (Reineisen mit $\rho_e = 1.25 \cdot 10^{-7} \Omega\text{m}$, Permeabilität von 500 - 1000) erreicht bei 5 kHz nur noch Werte zwischen 70 - 100 μm . Damit liegt die Eindringtiefe in gleicher Größenordnung wie die Partikelgrößenverteilungen industrieller SMC-Werkstoffe (s. auch Abb. 16, S. 52). Bei hohen Frequenzen kommt es demnach unter Abnahme der Eindringtiefe zu einer Verringerung des am Magnetisierungsprozess beteiligten Volumens des Kernmaterials und damit auch einer Verringerung der Induktion.

Anomalverlust

Die Entstehung von Anomalverlusten (oder Anormalverlusten bzw. *engl.* Excess losses) ist durch das Auftreten lokaler Wirbelströme begründet. Diese entstehen durch die sprunghafte Bewegung der Domänenwände in Richtung des äußeren Feldes und auftretenden Spinrotationen [34]. Demnach besitzt jedes Korn eine lokale Hystereseschleife, welche in Abhängigkeit des dort vorherrschenden Koerzitivfeldes, bei jeder Feldänderung durchlaufen wird. Das Auftreten von Anomalverlusten entspricht der Differenz aus Gesamtverlust und den Hysterese- und klassischen Wirbelstromverlusten [47]

$$P_a = P_s - (P_h - P_e). \quad (1.20)$$

In einem sich zeitlich ändernden Magnetfeld kann das Auftreten von Anomalverlusten durch folgenden Zusammenhang beschrieben werden

$$P_a = k_a \frac{1}{T} \int_T \left| \frac{\partial B}{\partial t} \right|^{1.5} dt. \quad (1.21)$$

Dabei entspricht k_a dem Anomalverlustkoeffizienten. Der Exponent über der Induktion ist materialabhängig und wird gewöhnlich auf 1.5 angesetzt [36]. Bei Betrachtung der Anomalverluste im sinusförmigen alternierenden Feld vereinfacht sich die Gleichung zu:

$$P_a = k_a \hat{B}^{1.5} f^{1.5}. \quad (1.22)$$

Dabei ist der Anomalverlustkoeffizient von der Induktion abhängig, wobei dies in den meisten Anwendungen keine Beachtung findet [48].

Rotierende Felder und Höherharmonische

In der Anwendung in elektrischen Maschinen treten rotierende Feldverläufe auf. Weiter sind die Kernformen teilweise sehr komplex und weisen unregelmäßige Geometrien auf. Dies führt zu völlig anderen Flussdichteverläufen und lokalen Hotspots der auftretenden Eisenverluste [55]. So zeigt sich bei Messungen an SMC-Werkstoffen unter rotierenden Feldern, dass die Verluste nach Überschreitung einer spezifischen Polarisierung (hier etwa 1.5 T) wieder abnehmen können [56]. Die Berechnung der Verluste unter kreisförmig rotierenden Feldern erfolgt durch [56]

$$P_{\text{rot}} = P_{\text{hr}} + C_{\text{er}}(fB)^2 + C_{\text{ar}}(fB)^{1.5} \quad (1.23)$$

$$\frac{P_{\text{hr}}}{f} = a_1 \left[\frac{\frac{1}{s}}{\left(a_2 + \frac{1}{s}\right)^2 + a_3^2} - \frac{\frac{1}{(2-s)}}{\left[a_2 + \frac{1}{(2-s)}\right]^2 + a_3^2} \right]. \quad (1.24)$$

Durch die Komplexität der Berechnung derartiger harmonischer Einflüsse werden die Variablen a bzw. s und Koeffizienten C meist experimentell ermittelt. Weitere Einflüsse in Traktionsmotoren ergeben sich durch Höherharmonische. Eine Harmonische tritt bei ganzzahligen Vielfachen einer Grundfrequenz auf und wird auch als Oberschwingung oder Oberwelle bezeichnet. Diese entstehen, wenn $B(t)$ durch hohe Amplituden der höherfrequenten Anteile keine monotone Steigung mehr aufweist. Zu den stationären Hystereseverlusten addieren sich dadurch zusätzliche kleinere Hystereseschleifen im Inneren der eigentlichen Schleife hinzu [57]. Die meiste praktische Bedeutung bei nichtsinusförmigen Ansteuerungen, wie in Traktionsmotoren gegeben, hat die Pulsweitenmodulation (PWM). Aktuelle Forschungen beschäftigen sich damit, den Anteil der Harmonischen bei Pulsweitenmodulation gering zu halten und den Einfluss verschiedener Kernmaterialien zu verstehen [28, 50, 58]. Weiter ist es möglich die Verluste im Kern nach dem Magnetisierungsprozess zu unterteilen. Die Verluste werden dann unterteilt in Verluste, die in Folge der linearen Magnetisierung P_l , der rotatorischen

Magnetisierung P_{rot} und durch höherharmonische P_{har} erzeugt [59] und durch verschiedene systemabhängige Konstanten $C_1 - C_3$ zur Beschreibung komplexer Verlustmechanismen genutzt werden können

$$P_S = C_1 P_1 + C_2 P_{\text{rot}} + C_3 P_{\text{har}} . \quad (1.25)$$

Verlustmodelle

Eisenverlustmodelle erlauben eine Vorhersage des zu erwartenden Verlustverhaltens von Materialien. Es kann grundsätzlich zwischen drei verschiedenen Gruppen innerhalb der Eisenverlustmodelle unterschieden werden. Zum einen gibt es Modelle wie Jordan und Bertotti, welche direkt auf den Steinmetz Gleichungen basieren [45]. Andere Modelle legen die Basis auf der Variation von physikalischen Parametern wie Frequenz, Flussdichte und dem Auftreten von harmonischen Anteilen [50, 59]. Die letzte Gruppe beinhaltet Modelle, die aufgrund mathematischer oder empirischer Ansätze das Verlustverhalten beschreiben. Das IEM-Modell zählt zu dieser Gruppe. Eine umfassende Übersicht zum Einsatz diverser Verlustmodelle wird von Krings et al. gegeben [36, 59]. Wie in Tab. 1 dargestellt, unterscheiden sich die Modelle in der Verlustseparierung, der Anzahl der freien Variablen und im Gültigkeitsbereich (Frequenz, Polarisation und Werkstoffart). Die freien Variablen a dienen hierbei großteils als mathematische Operatoren um Abweichungen zum realen Werkstoffverhalten auszugleichen und sind nicht zwingend physikalisch begründet. Grundsätzlich kann gesagt werden, dass aufgrund des komplexen elektromagnetischen Materialverhaltens und unbekanntem Größen, die zur signifikanten Beeinflussung der magnetischen Performance führen (z.B. Herstellung und Verarbeitung des Werkstoffs), eine Vorhersage des magnetischen Verhaltens für empirisch nicht genauestens untersuchte Weichmagnete äußerst schwierig ist [5]. Auch werden in vielen Modellen kaum materialspezifische Eigenschaften eingebunden [59]. Hier muss die Gefüge-Eigenschaftskorrelation mit neuen Daten ansetzen.

Tab. 1: Überblick über die Modelle zur Eisenverlustbeschreibung mit den Verlustkoeffizienten für Hystereseverlust k_h , dem Wirbelstromverlust k_e , dem Anomalverlust k_a , dem Skin-Effekt F_{skin} und weiteren teilweise nicht physikalisch begründeten freien Variablen a zur Parametrierung, bekannte Gültigkeitsbereiche in Anlehnung an [28] angegeben.

Modell	Gleichung	Gültigkeitsbereich
Steinmetz	$P = k_h f B^\alpha$	$f \leq 50 \text{ Hz}, B \leq 0.5 \text{ T}$
Jordan	$P = k_h f B^2 + k_e f^2 B^2$	$f \leq 100 \text{ Hz}, B \leq 1.0 \text{ T}$
Bertotti	$P = k_h f B^\alpha + k_e f^2 B^2 + k_a f^{1.5} B^{1.5}$	$B \leq 1.2 \text{ T}; f \leq 400 \text{ Hz}$
Bertotti + Skin	$P = k_h f B^\alpha + k_e f^2 B^2 + F_{\text{skin}} + k_a f^{1.5} B^{1.5}$	$> 400 \text{ Hz}$
IEM	$P = a_1 f B^\alpha + a_2 f^2 B^2 (1 + a_3 B^{a_4}) + a_5 f^{1.5} B^{1.5}$	$B \leq 1.8 \text{ T}; f \leq 500 \text{ Hz}$
IEM + Skin	$P = a_1 f B^\alpha + a_2 f^2 B^2 (1 + a_3 B^{a_4}) + F_{\text{skin}} + a_5 f^{1.5} B^{1.5}$	$> 500 \text{ Hz}$

Die einfachste Methode basiert auf der Steinmetz-Gleichung. Diese Gleichung ist für die meisten Anwendungen jedoch zu ungenau. Da die Gleichung nur den Hystereseverlust beinhaltet, ist die Aussagekraft lediglich bei sehr niedrigen Frequenzen und bis zu drei Viertel der Sättigungsmagnetisierung gegeben [60]. Der Steinmetzkoeffizient α wird dabei auf einen Wert zwischen 1.5 und 2 gesetzt [45]. Eine erste Trennung der Verlustanteile in einen Hysterese- und einen Wirbelstromverlust wurde von Jordan eingeführt [59]. Diese Gleichung weist ebenfalls Ungenauigkeiten bei höheren Frequenzen ($> 400 \text{ Hz}$) auf, da die dynamischen Verluste nicht weiter in einen Wirbelstrom- und Anomalverlustanteil unterteilt werden [28]. Ein sehr verbreitetes Modell zur Beschreibung der Verluste in elektrischen Maschinen, welches die genannten Verlustanteile berücksichtigt, ist durch die Bertotti-Gleichung (1.26) gegeben [47, 48, 61].

Bei der Bertotti-Gleichung wird ein physikalisch basiertes, lineares Materialverhalten zu Grunde gelegt. Hierbei besteht die Limitierung einer als konstant angenommenen Permeabilität. Außerdem darf sich das Material nicht in der Sättigung befinden [62]. Auch wird bei Bertotti die materialspezifische Polarisationsabhängigkeit des Anomalverlustkoeffizienten vernachlässigt ($k_a \neq k_a(B)$) [28]. Bei höheren Frequenzen ($> 400 \text{ Hz}$) muss der Skin-Effekt (1.19) im Wirbelstromverlustanteil Berücksichtigung finden und die sog. erweiterte

Bertotti-Gleichung angewendet werden [62]. Zusätzlich wird eine Anpassung zur optimalen numerischen Auslegung der Hystereseverluste angewandt

$$P = P_h + P_e + P_a = k_h f B^\alpha + k_e f^2 B^2 + F_{\text{skin}} + k_a f^{1.5} B^{1.5}. \quad (1.26)$$

Für eine genauere Beschreibung des Verlustverhaltens wurde die IEM-Formel entwickelt. Die Parameter a_1 - a_5 werden durch reale Messdaten des Eisenverlustes über ein reines mathematisches Anpassungsverfahren bestimmt. Der zusätzliche Term ($a_3 * B^{a_4}$) repräsentiert das nichtlineare Materialverhalten (Permeabilität) [62]. Die Eisenverluste werden durch das IEM-Modell bis zu einer Frequenz von 400 Hz gut beschrieben [63]. Bei höheren Frequenzen sollte der Skin-Effekt im Wirbelstromterm berücksichtigt werden [62]. Levin [28] stellte fest, dass bei Einsatz des IEM-Modells und dem erweiterten Modell nach Bertotti zur Verlustvorhersage bei SMC-Werkstoffen ein relativer Fehler von 17 bzw. 22 % im Frequenzbereich von 50 bis 5000 Hz und maximal 1.5 T zu erwarten ist. Da das IEM-Modell aktuell die genaueste Methode ist, wurde die Verlustaufteilung von SMC-Werkstoffen innerhalb dieser Arbeit entsprechend dieses Modells durchgeführt.

Verlustminimierung

Eine schematische Darstellung der Zusammenhänge zwischen entscheidenden mikrostrukturellen Strukturinformationen und den magnetischen Verlustanteilen, dargestellt am Verlustvorhersagemodell nach Bertotti [48], ist in Abb. 7 gegeben. Manche der Eigenschaften, wie die Eisenreinheit, Korngröße und Zusammensetzung etc., nehmen auf mehrere Verlustanteile Einfluss und können nicht klar einer Eigenschaftscharakteristik zugeordnet werden.

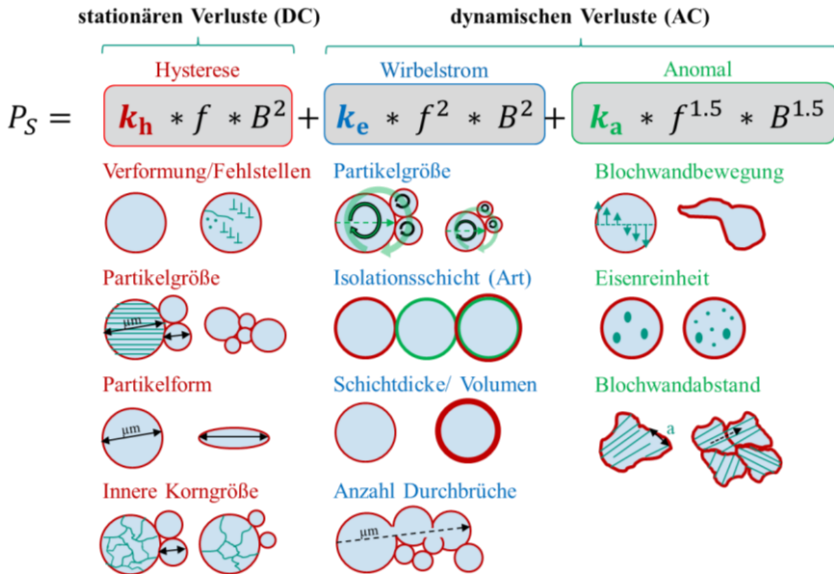


Abb. 7: Schematische Übersicht über die mikrostrukturellen Einflüsse auf die jeweiligen Verlustanteile von weichmagnetischen SMC-Werkstoffen unter alternierenden Feldern, in Anlehnung an das Verlustvorhersagemodell nach Bertotti [47].

Beispielsweise lässt sich das Koerzitivfeld H_C durch verschiedene mikrostrukturellen Gegebenheiten beeinflussen und kann nach (1.27) in drei weitere Summanden unterteilt werden. Dies sind Einflüsse durch die Korngröße $H_{C,K}$, den auftretenden Eigenspannungen $H_{C,O}$ und das Vorhandensein von Fremdeinschlüssen $H_{C,K}$ [49, 64].

$$H_C = H_{C,K} + H_{C,O} + H_{C,N} \quad (1.27)$$

Im Folgenden soll der Zusammenhang zwischen Verlustverhalten und physikalischen bzw. mathematischen Gesetzmäßigkeiten aufgezeigt und das Verständnis der in Tab. 2 dargestellten Verhaltensweisen begründet werden.

Tab. 2: Übersicht über die Einflüsse mikro-/und makrostruktureller Gegebenheiten auf die magnetische Performance weichmagnetischer Werkstoffe unterteilt in Hystereseverlust P_h , Wirbelstromverlust P_e , Anomalverlust P_a , Sättigungsmagnetisierung J_S und Koerzitivfeld H_C in Anlehnung an [59, 65].

Mikroskopische Einflüsse	P_h	P_e	P_a	J_S	H_C
Korngröße ↑	↓	-	↑	-	↓
Fremdphasen ↑	↑	-	-	↓	↑
Spannungen ↑	↑	-	↑	-	↑
plastische Deformationen ↑	↑	-	↑	-	↑
Reinheitsgrad ↑	↓	-	-	↑	↓
Makroskopische Einflüsse	P_h	P_e	P_a	J_S	H_C
magnetische Weglänge ↑	-	↑	-	-	-
elektrischer Widerstand ↑	-	↓	-	-	-
Legierungselement (Si) ↑	-	↓	-	↓	-
Textur ↑	↓	-	↓	-	↓

Korngröße

Korngrenzen stellen für die Domänenwandbewegung Hindernisse dar und führen zu einem Energieverlust. Die Anzahl an Korngrenzen korreliert mit dem Koerzitivfeld des Werkstoffs. Unter Annahme eines kubischen Kornes mit d_S^3 ist die Fläche an gebildeten Domänenwänden proportional zur Korngröße im Quadrat d_S^2 . Damit ist der Energieverlust proportional zu $1/d$ [66]. Das Koerzitivfeld nimmt also linear mit feineren Kornstrukturen zu [64, 67]. Der Korngrößeneinfluss $H_{C,K}$, setzt sich zusammen aus der spezifischen Domänenwandenergie γ_w der Korngröße d_K und der Sättigungspolarisation J_S [49]

$$H_{C,K} = \frac{9\pi\gamma_w}{8J_S d_K}. \quad (1.28)$$

Eine höhere Anzahl an Korngrenzen bzw. eine feinere Kornstruktur führt demnach bei kleinen Korngrößen ($< 100 \mu\text{m}$) zu einer Erhöhung der Hystereseverluste (Abb. 8).

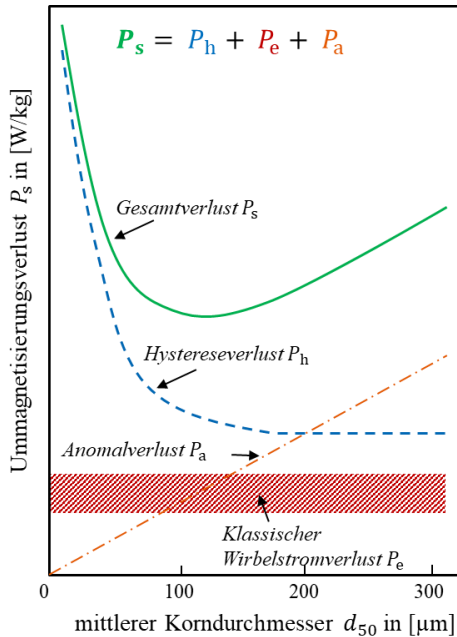


Abb. 8: Beiträge zum Ummagnetisierungsverlust in Anlehnung an Elektroblech der Dicke 0.5 mm mit Gesamtverlust P_s , Hystereseverlust P_h , klassischem Wirbelstromverlust P_e und Anomalverlust P_a in Abhängigkeit der mittleren Korngröße d_{50} in $[\mu\text{m}]$, bei 1.5 T, 50 Hz [68].

Bei einigen Materialien kann bei einer sehr feinen Korngröße (z.B. nanokristallin) auch wieder eine Verringerung der Wechselfeldverluste auftreten [17]. Mit steigender Korngröße ($> 100 \mu\text{m}$) geht der Hystereseverlust in einen konstanten Wert über (Abb. 8) [66, 68]. Bei Elektroblechwerkstoffen zeigt sich bei einem Siliziumgehalt zwischen 0.01 bis 3.00 wt.% eine optimale Korngröße mit niedrigsten Verlusten bei ungefähr 100 bis 150 μm [66, 67, 69]. Dieser Punkt wird von Shiozaki [69] auch als *engl. Point of Inflection* (Wendepunkt) bezeichnet. Die Anomalverluste sind vom Gleichgewichtsabstand der Domänenwände und damit ebenfalls von der Korngröße abhängig und wachsen etwa proportional zur Korngröße an (1.29). Dadurch kommt es bei den Gesamtverlusten P_s in Abb. 8 zu einem Minimum und einem erneuten Anstieg mit steigenden Korngrößen [66].

$$P_a \propto d_k^{1/2}. \quad (1.29)$$

Des Weiteren ist die Feldbeaufschlagung entscheidend für die optimale Korngröße. Während bei einer schwachen Feldbeaufschlagung größere Körner geringere Verluste zeigen, sind bei größeren Feldern feinere Kornstrukturen im Vorteil [69, 70]. Der Grund ist durch die Tatsache begründet, dass bei relativ großen Körnern (hier 210 μm) mit einer größeren Anzahl an Domänenwänden, die Sprungprozesse im Bereich bis zum irreversiblen Neukurvenverlauf, leichter erfolgen können (s. Abb. 4)[69]. Denn in großen Körnern liegen statistisch mehr stabile Positionen vor. Bei Feldbeaufschlagungen über dem irreversiblen Bereich hinaus können dagegen feine Kornstrukturen (hier 50 μm) sehr viel einfacher die nun stattfindenden Rotationsbewegungen umsetzen und zeigen dadurch vorteilhaftere Eigenschaften im Induktionsverhalten. Landgraf et al. [71] stellt außerdem weiter fest, dass im Bereich unterhalb des Permeabilitätsmaximums die Korngröße den dominanten Einfluss auf die Verluste besitzt. Bei höheren Feldern nimmt dagegen bei Elektroblechen der Einfluss der Textur die dominante Rolle ein. Weiter ist die optimale Korngröße von der Frequenz abhängig. Je niedriger die Frequenz, desto mehr verschiebt sich die optimale Korngröße zu größeren Kornstrukturen hin [66]. Mit sinkendem elektrischen Widerstand kommt es dagegen zu einer Verschiebung zu niedrigeren Werten [72]. Da der elektrische Widerstand von Legierungskomponenten, wie z.B. dem Siliziumgehalt abhängig ist, variiert die optimale Korngröße in Abhängigkeit der Legierungsgehalte. Die optimale Korngröße ist demnach u.a. vom Anwendungsfeld (Frequenz und Polarisation) und vom Werkstoff (Zusammensetzung, Domänenwandenergie und Textur) abhängig.

Fremdphasen

Das Vorhandensein von Fremdphasen wie verschiedene oxidische, nitridische und sulfidische Verbindungen (Al_2O_3 , AlN , MnS etc.) beeinflusst die Größe des Koerzitivfeldes $H_{C,N}$ durch die Dichte an Fremdkörperteilchen N und einem multiplizierten Proportionalitätsfaktor F (Form, Größe etc.) [49, 64]

$$H_{C,N} = N \cdot F . \quad (1.30)$$

Dies wird durch eine Behinderung der Domänenwandbewegung hervorgerufen, dem *engl.* Pinning-Effect. Kritische Pinning-Wirkungen werden bei gleicher Größenordnung der Fremdphasen und der Domänenwandbreite des Werkstoffs hervorgerufen. Bei Eisen-Siliziumwerkstoffen wie den Elektroblechen, mit ~ 3 Gew.-% Si, sind kritische Größenordnungen für Pinning-Effekte bei $\sim 50 - 500$ nm großen Fremdphasen zu erwarten [8]. Bei SMC und der Verwendung von Reineisen als Pulvermaterial sind es ähnliche Größenordnungen im Bereich von $\sim 100 - 400$ nm [28, 73]. Hier sind neben der Größe aber auch Form und Verteilung entscheidend und es ist schwierig, den Einfluss getrennt von Textur und Korngröße zu betrachten [8].

Spannungen und plastische Verformungen

Weiter beeinflussen Eigenspannungen $H_{C,0}$, durch Effekte der Magnetostraktion λ die Höhe des Koerzitivfeldes [49]

$$H_{C,0} \sim \lambda \cdot \sigma . \quad (1.31)$$

Demnach beeinflussen Spannungen die Domänenwandbewegung und die Vorzugsrichtung von Domänen. Letzteres macht sich in dessen Ausprägung mikroskopisch im Kerr-Effekt in Form sogenannter *engl.* Stress Pattern (Spannungsmustern) bemerkbar [74, 75]. Durch das Einbringen plastischer Deformationen kommt es zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte und inneren Spannungen. Beide Effekte erhöhen den Hystereseverlust unter Zunahme des Koerzitivfeldes und bewirken eine Verschiebung des Permeabilitätsverlaufs [71]. Gleichzeitig nimmt die Remanenz J_R ab und es kommt, unter Abnahme der relativen Permeabilität μ_r , zur Scherbewegung des Hystereseverlaufs nach vorne, wodurch bei gleicher Feldvorgabe geringere Polarisationen erreicht werden. Als Einflussgrößen sind neben dem reinen Pinning der Domänenwandbewegung die Wirkung auf Keimbildung und Verformung der Domänenstruktur entscheidend [76].

1.2 Weichmagnetische Kernmaterialien für Traktionsantriebe

In diesem Kapitel erfolgt in Kap. 1.2.1 ein kurzer Überblick über potenzielle weichmagnetische Werkstoffe für Anwendungen in Traktionsmotoren elektro-mobiler Fahrzeuge. Dies beinhaltet einen Vergleich und die Diskussion der relevanten physikalischen Kenndaten und Herstellungsrouten. Im nächsten Schritt wird in Kap. 1.2.2 detailliert auf die Technologie der SMC-Werkstoffe eingegangen und die Herstellung und Optimierung des Werkstoffs im Stand der Technik illustriert. Auch erfolgt eine Übersicht der industriell erhältlichen SMC-Varianten in Kap. 1.2.3 und deren Eigenschaftsspektrum. Durch einen direkten Vergleich in Kap. 1.2.4 mit den weichmagnetischen Werkstoffen größter Verbreitung in Elektromotoren, den Elektroblechen, in Mikrostruktur und physikalischen Eigenschaften, werden die Vor- und Nachteile der SMC-Werkstoffe herausgearbeitet und nachfolgend unter technologischen und wirtschaftlichen Gesichtspunkten für das Anwendungsfeld in Elektromotoren diskutiert.

1.2.1 Werkstoffüberblick

Wie in Abb. 9 in der Übersicht magnetischer Werkstoffe ersichtlich, spricht man bei einem Koerzitivfeld $< 1.000 \text{ A/m}$ (entspricht 10 A/cm) von weichmagnetischen Werkstoffen. Bei größeren Koerzitivfeldern geht der Übergang fließend von halbharten Werkstoffen in hartmagnetische Werkstoffe über. Letztere werden von den aktuell leistungsfähigsten Hartmagneten, den Fe-Nd-B Supermagneten, angeführt. Auf Seiten der Weichmagnete, die für eine Anwendung in Traktionsantrieben in Frage kommen, sind Sättigungspolarisationen $> 1 \text{ T}$ und Koerzitivfelder zwischen $10 - 200 \text{ A/m}$ Grundvoraussetzung [55]. Beim Anfahren des Fahrzeuges ist ein hohes Drehmoment erwünscht, wodurch die Anforderungen an das Kernmaterial durch eine hohe Permeabilität μ und hohe Sättigungspolarisationen J_S definiert sind [17]. Mit steigender Drehzahl geht die entscheidende Anforderung in möglichst geringe Eisenverluste P_S über, sodass diese Größe durch die hohen Frequenzen zur maßgeblich limitierenden Materialeigenschaft wird [23]. Weiter sind Festigkeit, Wärmeleitfähigkeit, Temperaturbeständigkeit (bis zu $200 \text{ }^\circ\text{C}$) und

Materialermüdung entscheidende Kriterien bei der Materialauswahl [77, 78]. Demnach kommen neben den Fe-Si-Elektroblechen auch Fe-Ni, Fe-Co, Co-Fe, pulvermetallurgische Werkstoffe wie beispielsweise SMC-Werkstoffen und auch amorphe weichmagnetische Materialien in Frage (Abb. 9).

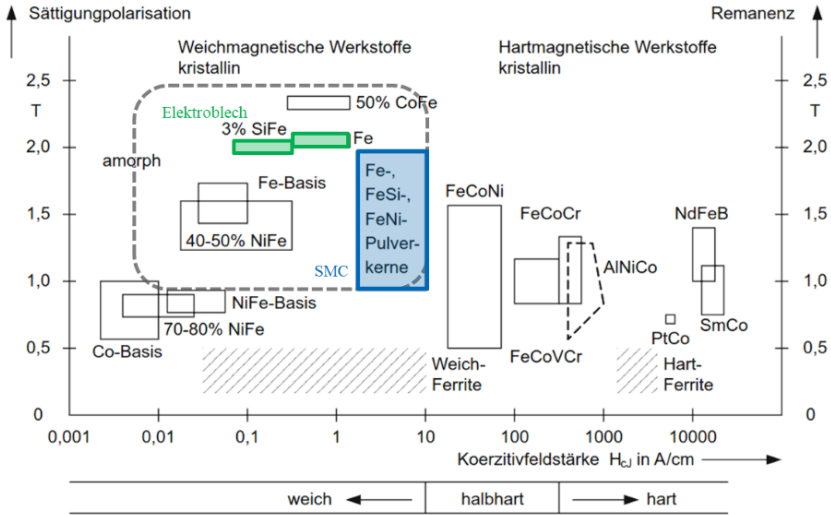


Abb. 9: Übersicht weich- und hartmagnetischer Werkstoffe entsprechend Koerzitivfeldstärke H_c , Sättigungspolarisation J_s und Remanenzpolarisation J_r , modifiziert und ergänzt nach Kallenbach [79].

Der Vergleich der physikalischen Kenndaten verschiedener potenzieller weichmagnetischer Werkstoffe für Anwendungen in Traktionsmotoren ist in Tab. 3 gegeben. Der weichmagnetische Werkstoff mit dem größten Marktanteil ($\sim 96\%$) sind die Elektrobleche (oder umgangssprachlich Elektrobänder) [80, 81]. Elektrobleche stellen die aktuell beste kosteneffiziente Lösung dar und bieten die Kombination aus hoher Sättigungspolarisation, elektrischem Widerstand und Permeabilität [82]. Es handelt sich dabei um Eisen-Siliziumlegierungen, die noch zusätzliche Legierungskomponenten zur Verbesserung des Eigenschaftsspektrums (beispielsweise 0,1 - 1,5 Gew.-% Aluminium, 0,1 - 0,6 Gew.-% Mangan oder 0,01 - 0,06 Gew.-% Phosphor) [83] beinhalten.

Die Blechdicke (meist 0.1 - 1.5 mm) und Eigenschaften werden durch verschiedene Walz- und Wärmebehandlungsschritte eingestellt [8, 49, 84]. Durch eine Stapelung der einzelnen elektrisch voneinander isolierten Blechlagen durch Backlacke, keramische Füllstoffe etc. (siehe DIN EN 10342 [85]) kann die Entstehung von Wirbelstromverlusten entsprechend Gleichung (1.11) gesteuert werden. Weiter erhöht der Siliziumgehalt von max. 3.5 Gew.-% in Kombination mit Aluminium [83] den spezifischen elektrischen Widerstand ρ_e , führt aber gleichzeitig zur Verringerung der Sättigungspolarisation. Außerdem resultiert durch den Siliziumanteil ein spröderes Materialverhalten. Es gibt kornorientierte Varianten, die für Anwendungen im Transformatorbereich ideale Eigenschaften bieten und anisotrope magnetische Kenndaten aufweisen [86]. Die nichtkornorientierten Varianten eignen sich dagegen für Anwendungen in sich drehenden, rotatorischen Systemen, wie diese im Falle des Elektromotors gegeben sind und werden dort weit verbreitet eingesetzt [8, 84, 87]. Weiter werden die nichtkornorientierten Varianten in semi-finished und full-finished unterteilt. Letztere besitzen bereits eine Beschichtung und weisen eine finale Wärmebehandlung, Schlussglühung genannt, auf. Die Bezeichnung der Elektrobleche erfolgt nach DIN EN 10106 [88] in Güteklassen. Trotz der Einteilung der Güten kann sich die Mikrostruktur bei Werkstoffen gleicher Güte und damit gleicher Ummagnetisierungsverluste erheblich in Korngröße, Textur und Zusammensetzung unterscheiden [89]. Für Anwendungen im automotiven Bereich werden großteils Blechdicken im Bereich 0.2 - 0.5 mm und Siliziumgehalte zwischen 0.5 - 3.0 Gew.-% Si eingesetzt [90, 91]. Es gibt auch noch dünnere Blechvarianten (0.1 - 0.2 mm), deren Herstellung aufwändiger und daher kostenintensiver ist, jedoch eine weitere Reduktion der Wirbelstromverluste ermöglichen [92–94]. Seit einigen Jahren werden immer mehr Limitierungen bezüglich der Verarbeitbarkeit (hohe Si-Gehalte) und Handhabbarkeit (dünne Blechlagen) erreicht [8, 11, 93]. Vor allem die Legierung mit 6.5 Gew.-% Si bietet hervorragende weichmagnetische Eigenschaften und eine Magnetostriktion nahe Null [95]. Der Siliziumgehalt führt neben einem höheren elektrischen Widerstand ($0.8 \mu\Omega\text{m}$ [42], siehe Tab. 3) des Weiteren aber auch zu einem deutlich spröderen Werkstoffverhalten [96, 97]. Dadurch ist die Herstellung durch Walzverfahren teuer und aufwändig [98, 99]. Beispiele für industriell verfügbare Produkte mit 6.5 Gew.-% Si sind die Super Core™ Produkte (JNEX™, JNHF™ und

JNSF™), die durch CVD-Behandlung kaltgewalzter Standardsorten auch gradierte Si-Gehalte mit niedrigsten Verlusten (5.7 W/kg bei 400 Hz, 0.1 mm Dicke) und hohem J_s (1.8 T) aufweisen [100]. Weitere geeignete Werkstoffe sind Nickel-Eisen-Legierungen mit Nickelgehalten zwischen 40 bis 50 % [55]. Diese zeigen die geringsten Wechselfeldverluste unter den weichmagnetischen Werkstoffen und liegen preislich etwa zwischen den FeSi-/und den CoFe-Legierungen. Werkstoffe auf Basis von FeNi haben sehr kleine Koerzitivfelder (4 - 10 A/m) und hohe Permeabilitäten ($\mu_{\max} = 5 - 150.000$) [101, 102]. Nachteilig ist dagegen die geringe Sättigungsmagnetisierung (Begrenzung < 1.6 T, Vergleich Tab. 3) und Curie-Temperatur (180 - 440 °C) dieser Materialklasse [102]. Durch die hohe Permeabilität sind Anwendungen vermehrt in der Sensorik zu finden. Typische Nickelgehalte für automotiv Anwendungen liegen bei etwa 40 - 50 Gew.-% Nickel (bspw. Megaperm®-40 L, Permenorm® 5000 V5 und Ultravac® 44 V6), da dort die höchsten Sättigungspolarisationen (~ 1.35 - 1.55 T), ein hoher elektrischer Widerstand (0.45 - 0.8 $\mu\Omega\text{m}$) und ein niedriges Koerzitivfeld (3 - 5 A/m) vorliegen [82]. Die Legierung Fe-44Ni-3Mo (Ultravac 44 V6) erreicht bei 1 T und 5000 Hz etwa halb so hohe Kernverluste wie FeSi6.5 und 10-mal geringere wie ein Elektrolech der Dicke 0.1 mm (NO10). Anwendungen sind beispielsweise in der Luftfahrt von solarbetriebenen Flugzeugen [82]. Die CoFe-Legierungen erreichen dagegen die höchsten Sättigungsmagnetisierungen (max. 2.43 T, mit 27 Gew.-% Cobalt, 63 Gew.-% Eisen) [103] unter den weichmagnetischen Werkstoffen. Durch den hohen Cobaltanteil (9 - 50 Gew.-%) sind diese Werkstoffe aber auch die teuersten Vertreter [55]. Eine typische Legierung für automotiv Anwendungen enthält 49 Gew.-% Cobalt, 49 Gew.-% Eisen und 2 Gew.-% Vanadium, die bei 2.500 A/m eine Polarisation von 2.23 T erreicht und einen spezifischen elektrischen Widerstand von 0.40 $\mu\Omega\text{m}$ besitzt [55]. Die Zugabe von Vanadium ermöglicht die Verarbeitung durch Kaltwalzen [82]. Auch hier gibt es verschiedene Güten wie bspw. VACOFLUX 50 und VACODUR 50, die sich in der Zusammensetzung und den Wärmebehandlungsparametern unterscheiden [103, 104]. Der allgemeine Vorteil einer hohen maximalen Sättigungspolarisation lässt sich bei den CoFe -Werkstoffen durch deutlich kleinere Motorengeometrien, geringeres Gesamtgewicht und damit resultierende sehr hohen Leistungsdichten nutzen. So erreicht der Werkstoff VACODUR 49 bereits bei 300 A/m eine Induktion von 2 T, bei 8.000 A/m

bereits 2.3 T. Dadurch lässt sich beim direkten Austausch des Werkstoffs in einer 28 kW PMSM-Maschine das maximale Drehmoment um 25 % erhöhen [82]. Aus diesem Grund finden die Vertreter der CoFe-Werkstoffe auch vermehrt Anwendungsfelder in der Luft- und Raumfahrt, in hocheffizienten Generatoren oder in Motorsportanwendungen, wo die Gewichtsvorteile den hohen Preis rechtfertigen [82]. Die Permeabilitäten liegen im Bereich von 3.000 - 18.000 und Kernverluste erreichen 1.5 - 4.5 W/kg (50 Hz, 1.5 T) bzw. 30 - 53 W/kg (400 Hz, 1.5 T) [103]. Auch besitzen diese Werkstoffe höhere Curie-Temperaturen T_C (30 - 50 Gew.-%Fe, $T_{C,Co} = 920 - 985$ °C, $T_{C,Fe} = 770$ °C). Sowohl bei den FeNi-Werkstoffen, als auch bei den CoFe-Werkstoffen werden Vakuum-Induktionsöfen für den Schmelzvorgang eingesetzt, wodurch der Herstellungsprozess teuer ist [82]. Außerdem muss nach dem letzten Produktionsschritt (z.B. Formgebung) zwingend eine Wärmebehandlung (700 - 900 °C, H_2) durchgeführt werden. Auch durch Schnellabschreck-Verfahren hergestellte dünne (0.025 mm) amorphe weichmagnetische Werkstoffe auf Eisenbasis können für kleinere elektrische Maschinen im Bereich 5 - 10 kW eingesetzt werden [36]. Die amorphen Werkstoffe weisen zwar niedrigste Verluste bei hohen Frequenzen (1.5 W/kg, 400 Hz, 1 T bzw. 3.3 W/kg, 20 kHz, 0.05 T) auf, sind durch die geringe Sättigungspolarisation (1.5 T) aber nur der Vollständigkeit halber erwähnt [100]. Es gibt auch vielversprechende Untersuchungen, spröde Werkstoffe wie die Legierung FeSi6.5 mittels additiver Fertigungsverfahren herzustellen [105, 106]. Durch geeignete Laserparameter lassen sich anisotrope Gefügeeigenschaften [107, 108] und durch Wärmebehandlung die magnetische Performance [109] als auch das Auftreten von Ordnungsstrukturen [110] steuern. Weiter ermöglicht die additive Fertigung die Realisierung von Multilayern unterschiedlicher Werkstoffe und/ oder das Einbringen innerer Strukturen. Auch andere additiv gefertigte Werkstoffe wie FeNi [111–113] oder FeCo [114] sind möglich. Zuletzt bieten SMC-Materialien auf Basis von Reineisen die Möglichkeit, Anwendungen mit höheren Frequenzen (> 1500 Hz) zu realisieren [13]. Diese, durch pulvermetallurgische Verfahren hergestellten Werkstoffe, weisen eine elektrische Isolationsschicht auf den einzelnen Pulverpartikeln auf und können dadurch auftretende Wirbelstromverluste effektiver reduzieren als Blechwerkstoffe. Näheres dazu im nachfolgenden

Kapitel (s. Kap. 1.2.2). Der Vergleich aller aufgeführten Materialien hinsichtlich maßgeblicher Eigenschaften für den Einsatz in Traktionsmotoren ist in Tab. 3 dargestellt.

Tab. 3: Überblick weichmagnetischer Werkstoffe für Traktionsmotoren und maßgeblicher Kenndaten wie Gesamtverlust P_S bei 1 T / 400 Hz, Flussdichte B_{25} bei 2500 A/m, elektrischer Widerstand ρ_e , Dichte ρ , Curie-Temperatur T_C und Sättigungspolarisation J_S [55, 100, 104, 115].

Werkstoff	P_S [W/kg]	B_{25} [T]	ρ_e [$\mu\Omega\text{m}$]	ρ [g/cm ³]	T_C [°C]	J_S [T]
FeSi (1-3 Gew.-%)	9 - 40	1.64	0.20 - 0.60	6.8 7.8	730 - 760	1.9 - 2.0
CoFe (9-50 Gew.-%)	12 - 25	2.23	0.40	8.12	920 - 985	2.45
FeNi	5 - 9	1.52	0.60	8.2	250 - 500	0.8 - 1.6
Ferrite	-	1.48	> 100	4.5 - 5	100 - 500	0.55
SMC	30 - 45	1.22	50 - 90000	7.57	769	1.9
Reineisen	-	-	0.1	7.86	769	2.15
FeSi (6.5%)	5.7	1.29	0.80	7.49	< 700	1.8 - 2.0
FeNi (amorph)	1.5	-	1.3	-	-	1.0 - 1.5

1.2.2 SMC-Werkstoffe

Im Folgenden wird auf die technologischen Aspekte der SMC-Synthese eingegangen. Diese gliedert sich in die Schritte: (1) Pulveraufbereitung, (2) Beschichtung, (3) Zugabe von Additiven, (4) Kompaktierung und (5) Wärmebehandlung. Im Anschluss erfolgt ein Überblick über den Markt an SMC-Werkstoffen und industriell erhältlichen Güten. Durch den direkten Vergleich der SMC-Werkstoffe zu den etablierten Elektrolechen werden die Vor- und Nachteile herausgearbeitet. Zuletzt wird das Anwendungsfeld im Traktionsmotor vorgestellt und es werden aktuelle, als auch zukünftige Anwendungen unter technologischen und wirtschaftlichen Gesichtspunkten diskutiert.

Herstellungstechnologie

SMC-Werkstoffe (*engl.* Soft Magnetic Composites, SMC) wurden für Anwendungen unter höheren Frequenzen entwickelt und sind bereits vor mehr als 100 Jahren erstmalig erwähnt und seit etwa 40 Jahren [17] industriell verbreitet.

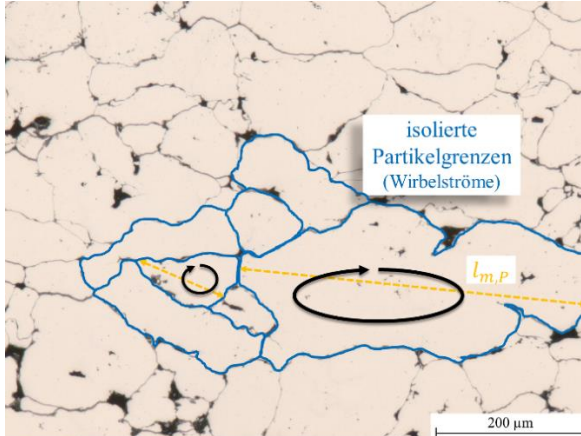


Abb. 10: Beispiel für Mikrostruktur (LM, Hellfeld, 100x) eines SMC-Werkstoffs mit eingezeichneter isolierter Partikelgrenzen (blau), welche eine Reduktion von Winkelströmen (schwarze Pfeile) innerhalb der maximalen Weglänge $l_{m,p}$ im Partikelvolumen ermöglichen.

Bei SMC-Werkstoffen nutzt man eine elektrische Isolationsschicht auf den Partikeln (Abb. 10) um den spezifischen elektrischen Widerstand des Bulkmaterials zu erhöhen und damit das Auftreten von Wirbelströmen zu reduzieren (s. Kap.1.1.4, S. 16). Durch den höheren elektrischen Widerstand des Bulkmaterials (Vergleich $> 0.1 \mu\Omega\text{m}$ bei Reineisen, $0.5 \mu\Omega\text{m}$ bei $\text{FeSi}_{3.5}$ [116] und $50 - 90.000 \mu\Omega\text{m}$ bei SMC) und der von der Partikelgröße abhängigen Weglänge $l_{m,P}$ (Bereich von 15 bis $800 \mu\text{m}$), können SMC bei deutlich höheren Frequenzen (bis zu 20 - 100 kHz) eingesetzt werden. Durch den isotropen Charakter der SMC-Werkstoffe ergibt sich ein in allen Raumrichtungen und jedem Rotationswinkel einheitliches magnetisches Verhalten und die Möglichkeit einer dreidimensionalen Flussführung. In Abb. 11 ist die Herstellung von SMC-Werkstoffen schematisch mit relevanten mikrostrukturellen Charakteristika dargestellt.

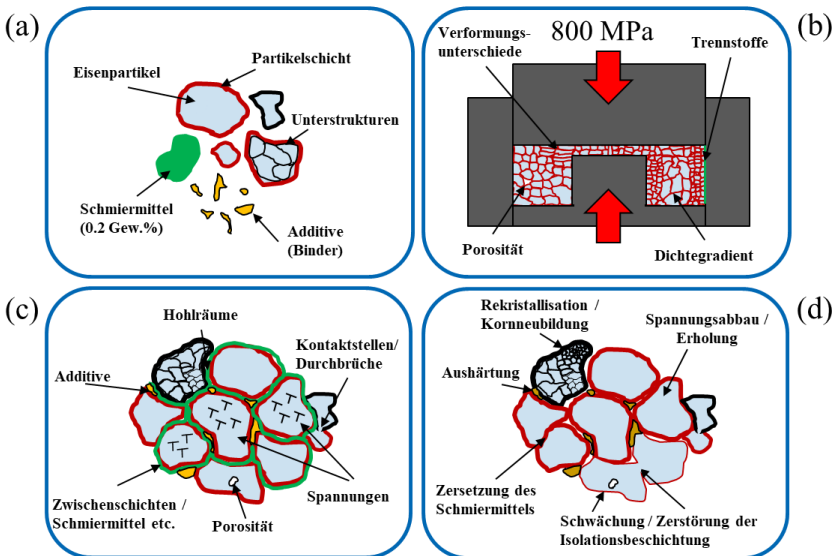


Abb. 11: Schematische Darstellung des Herstellungsprozesses von SMC-Werkstoffen bestehend aus (a) Pulveraufbereitung, (b) Kompaktierung, (c) Grünkörperzustand und (d) Wärmebehandlung.

Diese umfasst die (a) Pulveraufbereitung des Werkstoffs mit der Wahl des Pulvermaterials- und der Isolationsschicht, als auch die Zugabe von zusätzlichen Additiven (bspw. Schmiermittel, Binder und Harze), einen (b) Kompaktierungsvorgang zur Formgebung unter (c) nachträglichem Erreichen eines kaltverformten und spannungsbehafteten Grünzustands und schließlich eine (d) Wärmebehandlung. Letztere hat das Ziel, die für die magnetische Performance nachteiligen Effekte der Kompaktierung durch Erholung und Rekristallisation zu reduzieren. Der Anwendungsbereich von SMC-Werkstoffen kann über verschiedene Einflussgrößen maßgeschneidert werden. Dies sind beginnend von den (1) Eigenschaften des Pulvers (Zusammensetzung, Reinheit, Morphologie und Partikelgrößenverteilung), die (2) Eigenschaften der Beschichtungsphase (Art des Isolationssystem, Dicke und physikalische Eigenschaften), die (3) zugegebenen Additive (Binder, Schmiermittel etc.), die (4) Kompaktierung (Druck, Werkzeugbedingungen) bis hin zu (5) Wärmebehandlung (Höhe, Dauer und Atmosphärenbedingungen). Die aktuellen Forschungsthemen bei der Weiterentwicklung von SMC-Werkstoffen umfassen folgende Schwerpunkte:

- Verbesserung des Magnetisierungsverhaltens [16, 20, 21].
- Erhöhung der Sättigungspolarisation [18, 22].
- Verringerung der Hystereseverluste [23–25].
- Optimale Anwendungsauswahl neuartiger Motorenkonzepte [31–33].
- Erhöhung der mechanischen Festigkeit [26–28].
- Neuartige und verbesserte Beschichtungssysteme [26, 29, 30].

Pulveraufbereitung

Als Pulverwerkstoff kommen meist wasserverdünnte Reineisenpulver (Verunreinigungsanteil < 2.000 ppm) zum Einsatz, deren knollige Morphologie mit guten Eigenschaften in der Festigkeit (mechanische Verhakung) des Grünlings einhergehen (siehe Tab. 9, S. 80) [23]. Weiter ermöglicht Reineisen durch seine hohe Duktilität eine einfache und kostengünstige Verarbeitbarkeit durch Pressverfahren und bietet eine hohe Sättigungspolarisation (2.15 T). Im

Inneren der Partikel findet sich eine Kornstruktur wieder, welche beim Wasser- verdüsen entsteht und die durch die nachträgliche Wärmebehandlung beeinflusst werden kann [17, 53]. Auch die Kornform, elliptische Ausprägung, Größe und der Oberflächenzustand können durch die Parametrierung im Verdüsenprozess eingestellt werden [29]. Die Eigenschaften des Reineisen- pulvers sind durch geringe Mengen an Legierungskomponenten wie Phosphor (zwischen 0.45 - 0.8 Gew.-%) optimiert. So kann das Koerzitivfeld verringert und die Dichte des kompaktierten Werkstoffs erhöht werden [101, 116]. Auch lassen sich hierdurch die mechanischen Eigenschaften in Streckgrenze und Zugfestigkeit, als auch dem Bruchdehnungsverhalten positiv beeinflussen und es resultieren höhere elektrische Widerstände und eine höhere Permeabilität. Es gibt zahlreiche Untersuchungen an alternativen Legierungszusammen- setzungen für SMC-Pulvervarianten (z.B. FeSi [33, 117], Fe₂Si_{0.45}P [118], FeNi [17] FeNiCo [17] und FeCo [104] Fe₃P [31], NiMo [116] and FeSiAl [31, 116]). Wird eine andere Zusammensetzung als Reineisen bei der Wahl des Pulvermaterials eingesetzt, resultieren völlig veränderte Herausforderungen in der Herstellungsweise und dem späteren Anwendungsbereich des Werkstoffs. So besitzen bspw. SMC-Varianten auf Grundlage von FeSi-Legierungen mit 3.5 Gew.-%Si, analog zum Elektroblech, einen höheren elektrischen Wider- stand im Bulkmaterial (~ 0.4 μΩm) und niedrigere Koerzitivfelder (hier 19.3 A/m bei 50 mT und 20 kHz). Die Verarbeitbarkeit ist jedoch schwieriger, da die Verformbarkeit durch den härteren Werkstoff abnimmt. Dement- sprechend können nur sehr feine Partikelgrößenverteilungen (< 30 μm) unter unkonventionell hohen Drücken (1300 MPa) verarbeitet werden [33]. Auch das spätere Anwendungsgebiet wird dadurch signifikant eingeschränkt. SMC's auf Basis von Fe-3,5Si kommen so eher für Relais und speziellen Spulen- anwendungen bei höheren Frequenzen (10 - 100 kHz) in Frage. Durch Ein- stellung der Partikelgrößenverteilung, und damit dem Anteil an Beschich- tungsphase, lässt sich der elektrische Widerstand und die Permeabilität einstellen [16, 119]. Je feiner dabei die Partikelgrößenverteilung, desto höher die effektive Eindringtiefe und die Frequenzstabilität bzw. die Abnahme der Induktion über der Frequenz [120].

Beschichtungsphase

Die Beschichtungsphase kann keramischer oder organischer Natur sein. Als Keramik kommen metallische Oxide wie Fe_2O_3 , Phosphatbeschichtungen (Zink-Phosphat, Eisen-Phosphat und Mangan-Phosphat) als auch organische Sulfatbeschichtungen zum Einsatz [17]. Auch können sowohl nasschemische (Immersionenbäder, Sol Gel) als auch trockene (Oxidation) Beschichtungsverfahren eingesetzt werden [29]. Bei den organischen Schichtsystemen werden meist Thermoplaste oder Thermosettings (werden einmalig eingebrannt) verwendet. So sind beispielsweise aushärtbare Kunstharze oder Polyamide im Einsatz [121]. Auch Mischungen aus organischem Binder und keramischer Isolationsschicht sind verbreitet [28]. Im Falle der konventionellen SMC werden Reineisenpartikel mit einer nanometerdicken (20 - 30 nm) [23, 29] keramischen Phosphoroxid-Schicht (Eisen-Phosphat) durch nasschemische Verfahren beaufschlagt. Der nasschemische Beschichtungsvorgang durch konventionelle Phosphatierung ermöglicht dabei die Entfettung / Reinigung als auch Beschichtung in einem Prozessschritt [122]. Als Anforderung an die Beschichtung ist neben der elektrischen Isolationswirkung, die Verformbarkeit während der pulvermetallurgischen Kompaktierung und die Temperaturbeständigkeit entscheidend. Letztere bestimmt maßgeblich die Limitierungen in der maximalen Wärmebehandlungstemperatur des Grünlings. Konventionelle Temperaturbeständigkeiten liegen im Bereich von 200 - 650 °C. Auch muss die Wärmeausdehnung der Beschichtung auf das Basismaterial der Partikel abgestimmt sein [123]. Durch die Beschichtungsphase ist kein nachträgliches Sintern der Bauteile möglich, da dies zur Durchkontaktierung der Partikel führen würde. Die konventionellen Phosphoroxidbeschichtungen wandeln bei einer Temperatur von 500 - 600 °C in eine kristalline Form um (Glasübergangstemperatur ~ 550 °C) [29]. Es besteht daher ein großes Forschungsbestreben nach neuartigen Beschichtungssystemen mit höheren Temperaturbeständigkeiten. Beispiel hierfür ist Magnesiumoxid [30, 123]. Auch können Phosphoroxidbeschichtungen durch verschiedene Kationen in einer Salzlösung in der Performance verbessert werden. Beispielsweise konnten durch Kationen wie Mg^{2+} , Y^{3+} und Sr^{2+} der elektrische Widerstand (auf 100 $\mu\Omega\text{m}$ im Maximum) und die Temperaturbeständigkeit (bis 600 °C) erhöht

werden [124]. Auch die Ausgangspulverqualität und die Verarbeitungsparameter nehmen großen Einfluss auf die Temperaturbeständigkeit der Partikelbeschichtung. So kann durch eine höhere Reinheit (10-fach geringerer Verunreinigungsanteil: < 200 ppm) des Eisenpulvermaterials die Temperaturbeständigkeit der Schicht um ~ 100 °C erhöht werden [23]. Der Grund ist die geringere Diffusion von schädlichen Elementen in die Schicht, so dass die Metallisierung des Glases verzögert wird. Pressdruck und Additivzugabe nehmen ebenfalls Einfluss auf die spätere Isolationswirkung der Beschichtung. Durch dickere Schichten kann die Wahrscheinlichkeit von Schichtdurchbrüchen reduziert und der elektrische Widerstand erhöht werden. Durch den höheren Anteil an Beschichtungsphase nimmt aber auch der Volumenanteil an Eisen und damit die Permeabilität ab [17]. So besitzt die Beschichtungsphase keine ferromagnetischen Eigenschaften und wirkt als Luftspalt. Tajima et al. [124] untersucht verschiedene Schichtdicken und stellt fest, wie sich die Flussdichte B_{10k} von etwa 1.76 T mit dünner Schichtlage und $10 \mu\Omega\text{m}$ Widerstand des Bulkmaterials, bei dickerer Schicht auf 1.4 T (- 20 %) und einem Widerstand von $1.000 \mu\Omega\text{m}$ ändert. Die Beschichtung macht sich nur geringfügig in der Dichte des Werkstoffs bemerkbar. Bei 1200 MPa Pressdruck und einer Pulvervorwärmung auf 150 °C wird beim beschichteten Eisenpulver eine Dichte von 7.71 g/cm^3 , ohne Beschichtung eine Dichte von $\sim 7.72 \text{ g/cm}^3$ erreicht (0.1 - 0.2 %) [120]. Da die Beschichtung wie ein Netzwerk auf jedem Partikel vorhanden ist, nimmt diese des Weiteren großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften [27, 28]. Wie am Beispiel einer Arbeit von Schwark et al. [125] aufgezeigt, kann die Partikelbeschichtung durch nachträgliche Wärme- und Wasserdampfbehandlungen weiter modifiziert werden. Es kommt zur Ausbildung eines Multilayers aus verschiedenen Eisenoxidphasen und einer dünnen Phosphorschicht mit erhöhter Performance [26, 27]. Auch die Bearbeitungsfähigkeit des Werkstoffs wird vom verwendeten Schichtsystem bestimmt. Diese ist bei organisch gebundenen Varianten einfacher umsetzbar. Bei keramischen Beschichtungssystemen kann es dagegen zur Beschädigung und Durchkontaktierung der Partikel kommen [28, 126]. Insgesamt ergeben sich damit folgende Eigenschaften, die das Schichtmaterial aufweisen muss (Abb. 12).

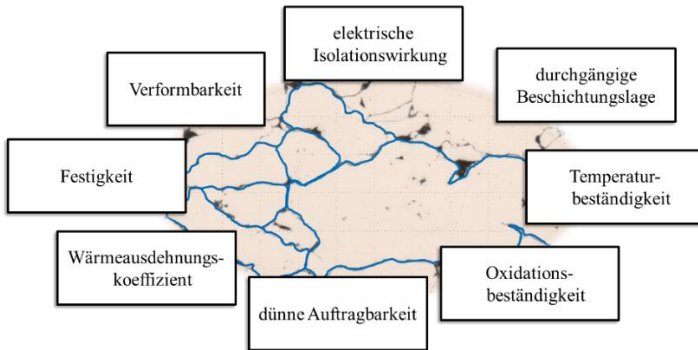


Abb. 12: Eigenschaftsprofil der Beschichtungsphase von SMC-Werkstoffen im Überblick.

Additive

SMC-Werkstoffen werden zusätzliche Schmiermittel, Binder und andere Additive zugegeben. Typischerweise beträgt der Anteil des Binders am Gesamtwerkstoff weniger als 2 Gew.-% [28]. Der Binder kann neben der Erhöhung der Festigkeit auch Aufgaben der besseren Bearbeitbarkeit erfüllen. Schmiermittel (bspw. Wachse (z.B. Kenolube® oder Stearate (z.B. Zink- oder Lithium-Stearate [124])) sind dagegen für eine möglichst hohe Dichte nach der Kompaktierung erforderlich (Abb. 11 b). Die gebräuchliche Zugabemenge liegt bei ~ 0.3 - 0.5 % [16], wobei hier die Partikelgrößenverteilung und damit freie Oberfläche berücksichtigt werden muss. Taghvaei et al. [20] setzt ein Polyepoxy Harz unter hoher Beimengung (3 Gew.-%) als zusätzlichen Überzug ein. Dieses besitzt zwar nur eine geringe Temperaturbeständigkeit (240 °C), reduziert aber die Schichtschädigungen während der Kompaktierung nochmals deutlich, wodurch ein höherer elektrischer Widerstand (2 bis 5 fache) und damit einhergehende geringere Wirbelstromverluste resultieren. Schmiermittelbeimengungen verringern zwar die Permeabilität um ~ 10 bis 15 %, durch den geringeren Anteil an eingebrachten Verformungen sind jedoch gleichwertige Hystereseverluste erreichbar [127]. Schmiermittel können in flüssiger Form nach dem Phosphatieren mit Alkohol zugegeben oder dem Pulver direkt untergemischt werden. Das Schmiermittel wird je nach Grundzusammensetzung durch die Wärmebehandlung bei Temperaturen < 200 °C

wieder entfernt. Die Schmiermittelzugabe lässt sich dabei in einer Nicht-Linearität im Aufheizverhalten erkennen, da die Wärmeausdehnung des Werkstoffs vom Additivgehalt beeinflusst wird. Für eine effiziente Entfernung des Schmiermittels und Verringerung der Bauteilbeanspruchung ist daher eine darauf abgestimmte Wärmebehandlung entscheidend [128].

Kompaktierung

Typische Pressdrücke des Kompaktierungsvorgangs liegen im Bereich von 600 - 1000 MPa und unter Anwendung einer Werkzeugvorwärmtemperatur von 60 - 90 °C. Zur Erreichung größerer Dichten werden Kompaktierungen bei erhöhten Vorwärmtemperaturen der Werkzeuge und / oder des Pulvermaterials (Matrizentemperatur zwischen 50 - 550 °C) [129], unter mehrmaligen Pressvorgängen [16, 130], oder höheren Pressdrücken (> 1000 MPa) [20, 124] umgesetzt. Die höchsten erreichbaren Dichten liegen bei ca. 7.7 g/cm³ (entspricht einer relativen Dichte von 98 %). Durch die Kompaktierung unter Vorwärmung (konventionell bei 90°C, AncorLam), kann die Dichte um etwa 2.5 % erhöht und dadurch die Permeabilität im Grünzustand nochmals gesteigert werden. Beispiele für derartige Untersuchungen finden sich in den Arbeiten von Shokrollahi [17, 129–131]. Bei der Wahl der Kompaktierungsbedingungen müssen neben den technologischen Aspekten auch wirtschaftliche Gesichtspunkte Berücksichtigung finden. So liegen praktische Pressdrücke für die industrielle Massenfertigung im Bereich von 600 - 830 MPa, während höhere Drücke und Vorwärmtemperaturen, aufgrund des Werkzeugverschleißes und verringerter Taktzeiten, wirtschaftlich unattraktiv sein können [132]. Sinnvoller können hier möglicherweise zweimalige Pressvorgänge sein. So erreicht ein zweistufiger Pressvorgang mit 800 MPa unter Zwischenglühung (400 °C) ähnliche Eigenschaften, wie ein bei 1000 MPa kompakterter Zustand [16]. Kleinere Pressen erlauben dagegen höhere Taktzeiten und es können deutlich mehr Teile pro Zeit kompaktiert werden [133]. Hier sind die maximalen Pressdrücke und damit Bauteildichten, als auch die Bauteilgröße limitiert. Der Kompaktierungsvorgang erzeugt aber in jedem Fall einen gewissen Anteil an Schichtdurchbrüchen und bringt durch die Kaltverformung Spannungen und Deformationen ein (Abb. 11 c) [131],

wodurch die Hystereseverluste ansteigen. Beispielsweise nimmt der spezifische elektrische Widerstand bei einem industriellen SMC-Werkstoff (AncorLam[®], s. Kap. 1.2.3, S. 48) von etwa 700 $\mu\Omega\text{m}$ auf 140 $\mu\Omega\text{m}$ ab, sofern statt des Pressvorgangs bei Raumtemperatur eine vorgeheizte Pressmatrize bei 92 °C zum Einsatz kommt [16]. Gleichzeitig erhöht sich bei vorgewärmter Matrize die Induktion, wodurch das spätere Anwendungsfeld bereits bei der Wahl der Pressbedingungen im Blick behalten werden muss. Bei einer Kompaktierung mit 800 - 1200 MPa, ohne Schmiermittelzugabe, werden bei phosphatiertem Reineisen etwa 30 - 40 MPa an Restspannungen (mittels XRD bestimmt) eingebracht [20]. Diese können durch 3 Gew.-% Schmiermittelzugabe auf etwa 10 - 12 MPa reduziert werden. Die Kaltverformung führt dabei zu einer Scherung der Hystereseschleife unter Verringerung der Remanenz [71]. Die eingebrachte erhöhte Versetzungsdichte und gespeicherten Spannungen sind nachteilig für die magnetische Performance (s. Kap. 1.1.4, S. 15) und müssen durch eine nachfolgende Wärmebehandlung verringert werden.

Wärmebehandlung

Für die bestmögliche weichmagnetische Performance ist nach der Kompaktierung eine Wärmebehandlung anzuschließen (Abb. 11 d). Dadurch können Gefügefehler durch Erholung und Rekristallisation ausgeheilt werden. Auch lassen sich hierdurch Schmiermittelreste ausbrennen, der Binder verteilen und damit die Festigkeit des Grünlings erhöhen [26]. Um eine möglichst hohe weichmagnetische Performance zu erzielen, sind Temperaturen > 500 °C in der Wärmebehandlung erforderlich, da ab dieser Starttemperatur erste Rekristallisationen der Kornstruktur einsetzen (abhängig vom eingebrachten Verformungsgrad) [54]. Vergleicht man die Eigenschaften eines Sinterwerkstoffs, der bei 690 MPa kompaktiert und bei 1260 °C wärmebehandelt wurde, kann hier ein μ_{max} von 3.570 und ein Koerzitivfeld von 120 A/m erreicht werden [116]. Bei SMC-Werkstoffen ist diese hohe Temperatur durch die Beschichtungsphase nicht umsetzbar und es wird eine deutlich geringere Permeabilität (< 1000) erreicht. Zusätzlich machen sich Poren und die nicht

ferromagnetische Beschichtungsphase bemerkbar, die ebenfalls wie ein Luftspalt wirkt und die Permeabilität herabsetzt. Die Wärmebehandlung wird auch dazu genutzt, die stationären und dynamischen Verluste des Werkstoffs auf das spätere Anwendungsfeld maßzuschneidern [26]. So sind die anteiligen Wirbelstromverluste am Gesamtverlust im Grünzustand sehr gering. Grund ist der sehr hohe elektrische Widerstand. Durch eine Wärmebehandlung verändert sich dieser Zusammenhang und es kommt unter Abnahme der Hystereseverluste zur simultanen Schwächung der Isolationslage (elektrischer Widerstand sinkt). Dadurch kommt es zum Anstieg des prozentualen Anteils an dynamischen Verlustanteilen und diese bestimmen das Werkstoffverhalten bzw. stellen eine dominante Einflussgröße dar. Demnach ist es entscheidend, eine optimale Balance beider Eigenschaften in Hinblick auf das Anwendungsspektrum zu finden. Neben konventionellen Wärmebehandlungen werden auch Wasserdampfbehandlungen eingesetzt. Mittels Wasserdampfbehandlungen bei 700 °C kann bei speziellen SMC-Varianten (z.B. Somaloy® 3P-Varianten, s. Kap. 1.2.3 und Tab. 5) eine Eisenoxidphase erzeugt werden. Diese bewirkt, neben einer Verringerung der Hystereseverluste (~ 30 % verglichen mit 530 °C konventionell im Ofen), auch eine deutliche Erhöhung der Festigkeit von 17 N/mm² im Grünzustand auf 130 N/mm² im Vergleich zu 53 N/mm² bei normalem Spannungsmgln [26].

Alternative SMC-Varianten

Neben den hier in dieser Arbeit analysierten SMC-Varianten sind auch kunststoffgebundene SMC-Varianten (*engl.* Polymer Bonded Soft Magnetic Composites, PB - SMC) industriell verfügbar. Diese werden in Folge eines Extrudier- oder Spritzgießprozesses verarbeitet und können Füllgrade von 70 - Vol.-% SMC-Pulver erreichen [34]. PB - SMC können große elektrische Widerstände aufweisen, der große Polymeranteil hat jedoch auch eine signifikante Reduktion der Permeabilität zur Folge. Vorteile ergeben sich dadurch, dass neben verformbaren Eisenpartikeln auch andere sprödere Pulvervarianten wie nanoskalige Co-Partikel, Ni-Pulver, NiZn-Pulver und metallische Gläser verarbeitet werden können. Anwendungen sind im Bereich von Transformatorkernen zu finden.

1.2.3 Industriell verfügbare Werkstoffe

Im Folgenden wird eine Übersicht über den Markt an SMC-Materialien gegeben und das Spektrum an erreichbaren Kennwerten (magnetisch und mechanisch) industriell erhältlicher Güten illustriert. Dies beinhaltet eine Auflistung der Hersteller von SMC-Pulvern und den weiterverarbeitenden Unternehmen. Außerdem wird ein Ranking der besten erreichbaren Kennwerte in Abhängigkeit des SMC-Materials aufgeführt. Betrachtet man den gesamten Markt der SMC-Materialien gibt es zum einen Hersteller, die vorwiegend die Aufbereitung des SMC-Pulvers und dessen Weiterentwicklung vorantreiben. Diese übernehmen primär die Funktion des Rohstofflieferanten. Die Höganäs AB (Schweden), Hoeganaes Corp. (USA), Rio Tinto (Kanada) und Diamet Corp. (Japan) sind als SMC-Pulverhersteller zu nennen. Im Weiteren werden diese Pulver bei verschiedenen weiterverarbeitenden Firmen eingesetzt und nach vorgegebenen Herstellerangaben oder unter Einsatz zusätzlicher Technologien (spezielle Additive, Schmiermittel und/oder Binder, Prozesstechnologien etc.) weiterverarbeitet und im Eigenschaftsprofil verändert. Dies sind bspw. die PMG Füssen GmbH (Deutschland), GKN plc (UK), Sintex a/s (UK), SG-Technologies Limited (UK), Horizon Technology LLC (USA) und die SMP Sintermetalle Prometheus GmbH & Co KG (Deutschland). Im Folgenden ist eine Übersicht der verschiedenen Produktpaletten der einzelnen Hersteller und Verarbeiter mit deren spezifischen Markennamen dargestellt. Die Daten wurden aus öffentlich zugänglichen Datenblättern und eigenen Messungen zusammengetragen. Wird die Performance der unterschiedlichen Hersteller und Anbieter nach einem Ranking aufgetragen, ergibt sich folgendes Gesamtbild (Ranking: beginnend mit beste Performance zu schlechteste Performance) dargestellt (Abb. 13 - Abb. 15). Auch wurden die für diese Arbeit relevanten Varianten Somaloy 700 HR 3P, STX B7X und AncorLam hervorgehoben (blaue Balken). Es zeigt sich, dass Festigkeiten TRS (*engl.* Transverse Rupture Strength, Biegebruchfestigkeit) von 33 - 149 MPa möglich sind. Die Maximalpermeabilität liegt im Bereich von 180 - 950 bei einem Koerzitivfeldbereich von 70 - 315 A/m. Als Gesamtverlust bei 1 T und 100 Hz ergibt sich ein Leistungsspektrum von 5 - 14.4 W/kg und es sind spezifische elektrische Widerstände im Bereich 50 - 90.000 $\mu\Omega\text{m}$ industriell realisierbar.

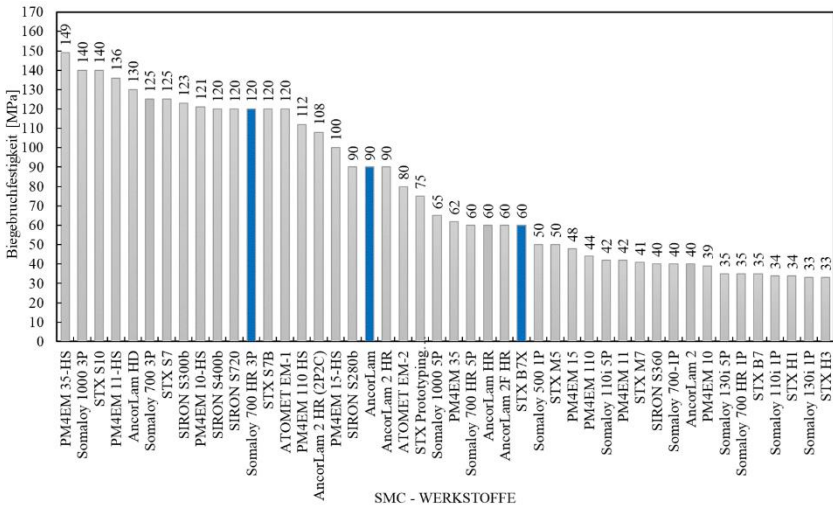


Abb. 13: Vergleich von verschiedenen SMC-Varianten unterschiedlicher Hersteller in Hinblick auf die Biegebruchfestigkeit (TRS), Werte nach Größe sortiert.

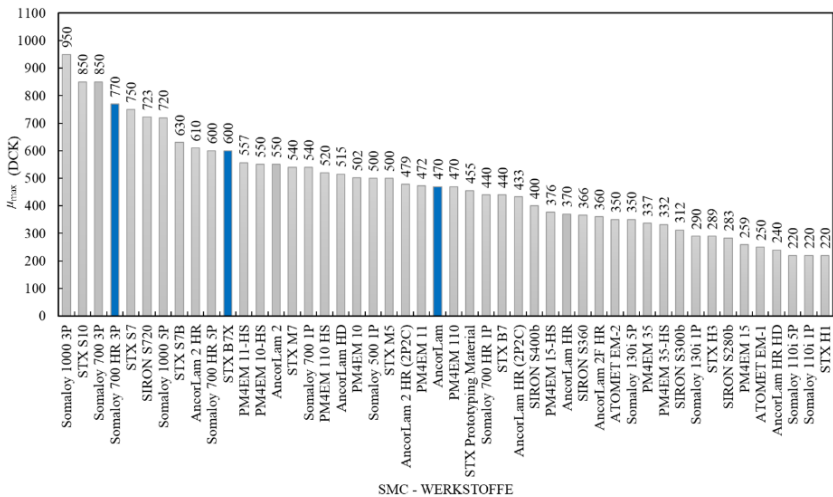


Abb. 14: Vergleich von verschiedenen SMC-Varianten unterschiedlicher Hersteller in Hinblick auf die Maximalpermeabilität μ_{max} , Werte nach Größe sortiert.

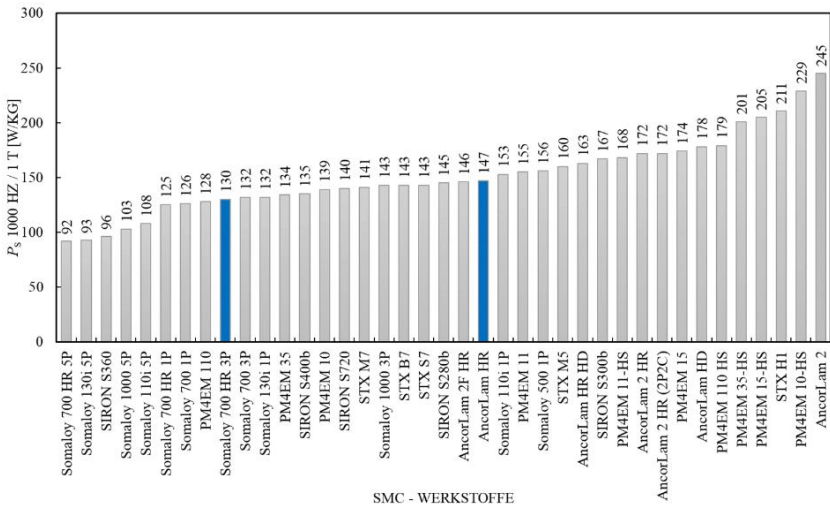


Abb. 15: Vergleich von verschiedenen SMC-Varianten unterschiedlicher Hersteller in Hinblick auf die Eisenverluste P_s bei 1000 Hz und 1 T, Werte nach Größe sortiert.

Weiter beinhalten die verschiedenen Markennamen der SMC-Materialien erste Hinweise auf spezielle Eigenschaftscharakteristika. Während beim Hersteller Hoeganaes Corp. im Produktportfolio der AncorLam® Werkstoffe das „HR“ (*engl.* High Resistivity) für einen größeren Anteil an Schmiermittel steht (statt 0.3 % etwa 0.5 % [16]) lassen die Bezeichnungen „2“ größere Partikelgrößenverteilungen, bzw. „F“ feinere Verteilungen unterscheiden. Bei der Höganäs AB Schweden ist die Nomenklatur anders aufgebaut. Hier weisen die Bezeichnungen Somaloy® „130i“, „500“, „700“ und „1000“ auf die maximale Permeabilität der jeweiligen Güten hin. Durch Abkürzungen wie „HR“ und verschiedene Performance-Level „1P“, „3P“ und „5P“ (1P = Basislinie, 3P = hohe Festigkeit, höchste Permeabilität, 5P = niedrigste Verluste) sind weitere Unterteilungen möglich (Tab. 4 und Tab. 5).

Tab. 4: Nomenklatur bei der Bezeichnung der SMC-Varianten AncorLam®.

AncorLam® (Hoeganaes Corp.)	Abkürzung
Höherer Schmiermittelanteil (0.5 Gew.-% statt 0.3)	HR
Feinere Partikelgrößenverteilung	F
Größere Partikelgrößenverteilung	2

Tab. 5: Nomenklatur bei der Bezeichnung der SMC-Varianten Somaloy®.

Somaloy® (Höganäs AB)	Abkürzung
Höherer Widerstand (<i>engl.</i> high resistivity)	HR
Feinere Partikelgrößenverteilung	i
Basislinie	1P
Hohe Festigkeit / Permeabilität (Wasserdampfbehandlung)	3P
Niedrigste Verluste	5P
Permeabilitätsstufen	130, 500, 700, 1000

Die mikrostrukturellen Unterschiede in der Partikelgrößenverteilung geben einen ersten groben Überblick über den späteren Anwendungsbereich in der Frage maximaler Frequenzen. In Abb. 16 sind die zu erwartenden Partikelgrößenbereiche verschiedener industrieller SMC-Varianten dargestellt. Die Partikelgrößen nehmen Werte von 15 - 550 μm ein (Datenblattwerte). Die mittlere Partikelgröße für automotiv Anwendungen wie Motoren und Aktoren sind nach Aussage von Narasimhan et al. [16] (Hoeganaes Corp.) im Bereich von $\sim 150 \mu\text{m}$ zu finden. Bei den beiden größten Herstellern Höganäs AB und Hoeganaes Corp. kommen als Basismaterial der SMC-Werkstoffe verschiedene Eisenpulver zum Einsatz, die mittels weiterer Modifikationen und Behandlungsschritte für SMC-Anwendungen optimiert sind. So basieren SMC-Werkstoffe bei Höganäs AB beispielsweise auf den Pulvergüten ASC100.29 und ASC300, während bei Hoeganaes Corp. u.a. das Pulver mit dem Markennamen Ancorsteel 1000C als Basis eingesetzt wird. Tab. 9 (Kap. 2.1.1, S. 80) zeigt hierzu spezifische Eigenschaften der genannten Ausgangspulver (ohne Isolationsbeschichtung).

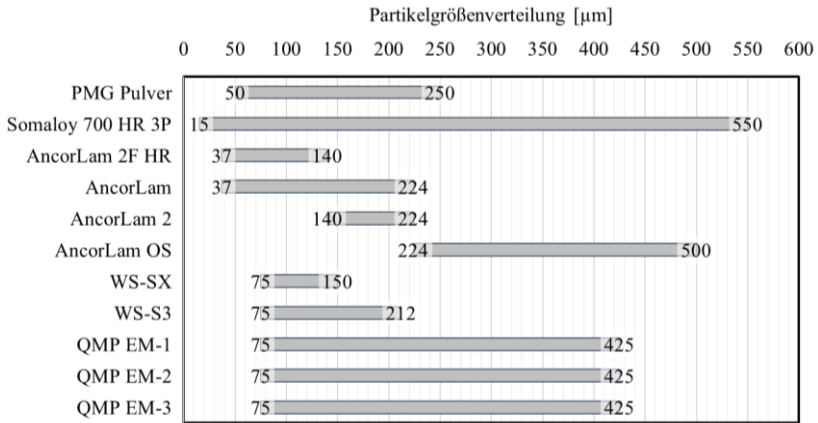


Abb. 16: Partikelgrößenverteilungen einiger konventioneller SMC-Werkstoffe, modifiziert und ergänzt nach [28].

1.2.4 Eigenschaften im Vergleich zum Elektrolech

Elektroleche werden in 95 % aller Anwendungen eingesetzt und sind im Bereich der Kernmaterialien für Traktionsmotoren ebenfalls der direkte Konkurrent der SMC-Werkstoffe. Im Weiteren erfolgt ein detaillierter Vergleich beider Werkstoffe in Hinblick auf physikalische Eigenschaften, Mikrostruktur und Anwendbarkeit für Traktionsmotoren. Vergleicht man den Hystereseverlauf eines kommerziellen SMC-Werkstoffs (hier STX B7X[®], Sintex a/s) mit dem eines Elektrolechs der Güte M270-35A ist sofort die Abscherung der Schleife des SMC ersichtlich (Abb. 17a). Dieses Verhalten wird u.a. durch die Partikelbeschichtung erzeugt, die wie ein Luftspalt wirkt [21]. Auch ist der Flächeninhalt der Hystereseschleife des SMC-Materials deutlich größer und resultiert in einem höheren stationären Verlustanteil und Koerzitivfeld (SMC: 130 A/m, E-Blech: 20 A/m). Betrachtet man den Permeabilitätsverlauf beider Materialien überzeugt das Elektrolech mit signifikant höherer Maximalpermeabilität (~ 10.000) im Vergleich zum SMC (~ 700). Die magnetischen Kenndaten spiegeln sich in den mikrostrukturellen Gegebenheiten wider (Abb. 18 und Abb. 19).

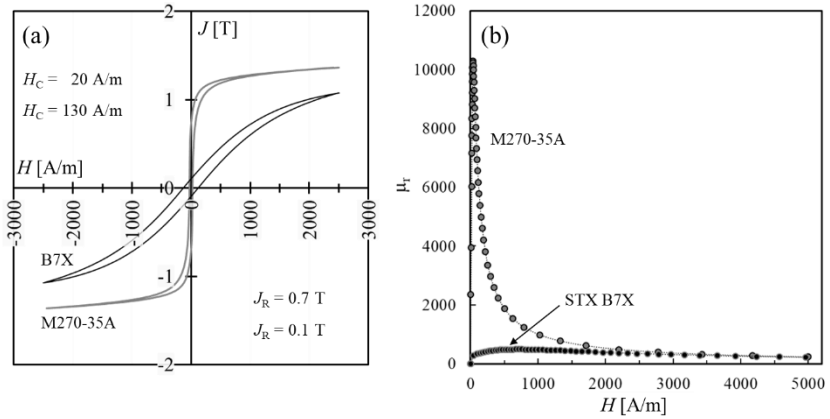


Abb. 17: Vergleich der magnetischen Eigenschaften von Elektroblech (M270-35A, Ringstapel) und SMC (STX B7X) im Gleichfeld mit (a) Hystereseverlauf (DC) bis 2500 A/m und (b) Permeabilitätsverlauf durch Kommutierungskurve bestimmt (DCK) bis 5000 A/m.

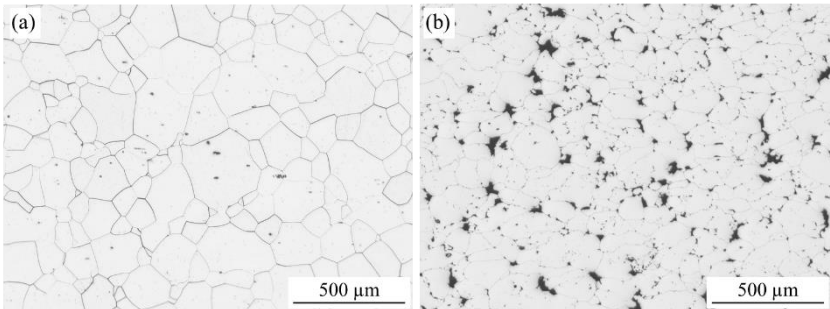


Abb. 18: Vergleich der Mikrostruktur von Elektroblech und SMC mit (a) Elektroblech (M270-35A) im Planschliff (geätzt, Nital) und (b) SMC (STX B7X), ungeätzt, HF 50x.

Das Elektroblech zeigt große Körner ($d_{50} = 150$ μm) und einen, durch die hohen Schlussglühtemperaturen (von bis zu 1150 $^{\circ}\text{C}$), ausgeheilten Gefügezustand ohne signifikante Gitterdefekte wie Spannungen und Verformungen (siehe Abb. 19 a und b). Auf der anderen Seite zeigt die Mikrostruktur des SMC-Werkstoffs feinere Kornstrukturen ($d_{50} = 50$ μm), Porosität und einen

durch den Verformungsvorgang mit plastischen und elastischen Spannungen behafteten Gefügezustand. Die enthaltenen Deformationen können in der inversen Polfigur (IPF) in einer diffusen, nicht klar erkennbaren Orientierungs- und Farbzugehörigkeit erkannt werden (s. Kap. 2.3.3 Electron Backscatter Diffraction (EBSD), S. 92). Betrachtet man den Aufbau beider Werkstoffe in Abb. 19 im Querschnitt, liegt der Unterschied im 2-dimensionalen Lagenaufbau des Elektroblechs und dem 3-dimensionalen Pulverwerkstoff. SMC-Werkstoffe erlauben es, den magnetischen Fluss unter komplexen, 3-dimensionalen Gesichtspunkten zu lenken und völlig andere Motorkonzepte (s. Kap. 0) zu ermöglichen.

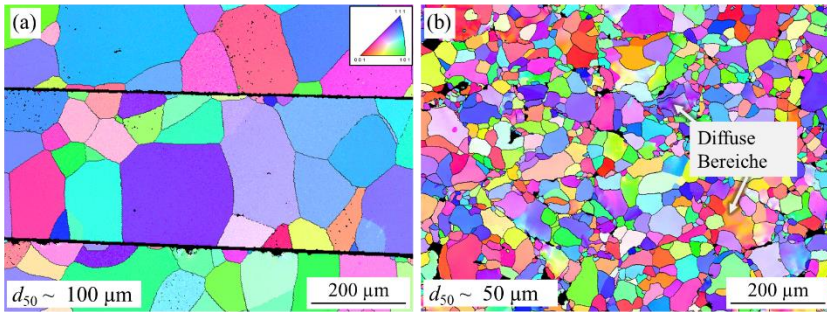


Abb. 19: Vergleich der Mikrostruktur von Elektroblech und SMC mit (a) Elektroblech (M270-35A) im Querschliff und (b) SMC (STX B7X), EBSD, IPF, 100x.

Neben der Isotropie der elektrischen Eigenschaften besitzen SMC auch den Vorteil einer 3-dimensionalen Ableitung von Wärme. Bei Vergleich der Wärmeleitfähigkeit in der Elektroblechlage zeigen SMC-Werkstoffe mit $20 \text{ W/m}\cdot\text{K}$ eine ähnliche Leitfähigkeit wie 3 Gew.-% Si Blech mit $25 \text{ W/m}\cdot\text{K}$ [31]. Jedoch nimmt diese Leitfähigkeit bei Blechwerkstoffen senkrecht zum Lagenaufbau deutlich ab. So stellen sich hier Wärmeleitfähigkeiten von 1.5 bis $2 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ unter Druck bzw. $1 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ ohne Druck ein. Demnach bieten SMC-Werkstoffe hier den Vorteil die Wärmeentwicklung einfacher nicht nur radial, sondern auch axial abzuführen und so neue und effektivere Kühlkonzepte umzusetzen. Unter Wechselfeld kann der weichmagnetische Verbundwerkstoff seine Vorteile im höheren elektrischen Widerstand und den

geringeren dynamischen Verlusten einbringen. Die Betrachtung der Eigenschaften als Funktion der Frequenz in Abb. 20 zeigt, dass ab einer bestimmten Frequenz die Verluste des SMC-Materials geringer ausfallen als beim Elektroblech.

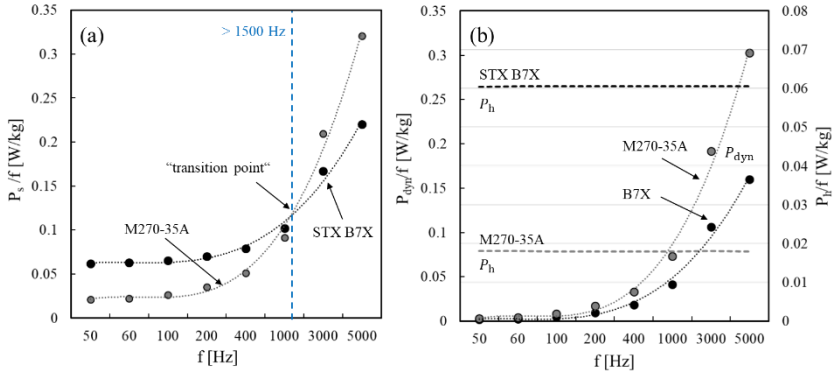


Abb. 20: Vergleich der magnetischen Eigenschaften von Elektroblech (M270-35A, Ringstapel) und SMC (STX B7X) im Wechselfeld (AC) mit (a) Gesamtverluste P_s , (b) Hystereseverlust P_h und dynamische Verluste P_{dyn} , 1 T, 50 - 5000 Hz.

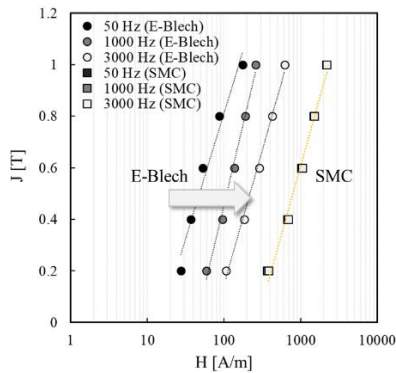


Abb. 21: Vergleich der Induktionsabnahme in Abhängigkeit der Frequenz beim Vergleich zwischen SMC (STX B7X) und Elektroblech (M270-35A), 0,2 bis 1,0 T, 50 bis 3000 Hz.

Man spricht hierbei vom Transition Point. Dies ist in Abhängigkeit der Vergleichsgüten ab Frequenzen von etwa 1 kHz bis 2.5 kHz der Fall [13]. Betrachtet man den Einfluss der Frequenz auf die Permeabilität wird durch den Einfluss des Skin Effekts und der verringerten Eindringtiefe (s. Kap. 1.1.4., S. 21) das effektive Volumen im Falle der Elektrobleche stark reduziert und es kommt zum Abfall der Induktion. Vergleicht man die Produktion von Elektroband mit der Herstellung von SMC-Werkstoffen, sind bei Elektroblechen eine größere Anzahl an Fertigungsschritten erforderlich [87, 90]. (1) Im ersten Schritt wird das Vormaterial in Form von Warmbandcoils in einem Beizschritt von Zunder befreit und durchläuft dann weitere Bäder (bspw. Schwefelsäure- und Neutralisationsbäder). (2) Im Kaltwalzvorgang wird das Coil im Folgenden von den etwa 2 - 3 mm Dicke, auf 0.2 - 0.65 mm gewalzt. Hierdurch entsteht eine walzbedingte Anisotropie im Blech, die sich letztendlich in drehwinkelabhängigen Betriebseigenschaften bemerkbar macht und zu elektromechanischer Unwucht führen kann. Daher werden die Elektroblechschnitte im späteren Blechpaket gezielt verdreht. Dies verkompliziert und verteuert aber auch den Prozess. (3) Daraufhin erfolgt eine Wärmebehandlung in Durchlauföfen (mehrere 100 m Länge) bei Temperaturen von bis zu 1150 °C, wobei unterschiedliche Temperaturzonen eine genaue Einstellung der magnetischen Eigenschaften erlauben. Schlussgeglühte Varianten weisen hierbei eine finale Wärmebehandlung unter bestmöglichem magnetischen Wirkungsgrad auf (erfolgt meist unter 100 % Wasserstoff), während Varianten mit der Bezeichnung semi-finished nach der Formgebung beim Kunden gegläht werden können und erst am Bauteil die optimalen magnetischen Eigenschaften eingestellt werden. (4) Nach der Wärmebehandlung wird eine Beschichtung des Blechs mit Lacken, die je nach Funktion und Anwendung noch keramische Füllstoffe enthalten, entsprechend DIN 10342 umgesetzt [85]. (5) Im letzten Schritt kommt es dann zur Adjustage, innerhalb derer das Band auf die erforderliche Anzahl und Breite der Coils zugeschnitten und aufgewickelt wird. Die Eigenschaften variieren in Abhängigkeit der Coilbreite, wobei der innere Bereich als Filetstück bezeichnet wird und die beste magnetische Performance bietet. (6) Das aufgewickelte Coil wird im nächsten Schritt auf die Rotor-/ bzw. Statorgeometrie zugeschnitten. Beim Stanzen sind Verschnittmengen von 40 % des Materialeinsatzes durch die kreisrunden Stator- und Rotorgeometrien zu berücksichtigen [84]. Verschiedene Schneidverfahren von

konventionellem Stanzen, Laserstrahl-/Wasserstrahl und der Funkenerosion sind möglich. Der Stanzvorgang ist die für Massenfertigungen wirtschaftlichste Variante, erzeugt aber eine Blechschädigung an der Kante unter Verringerung der magnetischen Performance (10 - 20 % höhere Gesamtverluste bei Ringbauteilen) [11, 94]. (7) Danach erfolgt der Paketierungsvorgang, die Stapelung der einzelnen Blechlagen zum Gesamtpaket. Werden die Bleche lagenweise mit einzelnen Nasen (Interlockings) [134, 135] in Aussparungen in der darunterliegenden Blechschicht gedrückt, spricht man vom Stanzpakettieren. Hier gibt es eine Vielzahl an Verbindungstechnologien zur Realisierung des Stacks. Grundsätzlich kommt es aber immer zur Schwächung und damit Reduktion der Kernperformance (bis zu 10 %) [136]. Andere Varianten sind das Klebepaketieren, bei dem unterschiedliche Technologien, wie Backlacke (warmvernetzte Epoxidharzsysteme) aber auch vollflächige oder punktuelle Klebesysteme zur Paketierung genutzt werden. Hier besteht der Vorteil, keine Probleme mit Durchkontaktierungen und Beschädigungen der Blechlagen zu erzeugen [137]. Deshalb zeigt dieses Verfahren große Potenziale für die Anwendung bei Traktionsmotoren. Der Stanzvorgang, unter Paketierung durch Verklebung kann auch in einem inline Prozess während des Stanzvorgangs erfolgen (Beispielsweise Compacore®). Auch das Schweißen der einzelnen Lagen ist unter einer Verringerung des Wirkungsgrads des Motors (Durchkontaktierung und damit höhere Wirbelstromverluste) möglich [138, 139]. Im späteren Prozess werden bei weiteren Fertigungsschritten wie dem Wickeln, dem Einpressen bzw. Einlegen in das Gehäuse oder dem Einpressen, Aufschrumpfen der Welle, weitere Belastungen auf den sensiblen Werkstoff ausgeübt und verringern die magnetischen Eigenschaften zusätzlich [140]. Hier sind neben den technologischen Einflüssen auf die Kernperformance auch wirtschaftliche Gesichtspunkte wie Investitionen in Anlagentechnologien zur Formgebung und Paketierung von E-Blech beim Vergleich mit SMC-Werkstoffen zu berücksichtigen (s. Kap. 1.3.4, S. 73). Im Folgenden sind in Tab. 6 und Tab. 7 die Vor- und Nachteile beider Materialarten aufgelistet.

Tab. 6: Vor- und Nachteile von SMC-Werkstoffen [22, 31, 87].

Vor- und Nachteile von SMC	
Höhere Einsatzfrequenzen möglich	Geringe Permeabilität
Endkonturnahe Herstellung	Poren, Verformungen, feine Kornstruktur → Hohe Hystereseverluste
Komplexe 3-dimensionale Geometrien	Beeinträchtigte Domänenstruktur
3-dimensionale Flussführung	Geringe Festigkeiten
Geringerer / kein Bearbeitungseffekt	Preis aktuell deutlich höher
Recyclingfähigkeit gegeben	Limitierte Bauteilgröße (max. Pressdruck)
Weniger Prozessschritte	Limitierte Bauteilhöhe (Pressdruckgradient)
Bessere Wärmeableitung (3D)	Toleranzen (< 0.1 mm in Pressrichtung, 0.02 - 0.03 senkrecht zur Pressrichtung)
Permeabilität konstant über Frequenz	Prozesstechnik / Werkstoff noch unbekannt
Neuartige Motorentypen	

Tab. 7: Vor- und Nachteile von Elektrolech [22, 31].

Vor- und Nachteile von Elektrolech	
Sehr hohes Anfangsdrehmoment möglich	Blechdicke und Si-Gehalt limitiert
Vollst. ausgeheilt, grobe Körner, hohe chem. Reinheit → Niedrige Hystereseverluste	Performanceverlust bei der Formgebung
Seit 100 Jahren optimierte Eigenschaften	Performanceverlust beim Paketieren
Hochfeste Varianten erhältlich	Flussführung eingeschränkt (2D)
Kosteneffizienteste Variante	Sensibler Werkstoff (z.B. Stanzkante)
Stanzprozess ideal für Massenfertigung	Schwer von Kupferwindungen zu lösen
Bauteilhöhe durch Stapelung umsetzbar	Vielzahl an Bearbeitungsschritten
Sehr hohe Genauigkeit in der Fertigung	Nur innerhalb der Lage gute Wärmeabfuhr
Massenfertigung / Prozesse bereits etabliert	Permeabilität stark frequenzabhängig
Neuartige Motorentypen	Auf „2D“ Motorentypen beschränkt

SMC bieten hier Vorteile in der einfachen Formgebung. Ausgenommen von den negativen Einflüssen auf die magnetischen Eigenschaften durch das Verpressen und dabei eingebrachten Kaltverformung, bewirken nachträgliche Bearbeitungsschritte (Schleifen, Fräsen, Drehen etc.) und das Handling (Bewicklung, Aufschumpfung etc.) kaum noch Performancebeeinträchtigungen. SMC werden grundsätzlich in Form von Ringproben magnetisch charakterisiert, die auf einfachem Wege durch Pressmatrizen hergestellt werden können. Dagegen sind Elektroleche in Form von

gestanzten Streifen oder Tafeln vorhanden, die in der Dimension so ausgelegt sind, dass keine nennenswerten Effekte durch den Stanzprozess resultieren. Vergleicht man Elektrobleche und SMC unter gleichen geometrischen Gesichtspunkten, also in Form von Ringen mit einer Stegbreite von 5 mm (z.B. $\varnothing_{\text{Außen}} 55 \text{ mm} / \varnothing_{\text{Innen}} 45 \text{ mm}$), nähern sich die magnetischen Eigenschaften weiter an [22]. Diese Stegbreiten entsprechen hierbei auch dem späteren Anwendungsfeld in einem automotiven Traktionsmotor und damit realistischen Verhältnissen. Zwar kann es auch bei der Bearbeitung von SMC mit anorganischer Beschichtung zur Durchkontaktierung unter Anstieg der Wirbelstromverluste kommen [126], dieser Effekt lässt sich aber oftmals durch eine simple Oberflächenbehandlung mittels schwacher Säuren wieder rückgängig machen. SMC sind im Prototypenbau kostenintensiver, da die schlechte Bearbeitbarkeit und das Herausarbeiten aus einfachen Ronden hohe Werkzeugkosten verursachen kann bzw. die Investition in ein Presswerkzeug nötig wird [28]. Hierfür bieten SMC-Hersteller spezielle Varianten mit verbesserter Bearbeitbarkeit an, die für die erste Prototypenherstellung konzipiert sind. Vor allem organisch gebundene SMC-Varianten, oder Kombinationen aus organischem Binder und anorganischer Beschichtung sind für eine nachträgliche Bearbeitung prädestiniert. Im Falle der Elektrobleche können im Prototypenbau günstige und flexible Trennprozesse (Laser-/ oder Wasserstrahlschneiden) eingesetzt werden. Zuletzt bieten SMC-Werkstoffe eine deutlich größere Recyclingfähigkeit als Blechwerkstoffe. Den Pulverwerkstoffe lassen sich sehr viel einfacher von den Kupferwicklungen trennen, die letztendlich einen größeren Materialrecyclingwert besitzen [28].

1.3 Traktionsmotoren

Im folgenden Kapitel wird das Anwendungsfeld von SMC-Werkstoffen näher beleuchtet. Hierzu werden im ersten Schritt in Kap. 1.3.1 grundlegende Kenntnisse zu den verschiedenen Elektromotortypen und deren Herstellung zusammengestellt. Im Weiteren werden in Kap. 1.3.2 Beispiele für Untersuchungen und Produkte, in denen SMC-Werkstoffe bereits Anwendungen finden, vorgestellt. So geht Kap. 1.3.3 auch auf erste etablierte Prototypen- und Motorkonzepte mit SMC-Kern ein. Zuletzt werden in Kap. 1.3.4 durch wirtschaftliche und technologische Fragestellungen zukünftige Potenziale von SMC-Werkstoffen in Traktionsmotoren diskutiert.

1.3.1 Grundlagen Motorentechnologie

Folgende Anforderungen sind an den elektrischen Traktionsmotor in automobilen Anwendungen zu stellen [141]:

- hohes Drehmoment und hohe Leistungsdichte
- breiter und konstanter Drehzahlbereich
- hohe Reaktionsdynamik
- hohe Effizienz
- hohe Zuverlässigkeit und Robustheit
- hohe Wirtschaftlichkeit
- Hohe Einsatzbreite bzw. Modularität

Die Komponenten des elektrifizierten Antriebsstrangs sind noch immer mit erheblichen Unwägbarkeiten behaftet. So befindet sich der Markt der Elektromotoren aktuell noch in einer Konsolidierungsphase, wodurch nicht garantiert ist, welcher Motorentyp sich durchsetzen wird. Elektromotoren lassen sich in elektrische Maschinen der Gleichstrom- und Wechselstromerregung unterscheiden. Gleichstrommaschinen finden aufgrund der geringen Leistungsdichte und Wirkungsgrade nur bei Anwendungen < 20 kW sinnvollen Einsatz als Traktionsmotor und werden daher in dieser Arbeit nicht näher beleuchtet [142]. Im Falle der Wechselstrommaschinen können weitere Unterteilungen in

Synchronmaschinen (SM) und Asynchronmaschinen (ASM) auch Induktionsmaschine genannt (IM), erfolgen. Wird die Fremderregung bei der Synchronmaschine nicht rein elektrisch umgesetzt, sondern über eine permanentmagnet-erregte Bauweise, spricht man von einer PMSM. Eine Sonderform der Synchronmaschine ist der geschaltete Reluktanzmotor (GRM). Jeder der Motorentypen zeigt seine Vor- und Nachteile beim Einsatz in Traktionsmotoren und als Motor mit SMC-Kernmaterial (siehe Tab. 8, S. 63).

Vergleich der Traktionsmotorkonzepte

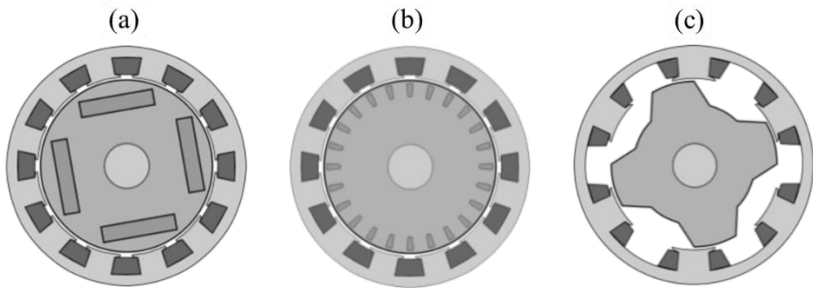


Abb. 22: Bauformen verschiedener Elektromotoren mit (a) Permanentmagnet-erregte Synchronmaschine, (b) Induktionsmaschine und (c) geschaltete Reluktanzmaschine [142].

Es gibt zusätzlich innerhalb der jeweiligen Motorentypen zahlreiche unterschiedliche topologische Ausführungen. Demnach können verschiedene Optionen der Flussführung wie z.B. axial, radial und transversal / longitudinal und/oder unterschiedliche Windungs- und Magnetkonfigurationen realisiert werden [143]. Während die meisten Motortypen auf Basis von Elektroböden als Kernmaterialien den magnetischen Fluss zweidimensional in Radialrichtung leiten, nutzen Axial- und Transversalflussmaschinen die dritte Dimension aus [144]. Derartige Maschinentypen haben eine aufwendigere Steuerelektronik, noch mangelnde technische Reife und der Herstellungsprozess bei Einsatz von Elektroböden setzt komplexe Füge- und Stanzvorgänge voraus, die das Produkt teuer machen. Jedoch sind Effizienz und Drehmomentdichte derartiger Ausführungen teilweise die höchsten. Der Fertigungsaufwand könnte beim Einsatz von SMC-Werkstoffen signifikant

reduziert werden. Im Folgenden sind die Vor- und Nachteile der genannten Motortypen in der Übersicht (Tab. 8) dargestellt.

Tab. 8: Übersicht verschiedener Motortypen unter Bewertung der Vor- und Nachteile zur Anwendung in Traktionsmotoren mit Synchronmaschine (SM), permanentmagneterregte Synchronmaschine (PMSM), Asynchronmaschine (ASM) und geschaltetem Reluktanzmotor (GRM) [87].

Eigenschaft	SM	PMSM	ASM	GRM
Leistungsdichte	0	++	+	+
Wirkungsgrad	+	++	0	+
Max. Drehzahl	+	++	++	++
Geräusch	+	++	+	--
Zuverlässigkeit	+	+	++	++
Maschinenkosten	-	-	+	++
Gesamtsystemkosten	0	0	++	+
Stand der Technik	--	++	++	0
Regel-/ Steuerbarkeit	+	+	0	+

Legende: ++ = sehr gut, + = gut, 0 = neutral, - = schlecht, -- = sehr schlecht

Gegenwärtig werden vorwiegend Asynchronmaschinen sowie fremd- und permanenterregte Synchronmaschinen in Elektrofahrzeugen eingesetzt [141]. Die PMSM-Maschine ist gegenwärtig in den meisten Fahrzeugtypen als Unterstützung im Hybridmotor im Einsatz. Es zeigt sich auch, dass die technologischen Entwicklungen in den letzten Jahrzehnten (nach 1990) vermehrt auf die permanentmagneterregten Synchronmaschinen fokussiert wurden [145]. Grund ist die höhere Effizienz eines PM-Systems, selbst unter Teillast oder niedrigen Drehzahlbereichen. Angesichts der hohen Kostensteigerungen für Permanentmagnete werden größere E-Motoren (für EV / PHEV) aber tendenziell in Form elektrisch erregter Maschinen ausgelegt [3]. Die Forderung an Traktionsantriebe nach geringem Bauraumbedarf mit gleich-

zeitig hoher Leistungsdichte führt dabei zu immer höheren Betriebsfrequenzen. Dies lässt den Anteil der Eisenverluste an den Gesamtverlusten in Elektromotoren immer größer werden und den Anteil der Kupferverluste erreichen [28]. Ein Lösungsansatz ergibt sich in der Umsetzung höherer Polzahlen [77]. Neben den hier in der Arbeit relevanten Eisenverlusten im eigentlichen Kernmaterial (s. Kap. 1.1.4), treten noch Kupferverluste in den Windungen des Motors, als auch Reib- und Wärmeverluste auf. Der Wirkungsgrad η eines Elektromotors ergibt sich durch den Quotienten aus mechanischer Ausgangsleistung $P_{\text{mech_out}}$ und eingebrachter elektrischer Leistung $P_{\text{el_in}}$. Letztere setzt sich zusammen aus Ausgangsleistung und den Leistungsverlusten P_{loss} .

$$\eta = \frac{P_{\text{mech_out}}}{P_{\text{el_in}}} = \frac{P_{\text{mech_out}}}{P_{\text{mech_out}} + P_{\text{loss}}}. \quad (1.32)$$

Der Anteil an Kupferverlusten kann hierbei einen großen Anteil von 16 - bis 62 % (Abb. 23) einnehmen und dominiert vor allem bei der Induktionsmaschine [36]. Kupferverluste dominieren außerdem bei großen und langsam drehenden Motoren. Dagegen nehmen die mechanischen Verluste aufgrund von Reibung bei größeren Drehzahlen zu und die Eisenverluste gewinnen durch die häufigen Ummagnetisierungsvorgänge an Bedeutung.

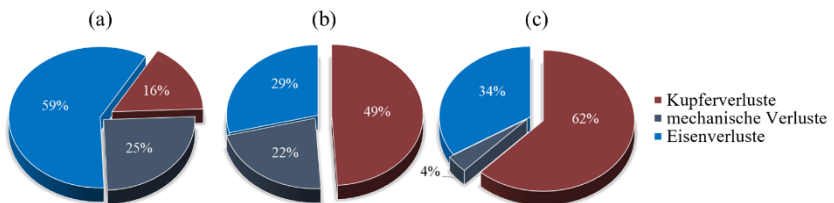


Abb. 23: Vergleich Verlustanteile unterteilt in Kupferverluste, mechanische Verluste und Eisenverluste bei verschiedenen Motortypen (a) PMSM mit 110 kW (51.000 rpm) (b) permanent-magnetterregter Handmotor (36.000 rpm) und (c) 11 kW Induktionsmaschine (1.470 rpm) [36].

Beim J - H -Verlauf ist es entscheidend, einen guten Kompromiss aus ohmschen Windungsverlusten (effiziente Stromauslegung) und dem Volumen und

Gewicht des Kernmaterials (effiziente Materialauswahl) zu erreichen (s. Abb. 24) [55]. Je höher die maximale Sättigungspolarisation des Kernmaterials, desto deutlicher können elektrische Maschinen in Größe und Gewicht reduziert und höhere Leistungsdichten erreicht werden. Auch vergrößert sich hierdurch der nutzbare Arbeitsbereich eines Werkstoffes. Um verschiedene Materialien besser vergleichen zu können, führt Krings et al. [55] einen *engl.* Loss-to-Squared-Flux-Density (PB2) Factor ein, der einen Vergleich unterschiedlicher Werkstoffklassen (CoFe, FeSi, FeNi und SMC) ermöglichen soll, aber den Einfluss des Motorkonzepts vernachlässigt.

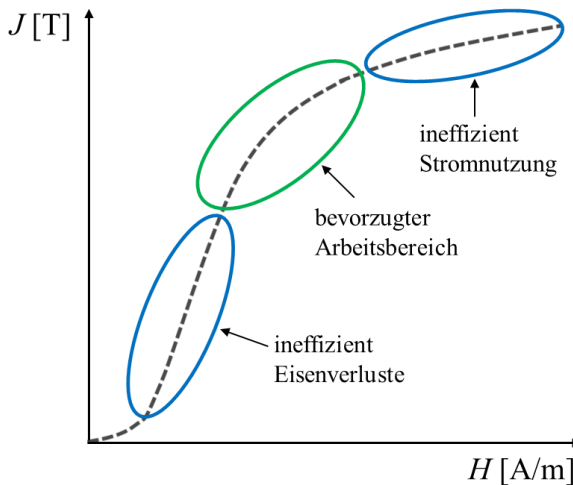


Abb. 24: Darstellung des optimalen Arbeitsbereichs (grün) und ineffizienter Bereiche (blau) des Kernmaterials bezogen auf den Neukurvenverlauf, nach [55].

1.3.2 SMC in Traktionsmotoren

In Abb. 25 sind einige Vorteile beim Einsatz von SMC-Werkstoffen im Vergleich zu Elektroblechen dargestellt. Es zeigt sich wie stark die geometrischen Einschränkungen beim Einsatz gestapelter weichmagnetischer Kernmaterialien die Geometrien limitieren. Demnach sind durch SMC-Werkstoffe Themen wie variable Zahnhöhen in Abb. 25 (1a + 2a), Radien und kreisförmige Führungen von Windungen in Abb. 25 (1b + 2b) und eine deutliche Reduktion der Anzahl an Motorkomponenten in Abb. 25 (1c + 2c) möglich.

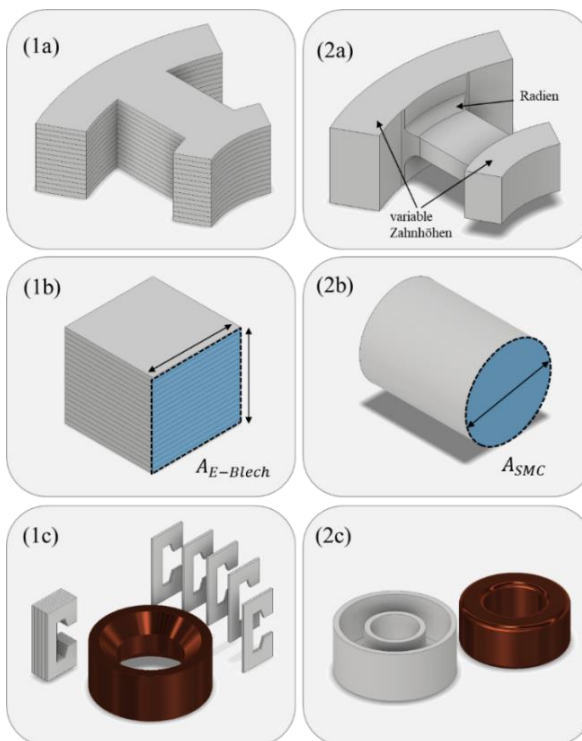


Abb. 25: Vergleich beispielhafter geometrischer Freiheiten von SMC-Werkstoffen gegenüber Elektroblechen mit (1a) + (2a) der Möglichkeit variable Zahnhöhen und zusätzliche Radien einzubringen (1b) + (2b) in Flussrichtung auch kreisförmige Flussführungen zu erlauben, die einfach bewickelt werden können und (1c) + (2c) eine deutliche Verringerung an der Anzahl an Einzelkomponenten zu erlauben.

Permanentmagneterregte Maschinen und Transversalflussmaschinen

Einer der großen Nachteile von SMC-Werkstoffen ergibt sich in der geringen Permeabilität (SMC: $\sim 500 - 700$, E-Blech: $\sim 5.000 - 15.000$) verursacht durch den höheren Anteil an Poren, Korn- und Partikelgrenzen, als auch die vorhandenen plastischen Deformationen. Dieser Umstand wird häufig als erstes Kriterium betrachtet, den Einsatz von SMC-Materialien in Motorapplikationen nicht in Erwägung zu ziehen. In diesem Zusammenhang zeigt Schoppa et al. [13, 22] in seinen Arbeiten, welchen Einfluss der Luftspalt in der späteren Motoranwendung auf die Auswahl des Magnetmaterials mit dem Fokus auf die Permeabilität tatsächlich besitzt. Es zeigt sich, dass gerade bei Transversalflussmaschinen und permanentmagneterregten Motorkonzepten der Luftspalt wesentlich größer ist, als es bei Asynchronmaschinen der Fall ist. Dadurch nimmt dort die Signifikanz beim Kriterium Permeabilität des Kernmaterials keinen großen Stellenwert ein. Dies wird durch nachfolgende Gleichung und einem Luftspalt von 1 mm deutlich [13, 95].

$$\mu^* = \frac{1}{\frac{1}{\mu_r} + \frac{l_{\text{Luftspalt}}}{l_{\text{Kern}}}} \quad (1.33)$$

Relative Permeabilität
ohne Luftspalt

$$\mu_{r, \text{E-Blech}} = 5000$$

$$\mu_{r, \text{SMC}} = 500$$

Relative Permeabilität
mit 1 mm Luftspalt (nach Gl.33)

$$\rightarrow \mu_{\text{E-Blech}}^* = 98$$

$$\rightarrow \mu_{\text{SMC}}^* = 83$$

Demnach besitzen bei Vorhandensein eines Luftspalts von 1 mm SMC und E-Bleche vergleichbare (E-Blech: $\mu_r = 98$, SMC: $\mu_r = 83$) Anwendungseigenschaften. Gerade bei Vorhandensein von Permanentmagneten, die einen sehr großen Einfluss auf die Reluktanz des Motorsystems bewirken, wird der negative Einfluss der geringeren Permeabilität des SMC-Materials nach Aussage mehrerer Arbeiten abgemildert [133, 146, 147]. Bei der Reluktanz handelt es sich um einen magnetischen Widerstand, der analog zum elektrischen Widerstand, als Proportionalitätsfaktor zwischen Spannung und magnetischem Fluss wirkt. Am Beispiel eines Motors für Sportanwendungen, der an jedem

Rad einen Axialflussmotor aufweist und ein Maximaldrehmoment von 360 Nm und Drehzahlen von 3600 rpm (300 Hz) ermöglicht, erreicht die Maschine mit SMC-Kern (Höganäs, 3P) eine Effizienz von über 95 %. Auch Hamler et al. [14] untersucht eine PMSM-Maschine im direkten Vergleich zwischen SMC und Elektroblech. Er kommt zum Ergebnis, dass sofern das Motordesign auf die Anforderungen eines SMC-Kerns maßgeschneidert wird: (1) Verringerung der magnetischen Weglänge (z.B. durch Radien, geringeren Luftspalt), (2) Vergrößerung des magnetisch wirksamen Querschnitts (z.B. variable Zahnhöhen), (3) Vermeidung lokaler Sättigungsspitzen (z.B. variable Querschnitte, Radien etc.) und (4) Ausnutzung der dreidimensionalen Flussführung (z.B. weniger Einzelkomponenten), die schlechteren magnetischen Eigenschaften von SMC-Werkstoffen kompensiert werden können (s. Abb. 25, S. 66). Zum Einsatz kam Somaloy 500 im Stator (bei 600 MPa kompaktiert, 200 °C Wärmebehandlung) im Vergleich eines Elektroblechs mit 0.75 mm Dicke. Großes Potenzial erkannte der Autor in der Verringerung der magnetischen Weglänge durch Formänderung des Kerns und der Verringerung des Luftspalts zwischen Rotor und Stator durch komplexere, abgerundete Geometrien. Dadurch konnten lokale Polarisierungsspitzen effektiv vermieden werden. Auch die Kosten der beiden Motorkonzepte konnten am Ende als gleichwertig angesehen werden [14]. Kim et al. [148] vergleichen Somaloy 700 3P mit einem PN470 – 50A (Hersteller Posco) bei einer permanentmagneterregten Axialflussmaschine (AFPMs) und einem Drehzahlbereich von 2000 - 16.000 rpm. Bereits bei 4.000 rpm zeigt der geteilte SMC-Kern eine höhere Effizienz, wobei das Drehmoment nur leicht verringert ist. Es zeigte sich auch, dass trotz der geringeren thermischen Leitfähigkeit des SMC-Materials (SMC: 25 W/m·K, E-Blech (Lage): 33 W/m·K) keine signifikant höhere Kerntemperatur erreicht wurde. Als Grund wurden die geringeren Verluste des SMC-Kerns genannt. Da ein Großteil der Verluste bei der PMSM im Stator entstehen und hier eine effektive Abwärme über das Gehäuse erforderlich ist, muss die geringere thermische Leitfähigkeit beachtet werden. Denn während Elektrobleche über einen Pressverbund in das Gehäuse gepresst werden können und hierdurch einen guten Wärmeübergang ermöglichen, ist dies bei SMC durch die geringe Zähigkeit nicht möglich. Auch Guo et al. [149] ist der Meinung, dass die Vorteile der SMC-Materialien durch weitere Forschungen die

Nachteile überwiegen werden und ein besseres Verständnis der Materialeigenschaften, neuartige Motorgeometrien und Produktionstechniken den Einsatz in Traktionsmotoren ermöglichen werden. Der Trend geht dabei in Richtung effizienter PMSM, die als zusätzliches Feature eine variable Drehzahlkontrolle aufweisen. Hier können SMC die Stärken ausspielen und die Auslegung von Motoren bei höheren Frequenzen ermöglichen, ohne hierfür ein zusätzliches Steuergerät zu benötigen. Da die Stärke einer PMSM-Maschine bei niedrigeren Frequenzen liegt, könnten SMC hier möglicherweise den Nachteil zur Induktionsmaschine verringern. Auch eine 3-Phasen-Transversalflussmaschine, eine PM-Axialflussmaschine (AFPMS) und ein SMC-Linearmotor wurde sehr erfolgreich untersucht und zeigen neue Innovationspotenziale für zukünftige elektromobile Anwendungsfelder [56, 133]. Demnach können bei Sichtung der aktuellen Forschungen, SMC-Werkstoffe bei gleichzeitigem Einsatz von Permanentmagneten (hohe Reluktanz) eine möglicherweise gute Alternative in zukünftigen Traktionsmotoranwendungen sein.

Asynchronmaschine (Induktionsmaschinen)

In einer Arbeit von Morimoto et al. [145, 150] wird ein neuartiger 750 W Induktionsmotor im direkten Vergleich zwischen SMC und Elektroblech (Güte M800 - 50A) unter gleichem geometrischen Aufbau vorgestellt. Dabei wird auf die Wichtigkeit des Filters und der leistungselektronischen Interaktion des Kernmaterials mit höherharmonischen Zuständen eingegangen (s. Kap. 1.1.4, S. 23). Das SMC-Material zeigt hier konkurrenzfähige Eigenschaften und eine bessere Performance ab einem Frequenzbereich von 194 Hz (unter Berücksichtigung harmonischer Anteile) und ab 104 Hz (unter Einsatz eines Filters). In einer nachfolgenden Arbeit geht Morimoto et al. [145] auf die limitierte Bauteilgröße von SMC-Werkstoffen ein. Er unterteilt daher die Motor-komponenten in einzelne Kernteile, wie es im Falle von permanentmagnet-erregten Systemen üblicher ist und wendet dieses Prinzip an einer Induktionsmaschine unter optimierter Bewicklung an. Durch die Verwendung eines dreidimensionalen SMC-Aufbaus, mit einzelnen Segmenten, kann die Effizienz um 3.9 % erhöht und gleichzeitig 5 % mehr Ausgangsleistung erreicht werden. Nach Aussage von Hultmann et al. [146] ist es dagegen sehr schwierig, SMC-

Werkstoffe in konventionellen Universalmotoren (wie z.B. Kleinstmotoren auf Basis einer Induktionsmaschine) zu kommerzialisieren. Zum einen, weil die Frequenzen dort meist sehr niedrig sind und es erlauben auch sehr dicke Blechpakete einzusetzen. Außerdem ist die Reluktanz des magnetischen Kreises in solchen Anwendungen gering, da es bestehen nur geringe Luftspaltanteile und es sind keine unterstützenden Permanentmagnete vorhanden. Hier können SMC durch ihre geringe Permeabilität keine guten Flussführungen erlauben und nur durch ein größeres Kernmaterialvolumen (komplexere Geometrien) kann dieser Effekt reduziert werden. Gleiches lassen die Merkmale in Kap. 1.3.1 im Falle der Induktionsmaschine vermuten. Durch den hohen Anteil an Kupferverlusten bei diesem Motorentyp sind durch die geringe Permeabilität bei Wahl eines SMC-Kerns noch höhere Ströme erforderlich (s. Abb. 24, S. 65). Auch ist es hier schwieriger, die hohen Anforderungen an die Toleranzen des möglichst geringen Luftspalts zu erreichen. Gestanzte Elektrobleche können mit hohen Genauigkeiten ($\pm 10 - 15 \mu\text{m}$) gefertigt werden, während SMC durch den pulvermetallurgischen Herstellungsprozess stets ein leichtes Ausbauchen des Bauteils (durch den Spannungszustand im Werkzeug) quer zur Pressrichtung aufweisen. Bei der Induktionsmaschine sind jedoch zur Verringerung der Kupferverluste mögliche Potenziale durch neuartige SMC-Kerngeometrien (Abb. 25) zu erschließen. Dies wäre z.B. durch effizientere Bewicklungs- und Entwärmungskonzepte möglich, die 3-dimensionale Wärmeleitfähigkeit oder komplexere Geometrien nutzen und so neue Innovationspotenziale bieten.

Hochgeschwindigkeitsmotoren (Induktionsmaschinen)

Morimoto et al. [56] sieht in der Verwendung von SMC-Werkstoffen die Chance neue Innovationen im Feld der Hochfrequenz Induktionsmotoren zu erzeugen. Hier sind die Anforderungen definiert durch: kleiner Bauraumbedarf, größere Leistungs- und Drehmomentdichte, kleineres Anfangsmoment, schnelleres dynamisches Ansprechverhalten und direkte Verbindung mit anderen mechanischen Komponenten (ohne Getriebe). Hier können SMC-Materialien die Vorteile der komplexen Geometrie und den exzellenten Hochfrequenzeigenschaften ausspielen, ohne dass die geringere Permeabilität und

damit geringeres Drehmoment, bei diesem Motortyp große Nachteile mit sich bringen. Schwierigkeiten sieht Gerada et al. [7] aber durch die enorm hohen Umdrehungszahlen und damit in Verbindung stehenden mechanischen Belastungen. Aus diesem Grund ist im Bereich der hochdrehenden Motoren die Festigkeit des Werkstoffs ein entscheidendes Eigenschaftskriterium. Neben konventionellen Elektroblechen kommen hier deshalb auch hochfeste CoFe-Werkstoffe zum Einsatz (siehe Tab. 3). Die Festigkeitsanforderungen (Streckgrenzen) liegen im Bereich von 200 - 900 MPa und es treten Umdrehungszahlen zwischen 10.000 und 100.000 rpm auf. Die tangentialen Kräfte im Rotor sind durch folgende Gleichung definiert [151]

$$\sigma_t \propto \rho v^2 . \quad (1.34)$$

Hier ist σ_t die tangentielle Spannung, ρ die Dichte und v^2 die tangentielle Geschwindigkeit. Bei einer Streckgrenze von 450 MPa und einer Dichte von 8.1 g/cm³ ergeben sich damit Geschwindigkeiten von 235 m/s und Umdrehungszahlen von 3.000 rpm (\varnothing 1,5 m) bzw. 44.800 rpm (\varnothing 0.1 m). Aufgrund der geringen Festigkeiten von SMC (s. Abb. 13, S. 49) müssten entsprechende Hochgeschwindigkeitsanwendungen in möglichst kompakter Bauweise ausgelegt sein, um das Auftreten von tangentialen Spannungen σ_t zu reduzieren. Die maximalen Festigkeiten von SMC liegen aktuell, bezogen auf die industrielle Verfügbarkeit, im Bereich von maximal 150 MPa in der Biegefestigkeit (s. Abb. 13, S. 49).

Klauenpolmaschine

Eine alternative Anwendung zeigte sich im Einsatz von SMC in Klauenpolmaschinen. Aufgrund der dreidimensionalen Geometrie des Magnetflusses ist die Klauenpolmaschine nur unter größtem Aufwand durch Elektrobleche realisierbar. Außerdem wären hier nur sehr geringe Motorgrößen und geringe Drehzahlen möglich, da das massive Auftreten von Wirbelstromverlusten limitierend wäre [149]. Hier erlaubt die Verwendung von SMC-Werkstoffen andere Größenordnungen von Klauenpolmaschinen. Insgesamt konnte so bei einem drei-Phasen Klauenpolmotor (300 Hz, 560 W) mit Somaloy 500 und

Nd-Fe-B Magneten eine Effizienz von 80 % erreicht werden. Diese Effizienz wurde auch bei Verwendung von E-Blech erzielt. Bei Einsatz noch höherer Frequenzen (650 Hz) konnte das SMC-Material seine Vorteile zeigen und mit E-Blechsorten hoher Güte mithalten. Sowohl die Erwärmung des Kernmaterials als auch die mechanische Vibrationsentwicklung wurden untersucht und konnten durch eine sinnvolle Auslegung problemlos vermieden werden [133]. Auch eine Hochgeschwindigkeits-Klauenpolmaschine ist mittels SMC realisierbar und bietet abseits von Anwendungen als Traktionsmotor neue Möglichkeiten in der Effizienzsteigerung und Produktinnovation [56].

1.3.3 Etablierte Produkte

Beispiele in denen SMC-Werkstoffe bereits industrielle Anwendung finden, sind in der Produktlinie DYNAX der Compact Dynamics GmbH zu finden. Hier werden SMC in einer Transversalflussmaschine im Leistungsbereich zwischen 25 und 40 kW, einem Drehmoment von 80 Nm und Drehzahlen von 10.000 rpm eingesetzt. Aufgrund des geringen Bauraumbedarfs und Gewichts (14 kg Motorgesamtgewicht) ist der Motor ideal für kleine elektrische Fahrzeuge und Generatoren in Hybridanwendungen geeignet [13]. Die Leistungselektronik liegt im Gehäuse bereits integriert vor. Im Bereich des Rennsports ist der schwedische Autohersteller Koenigsegg mit dem Model Regera zur Unterstützung eines V8-Motors mit Elektromotoren als weiterer Anwender zu nennen. Hier kommen extrem kompakte Axialflussmaschinen des Herstellers YASA Motors Ltd. zum Einsatz, die auf Grundlage von Somaloy 5P Kernmaterialien aufbauen. Die 5P-Materialien von Somaloy sind auf niedrige Verluste hin entwickelt (Tab. 5, S. 51). Die Verarbeitung der SMC-Komponenten übernahm dabei SG-Technologies (s. Kap. 1.2.3). Durch die niedrigen Verluste der 5P-Komponenten ist eine Anwendung im Rennsportbereich unter hohen Drehzahlen realisierbar. Weitere Einsatzgebiete sind in E-Bike Anwendungen zu finden. So setzt die Miba AG, ein strategischer Partner im Bereich von Elektromobilitätslösungen, bereits in Demofahrzeugen Motoren auf Basis von SMC-Pulverpressteilen ein und kann dadurch weitere Leistungssteigerungen ermöglichen. Auch die Höganäs AB hat sich zusammen

mit dem Batteriehersteller AllCell Batteries im Markt der E-Bike-Antriebe etabliert. Hier kommt seit 2012 eine Systemlösung beider Hersteller zum Einsatz. Nach Maeda et al. [23] ist ein typischer Frequenzbereich von Elektromotoren bei 100 Hz - 1 kHz und Polarisierungen von bis zu 1.0 T. In Zukunft sollen die Anforderungen auf einige Zehntausend Hertz ansteigen und könnten damit die Verbreitung von industriellen Produkten mit SMC-Kernmaterialien weiter beschleunigen.



Abb. 26: Beispiel für den industriellen Einsatz von SMC-Werkstoffen in einer Transversalflussmaschine des Herstellers Compact Dynamics (Typ DYNAX 60i).

1.3.4 Wirtschaftliche Gesichtspunkte

Die bereits in der Einleitung dargestellte massive Wertschöpfungsveränderung beim Wandel von Verbrennungsmotorentechnologien hin zu elektromobilen Antriebskonzepten bewirkt neuartige wirtschaftliche Impulse. So kommt es durch die zusätzlichen und ersetzten Komponenten zu einer durchschnittlichen Preiserhöhung in der Herstellung des Gesamtfahrzeuges von etwa 10.000 Euro (s. auch Abb. 27). Zusätzliche Kosten ergeben sich vorwiegend durch die Batterie (5.000 Euro) aber auch der Elektromotor (1.300 Euro) mit dazugehöriger Leistungselektronik (800 Euro) und dem Thermomanagement (120 Euro) beeinflusst die Gesamtkosten des Fahrzeuges entscheidend [2]. Um den Einsatz elektrifizierter Fahrzeuge unter den erhöhten automobilen Anforderungen zu erfüllen, müssen die Produktionstechniken weiterentwickelt

werden. Es wird angenommen, dass bis 2025 allein im Bereich der Elektromotoren eine Verringerung der Herstellungskosten um 40 % von 1.280 Euro auf 800 Euro erreicht werden kann und sich das Marktvolumen von Elektromotoren um 825 Mio. Euro erhöhen wird [2]. Aufgrund dem Bestreben niedrigste Energieperformance Standards zu erreichen bewegt sich der Elektromotormarkt auf Premium IE/3 und Super - Premium/IE4 zu [19]. Aktuell befindet sich der Markt der Elektromotoren in einer Konsolidierungsphase, die mit fortschreitendem Verlauf zunehmend konstante Strukturen herausbilden wird. Dies geschieht zum einen in der Anzahl an Produzenten als auch in Bezug auf die Produkttechnologien und E-Motor-Konzepte [3]. Wie in einer Studie des Instituts für Kraftfahrzeuge (ika) der RWTH Aachen deutlich wird, werden die Kosten zur Herstellung von Elektromotoren bis 2030 von aktuell etwa 16 Euro / kW auf 10 Euro / kW sinken. Dies ist vor allem durch Skaleneffekte zu erklären, die mit der zunehmenden Elektrifizierung einhergehen. Auch neue Produktionstechnologien (neue Wickelverfahren mit höheren Füllfaktoren und Montageprozesse) und die höhere Automatisierung gehen hier mit ein. Die Preise für eine Asynchronmaschine sind hierbei niedriger als die für einen permanentmagneterregten Synchronmotor. So kann für eine ASM je nach Leistungsklasse zwischen 450 und 3.000 Euro kalkuliert werden [87]. Der Marktpreis für einen permanentmagneterregten Synchronmotor liegt dagegen bei 1.100 bis 6.000 Euro. Der Hauptgrund für den Preisunterschied sind die kostenintensiven Permanentmagnete. Die gesamten Magnetkosten für den Einsatz der Magnete in 30 bis 60 kW-Motoren liegen zwischen 400 und 850 Euro [87]. Eine andere Quelle geht von 70 - 120 Euro / kg aus [152]. Betrachtet man die Wertschöpfung im Gesamtmotor, nimmt die Produktion des Blechpakets bei einer permanentmagneterregten Synchronmaschine etwa 10 % der Gesamtkosten des Motors ein, 50 % die Montage von Stator und Rotor [2] (Abb. 27). Bei einem Elektroantrieb in der Hybridausführung kommen etwa 200 - 400 g NO-Elektroband je Kilowatt zum Einsatz [87]. Kampker et al. [87] vergleicht die Kosten verschiedener Motorkonzepte in der Nennleistungsklasse von 30 kW (Spitzenleistung 45 kW), wie sie in voll-elektrischen Kleinwägen zum Einsatz kommen. Bei einem ASM-Motor kommen je nach Stückzahl (Annahmebereich 2.000 - 100.000) Kosten von 120 - 196 Euro für die Blechpakete auf [87]. Bei einer PMSM Maschine sind es dagegen 59 - 131 Euro [87]. Bei großen Stückzahlen (100.000) kostet die

Rotorherstellung bei ASM 68 Euro und 196 Euro bei der PMSM. Bei letzterer ergeben sich hier kaum Kostensenkungspotenziale, da die Hartmagnete preisbestimmend für ein Upscaling sind. Insgesamt bewegen sich die Kosten der Motoren zwischen 1.600 bzw. 1.480 und 480 bzw. 530 Euro je Stückzahl (2.000 - 100.000). Das Blechpaket hat hier einen Kostenanteil von 12 - 25 % (ASM) und 9 - 11 % (PMSM) an den Gesamtkosten. Bei höheren Leistungsklassen können die Materialkosten zur Herstellung eines Elektromotoren aber auch bis zu 50 % der Gesamtkosten betragen [2]. Je nach Motorenkonzept nimmt hier der Stator oder der Rotor den höchsten Kostenfaktor ein. Eine beispielhafte Kostenzusammensetzung ist für eine PMSM-Maschine in Abb. 27 gegeben. Darüber hinaus werden für die Produktion eines Vollhybridmotors ca. 2 kg Kupfer benötigt. In einem 67-kW-Elektromotor finden ca. 7 kg Kupfer Anwendung [153]. Die Kosten pro kg Kupfer liegen bei 6 - 7 Euro. Der Preis für die Lackisolierung beträgt 1 - 2 Euro/kg [87].

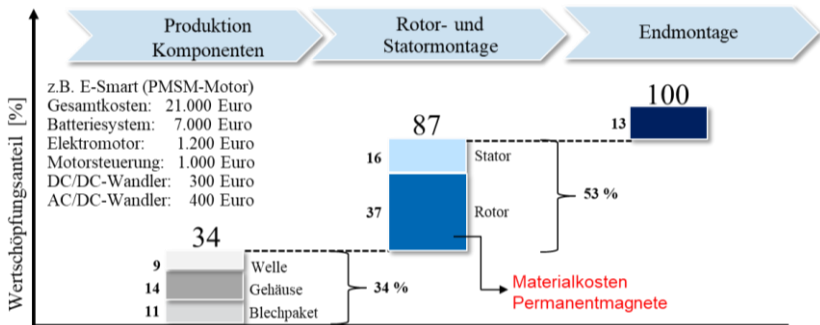


Abb. 27: Kostenkalkulation bei der Herstellung einer PMSM bezogen auf eine Produktion von 100.000 Stück, schematische Darstellung nach [87].

Die Massenfertigung von Elektroblechen ist extrem effizient und führt trotz Verschnittanteil und Nachbearbeitungsschritten zu geringen Materialkosten. So belaufen sich die Kosten von SMC-Pulvern auf etwa 0,6 - 1,05 Euro/kg, während man bei Elektroblechen im groben Bereich und unter vergleichbarer magnetischer Performance bei einem Preis von 0,37 - 0,81 Euro/kg liegt ([14,

152] und Herstelleraussagen). Beispielsweise wird in einer Quelle der Preis für 1 kg Somaloy 500 auf 1.28 Euro/kg beziffert [132]. Natürlich sind in diesen Quantifizierungen Themen wie Stückzahl, Geometrie und erforderliche Pressdrücke nicht berücksichtigt. Wie in einer Arbeit von Liu et al. [132] dargestellt, kann es aus wirtschaftlichen Gründen sinnvoll sein geringere Pressdrücke und Dichten bei der SMC-Synthese einzusetzen. So wird hier eine Axialflussmaschine unter wirtschaftlichem Fokus vorgestellt. Neben günstigen Ferriten wird das Kernmaterial (SMC-Werkstoff Somaloy 500) bei niedrigen Pressdrücken verarbeitet. Dadurch wird nur eine Dichte von 5.8 g/cm^3 erreicht, die Herstellung ist aber sehr günstig und schnell (mehr Teile pro Stunde und höhere Produktivität). Hierzu soll auf Abb. 28 verwiesen werden, die den Zusammenhang aus Produktivität und Kosten bei unterschiedlichem Pressdruck / Anlagengröße aufzeigt [32].

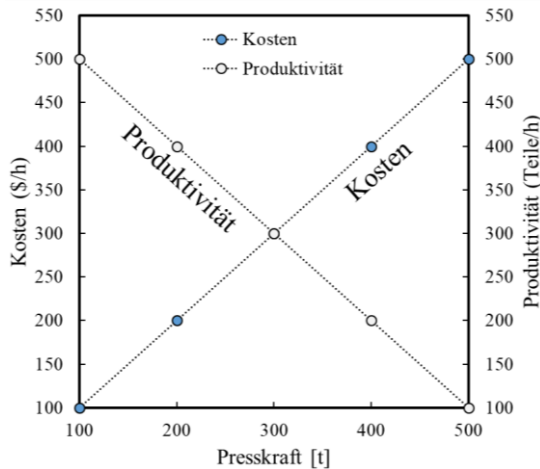


Abb. 28: Zusammenhang zwischen Produktivität und Kosten bei der Herstellung von SMC-Bauteilen in Abhängigkeit der eingesetzten Presskraft bzw. der Größe der Presse in Tonnen [132, 154].

Demnach können wie bereits in Kap. 1.2.2 (S. 38) dargestellt, größere Pressen höhere Dichten erreichen. Dies erfolgt jedoch zu Lasten der Produktivität. Kleinere Pressen zeigen dagegen eine hohe Produktivität, aber geringere erreichbare Dichte ($< 7.0 \text{ g/cm}^3$). Lei Gang et al. [155] untersucht die Anwendung von SMC in einer Transversalflussmaschine und führt des Weiteren eine Kostenanalyse in Abhängigkeit des Pressdrucks analog zu Abb. 28 durch. Die beste Performance wird hier bei sehr geringen Pressdrücken von 100 Tonnen und geringerer Dichte 6.62 g/cm^3 simulativ berechnet. Sofern Permanentmagnete im Elektromotor erforderlich sind, nehmen diese den signifikanten Kostenanteil ein. Im Falle einer Klauenpolmaschine sind die Materialkosten der Permanentmagnete ~ 30 -fach höher und auch hier können SMC bei der Wahl von Somaloy 500 geringere Materialkosten bewirken als beim Einsatz von E-Blech [155]. Unter Anbetracht der genannten Vorteile ist es wichtig, die SMC-Werkstoffe hinsichtlich mechanischer und magnetischer Performance und ihrer Wirtschaftlichkeit weiterzuentwickeln. Der entscheidende Kostenfaktor bei Elektromotoren ist durch die Permanentmagnete gegeben. Als weiterer großer Kostenfaktor ergibt sich dann die Rotor- und Statormontage (Abb. 27), welche beim Einsatz von SMC weiter reduziert werden könnte. Insgesamt wird durch die aktuellen Entwicklungen in der Automobilindustrie der Innovationsdruck an effizienteren Systemen weiter intensiviert und dadurch auch das Interesse an alternativen Kernmaterialien wie den SMC-Werkstoffen stärker in den Fokus treten.

2 Experimentelle Durchführung

In diesem Kapitel werden die experimentellen Methoden, die innerhalb dieser Arbeit Anwendung fanden, vorgestellt. Beginnend mit einer kurzen Übersicht der Versuche in Kap. 2.1 erfolgt in Kap. 2.2 eine detaillierte Beschreibung des Synthesevorgangs (Ausgangsmaterial, Kompaktierung und Wärmebehandlung). Im Folgenden werden die verschiedenen Analyseverfahren und Charakterisierungsmethoden vorgestellt. Beginnend mit der Gefügecharakterisierung (metallographische Präparation, Lichtmikroskopie und EBSD-Analytik) in Kap. 2.3 werden die magnetische Analysemethodik in Kap. 2.4 und die elektrische Analysemethodik in Kap. 2.5 beschrieben. Abschließend erfolgt eine kurze Fehlerbetrachtung in Kap. 2.6.

2.1 Versuchsübersicht

Die innerhalb der vorliegenden Arbeit durchgeführten Untersuchungen werden entsprechend der einzelnen Prozessschritte der SMC-Synthese dargestellt. Demnach sind die Untersuchungen im Ergebnisteil in die Punkte (1) Ausgangsmaterialien, (2) Kompaktierung und der (3) Wärmebehandlung unterteilt. Gleiches gilt für die experimentelle Durchführung in diesem Abschnitt.

2.1.1 Ausgangsmaterialien

Die Untersuchungen wurden mit den Pulvervarianten des Herstellers Hoeganaes Corporation (USA) durchgeführt. Die SMC-Pulver mit der Handelsbezeichnung AncorLam sind im Grundlagenteil ausführlich beschrieben (s. Kap. 1.2.3, S. 48) und basieren auf dem Werkstoff Ancorsteel 1000C in Tab. 9. Insgesamt wurden zwei der AncorLam Varianten in größerem Umfang für Untersuchungen eingesetzt. Das Standardmaterial AncorLam und die etwas gröbere Partikelgrößenverteilung von AncorLam O/S. Grundsätzlich basieren beide Varianten auf dem Basismaterial Ancorsteel 1000 und werden vom Hersteller innerhalb eines Verdünnungsprozesses hergestellt und durch

Siebung in der Partikelgrößenverteilung eingestellt. Da in dieser Arbeit auch eigene Partikelgrößenverteilungen durch Siebung und Fraktionierung untersucht wurden, sind zur Unterscheidung alle entsprechend des Anlieferungszustand vom Hersteller eingestellten Partikelgrößenverteilungen als industriell oder konventionell deklariert. Zur Analyse des Verformungsverhaltens von groben und feinen Partikeln wurden Fraktionen durch Siebung aus den AncorLam Pulvern hergestellt. Zum einen wurden hier Fraktionen mit 100 μm Schritten (Abb. 79) umgesetzt. Außerdem wurden Proben als Mischung aus allen 5 Fraktionen (jeweils 20 % Pulver je Fraktion) hergestellt; diese werden im Folgenden in dieser Arbeit als AncorLam-MIX bezeichnet. Zusätzlich wurden weitere Fraktionen mit 50 μm Schritten hergestellt, um feinere Untersuchungsschritte zu erlauben. Weiter wurden Untersuchungen an industriell verarbeiteten SMC-Ringbauteilen durchgeführt. Diese sind bereits unter industriellen Bedingungen von den jeweiligen Herstellern wärmebehandelt worden. Hier waren vor allem die beiden Werkstoffe Somaloy 700 HR 3P und STX B7X im Fokus. Beide basieren auf dem gleichen Grundmaterial in Tab. 9 und zeichnen sich durch besonders grobe innere Kornstrukturen und eine besonders grobe Partikelgrößenverteilung aus. Des Weiteren wurden Untersuchungen an den beiden Varianten MBS R3 und MBS M21 durchgeführt. Diese Varianten besitzen im Gegensatz zu den vorwiegend mittels Phosphoroxid isolierten SMC-Varianten eine MgO-Beschichtung und damit höhere thermische Stabilität.

Tab. 9: Zusammensetzung und physikalische Eigenschaften der unbeschichteten Ausgangspulver für die SMC-Synthese der beiden Hersteller Höganäs AB und Hoeganaes Corp. [16, 34].

Name	ASC100.29	ASC300	Ancorsteel 1000C
Hersteller	Höganäs AB	Höganäs AB	Hoeganaes Corp.
Zusammensetzung	Fe: 99.929% O: 0.07% C: 0.001% k.A.	Fe: 99.897% O: 0.09% k.A. S: 0.013%	Fe: 99.938% O: 0.057 C: 0.003 N: 0.002
J_S [T]	2.158	2.158	-
H_C [A/m]	39.8 - 79.6	39.8 - 79.6	-
$\rho \times 10^{-8}$ [Ωm]	9.7	9.7	-

2.1.2 Kompaktierung

Innerhalb der Untersuchungen zur Kompaktierung wurden verschiedene Pressdruckvariationen (200, 400 und 800 MPa) bei RT und das Verpressen von Pulvervarianten unter Zugabe bzw. ohne Zugabe von Schmiermittel untersucht. Des Weiteren erfolgten Kompaktierungen an unterschiedlichen Pulverfraktionen. Die Pulverfraktionen besitzen im Inneren unterschiedliche Kornstrukturen (s. z.B. Abb. 11, S. 39). Dadurch war es möglich die Abhängigkeit des Verhältnisses aus Partikelgröße zur Kornstruktur in einem größeren Bereich untersuchen zu können. Dies beinhaltet neben mikroskopischen Auswertungen, auch eine Berücksichtigung der Pressdaten wie Stempeldruck und Stempelpweg. Eine Untersuchung von vorgewärmten Matrizen und / oder Pulvern während der Kompaktierung erfolgte nur zur Überprüfung der Prozesstauglichkeit des Syntheseplatzes und ist als Einflussgröße in dieser Arbeit nicht experimentell enthalten. Grund ist die Schwierigkeit eine reproduzierbare und sichere Prozessführung der mobilen Werkzeugmatrizen im Labormaßstab umzusetzen. Durch die Kompaktierung unter Vorwärmung (konventionell bei 90°C, AncorLam), kann die Dichte um etwa 2.5 % erhöht und dadurch die Permeabilität im Grünzustand nochmals gesteigert werden. Beispiele für derartige Untersuchungen finden sich in den Arbeiten von Shokrollahi [17, 129–131].

2.1.3 Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlungen wurden bei verschiedenen Temperaturen von 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C, 800 °C als auch bei unterschiedlichen Wärmebehandlungsdauern von 15 min bis 20 h durchgeführt. Probenzustände, die nur im kompaktierten Zustand ohne zusätzliche Wärmebehandlung untersucht wurden, sind in dieser Arbeit als Grünzustand (GZ) definiert. Dies erfolgt mit dem Wissen, dass bei SMC-Werkstoffen auch nach der Wärmebehandlung noch eine Form des Grünzustandes vorliegt und kein Sintervorgang in diesem Sinne stattfindet.

2.2 Synthese

Für die Synthese der SMC-Varianten und anderen Pulver kamen die hier aufgeführten Geräte zum Einsatz.

2.2.1 Anpassung der Ausgangsmaterialien

Manche der Pulvervarianten wurden in einzelne Fraktionen aufgeteilt. Hier kam eine Analysesiebmaschine des Herstellers Haver & Boecker und Siebe nach DIN ISO 3310-1 in den entsprechenden Maschenweiten zum Einsatz. Die Siebdauer lag bei 180 min. Die verwendeten SMC-Pulvervarianten wurden teilweise ohne die Zugabe an Schmiermitteln geliefert. Als Schmiermittel wurde daher das industrielle Produkt Kenolube® (KL) in entsprechender Menge (0.4 Gew.-%) zugegeben. Dies erfolgte in bereits abgewogene Probengrößen (20 g) durch händisches Mischen.

2.2.2 Kompaktierungsvorgang

Für die Durchführung der Kompaktierung wurde eine Forschungsanlage (Bezeichnung HTSC S8458) des Herstellers FCT-Systeme GmbH eingesetzt. Diese eigentlich für Squeeze Casting Verfahren entwickelte Anlage verfügt über einen Pressdruck von maximal 500 kN, unter einseitiger Druckbeaufschlagung durch den Oberstempel. Die Anlage besitzt des Weiteren eine hochgenaue Datenerfassung zur Dokumentation des Pressdrucks und des Stempelverfahrwegs in Zeitschritten von 1 ms. Die Pressgeschwindigkeit wurde in einen dreistufigen Pressvorgang unterteilt. Im ersten Schritt fährt die Presse mit 25 mm/s auf eine vordefinierte Position kurz oberhalb des mobilen Werkzeugaufbaus (s. Abb. 31, S. 85). Dann erfolgt der eigentliche Kompaktierungsvorgang gemäß Abb. 29 (a) unter verringerter Pressgeschwindigkeit. Der erste Pressabschnitt mit 2.5 mm/s wird bis zu einer Kraftschwelle von 80 MPa aufrechterhalten. Daraufhin wird die weitere Pressphase mit 0.5 mm/s positionsgeregelt umgesetzt, bis wiederum ein Schwellwert (~ 90 % des Maximalwerts) erreicht wird. Dann wird auf eine kraftgeregelt Pressphase bis zum Maximaldruck in Abb. 29 (b) umgeschaltet. Bei einem Zielenddruck von 800 MPa (entspricht 440 kN) wurden daher die letzten 40 kN innerhalb der

Kraftregelung umgesetzt. Dies hat den Vorteil, die eingestellten Pressdrücke sehr genau anfahren zu können. Ein Pressvorgang mit 20 g Ausgangspulver benötigt vom ersten Kontakt bis zum Maximaldruck 9 - 10 Sekunden und legt einen Verformungsweg von etwa 7 mm zurück (Abb. 29).

Die sehr detaillierte Beschreibung des Pressvorgangs hat das Ziel, spätere Untersuchungen des Verformungsverhaltens der SMC-Pulver tiefergehend diskutieren zu können. Hierzu wurde der in Abb. 29 dargestellte Stempelverfahrweg, ausgehend vom ersten Kontakt mit dem Pulvermaterial, bis zur maximalen Verdichtung nach etwa 7 mm in weitere Phasen unterteilt (I - VI in Abb. 30). Dadurch soll es im späteren Verlauf möglich sein, die unterschiedlichen Verformungsmechanismen der SMC-Pulver (vor allem der Fraktionen) besser vergleichen zu können.

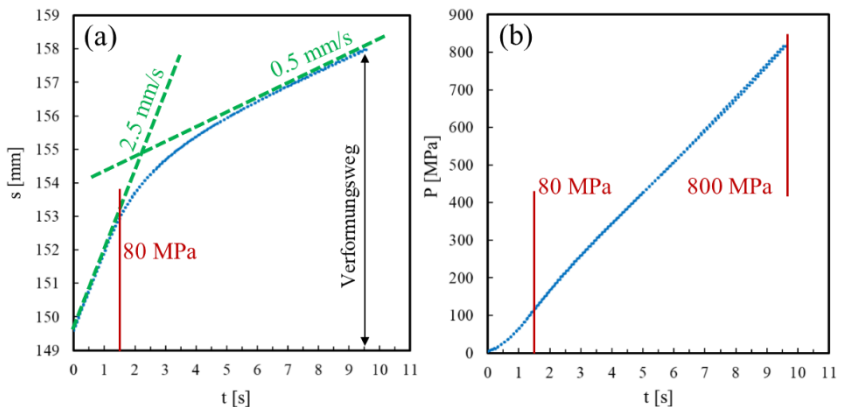


Abb. 29: Darstellung des Pressvorgangs in Abhängigkeit der (a) Stempelposition s ausgehend vom ersten Kraftanstieg und unter Angabe des Schwelldrucks unter Reduzierung der Pressgeschwindigkeit und (b) der dazugehörige Stempeldruck P . Beide Größen sind in Abhängigkeit der Zeit t dargestellt.

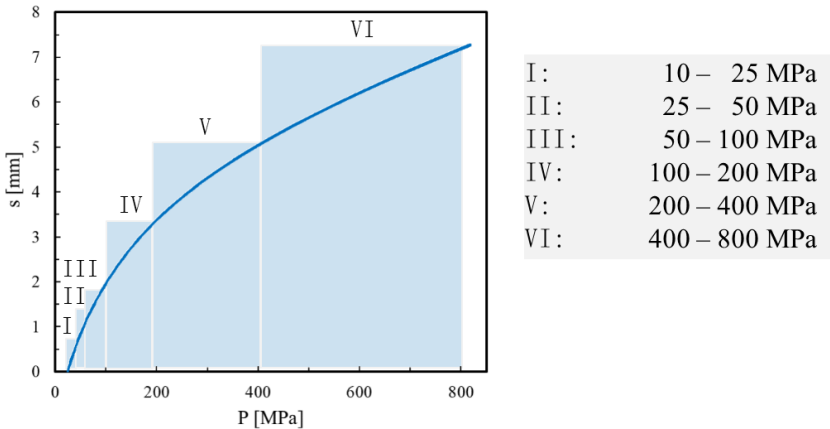


Abb. 30: Darstellung der einzelnen Pressphasen (I - VI) in Abhängigkeit des ersten Kontakts des Stempels bis zum maximalen Stempelweg von mehr als 7 mm unter Erreichung des maximalen Pressdrucks P von 800 MPa.

Als Presswerkzeug kam der in Abb. 31 dargestellte Aufbau zum Einsatz. Die Pressmatrize zur Herstellung von Ringbauteilen (außen: \varnothing 40 mm, innen: \varnothing 30 mm) ist auf einer Feder schwimmend gelagert. Dies hat den Vorteil, dass bei der einseitigen Druckbeaufschlagung eine gleichmäßige Verteilung des Pressdrucks, durch die reibungsbedingte Verschiebung des Werkzeugs während des Pressvorgangs nach unten, erfolgt (s. Abb. 32). Auch der Kern des Werkzeugs, der in Folge der Ringgeometrie benötigt wird, wurde schwimmend auf einer Feder aufgebaut. Dadurch kann auch hier der Pressdruck gleichmäßig im Innendurchmesser verteilt werden. Trotz allem ergeben sich bei diesem Pressverfahren die entsprechend Abb. 32 dargestellten Druckgradienten im Bauteil und eine leichte Presseeele. Die Pulvermenge wurde dabei nicht auf Schütthöhe, sondern auf die gleiche Masse eingestellt. Aufgrund unterschiedlicher Schüttdichten von verschiedenen Fraktionen in der Partikelgröße, kann die Schütthöhe damit stärker variieren. Die Schüttdichte des Ausgangspulvers lag hierbei im Bereich von 2.85 - 3.1 g/cm³ (Herstellerangabe Hoeganaes Corp.).

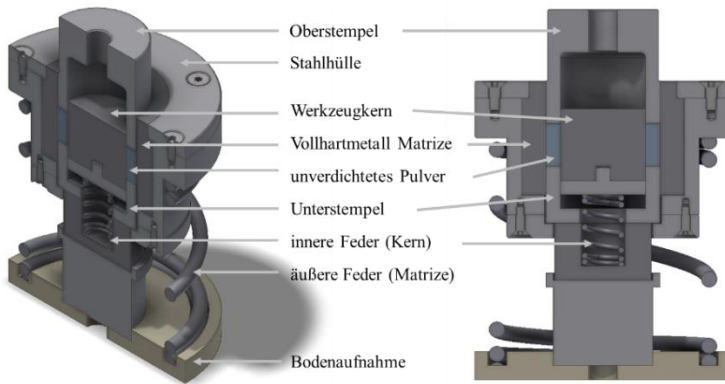


Abb. 31: Schematische Darstellung des Presswerkzeugs zur Herstellung von Ringbauteilen mit $\varnothing 40$ mm Außen- und $\varnothing 30$ mm Innendurchmesser unter Bezeichnung der relevanten Werkzeugkomponenten.

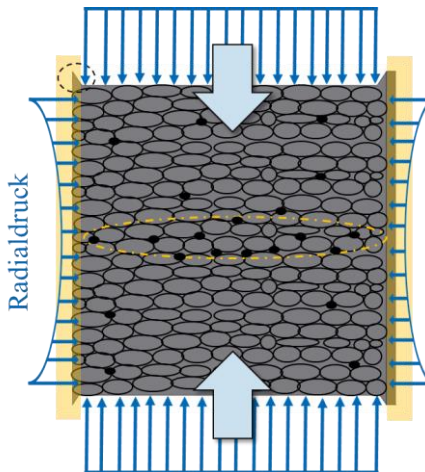


Abb. 32: Schematische Darstellung des Pressdruckgradienten innerhalb des Ringbauteilquerschnitts mit eingezeichneten Poren (schwarze Kreise), der sogenannten Presseseele (orange farbener Bereich) und dem charakteristischen Radialdruckverlauf (blaue Pfeile) [156].

2.2.3 Wärmebehandlungsvorgang

Die Wärmebehandlungen erfolgten in einem Kammerofen (Hersteller Linn) unter Schutzgasatmosphäre (hier Argon) und simultanem Betrieb einer Drehschieberpumpe. Beim Einsatz kleinerer Probengeometrien und Ringbauteilen von < 40 mm Außendurchmesser kam ein Vakuumrohrföfen (Hersteller Nabertherm) zum Einsatz. Auch die metallographischen Schliffproben wurden in Form von Ringsegmenten unter diesen Bedingungen wärmebehandelt. Die deutlich bessere Atmosphäre des Rohrofens ermöglichte auch Wärmebehandlungen unter erhöhten Temperaturen (> 600 °C) ohne nennenswerte Oxidationswirkungen. Alle Proben wurden im Ofen abgekühlt, um eine Oxidation des Werkstoffs zu vermeiden. Die Entnahme erfolgte stets bei einer Temperatur < 200 °C. Die untersuchten Temperaturbereiche umfassten Temperaturschritte von 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C, 800 °C, 900 °C bei variierenden Wärmebehandlungsdauern von 15 min bis 20 h.

2.3 Gefügecharakterisierung

Über die Gefügecharakterisierung können verschiedenste Strukturinformationen gesammelt werden. Die Mikrostruktur eines konventionellen SMC-Werkstoffs ist in Abb. 33 unter korrelativer Mikroskopie dargestellt. Mittels Untersuchungen im Hellfeld (Abb. 33 a) ist es möglich, Aussagen zur Partikelgrößenverteilung des Werkstoffs zu treffen und die Porositätsanteile zu analysieren. Durch eine Ätzung mit Nital (3 %ig) wird die Kornstruktur und Porosität im Inneren der Partikel sichtbar (Abb. 33 b). Auch mittels Untersuchungen durch Electron Backscatter Diffraction (EBSD) lassen sich die inneren Kornstrukturen untersuchen (Abb. 33 c). Zusätzlich ermöglicht die EBSD-Analyse, die Orientierungen der Körner zu analysieren und darüber hinaus, Verformungen über Missorientierungsbetrachtungen zu bewerten [157, 158]. Dies wurde in der Literatur bereits am Beispiel von SMC aufgezeigt und in eigenen Arbeiten weiterentwickelt [24, 54, 159, 160]. So kann die der plastischen Verformung zu Grunde liegende Veränderung der Kornorientierung zur qualitativen Bestimmung des Verformungsanteils genutzt werden (s. Kap. 2.3.3, S. 92). Zuletzt besitzt man mit kernmikroskopischen Verfahren die

Möglichkeit, die lokale Domänenstruktur und deren Domänenwandbewegung unter alternierender magnetischer Feldbeaufschlagung zu untersuchen (Abb. 33 d). Nähere Informationen zur mikroskopischen Methodik sind in Kap. 2.3.2 (S. 89) zu finden.

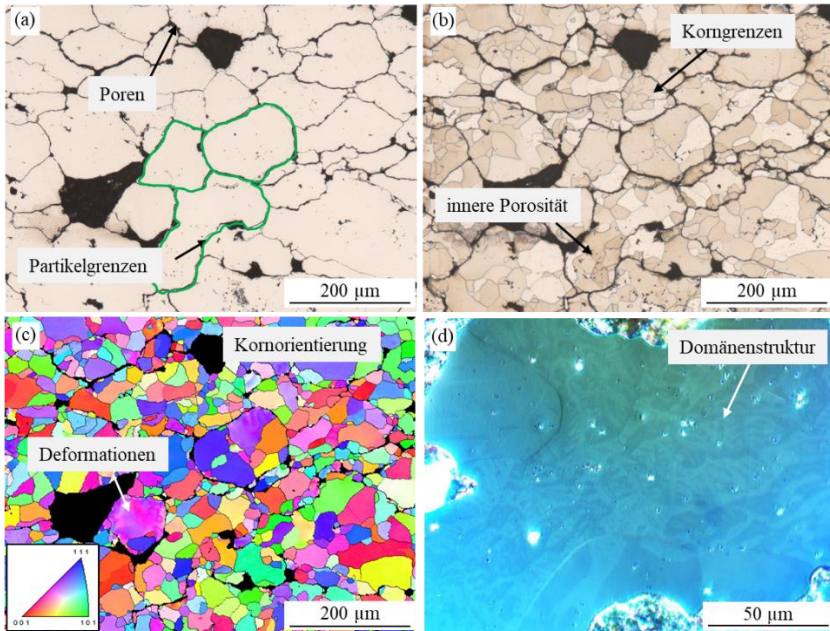


Abb. 33: Mikrostruktur eines konventionellen SMC-Werkstoffs unter Verwendung verschiedener mikroskopischer korrelativer Analyseverfahren, 200x, mit (a) Hellfeld (poliert, Partikelgrenzen grün eingezeichnet), (b) Hellfeld (geätzter Gefügestand), (c) EBSD-Aufnahme und (d) Kerr-Mikroskopie (bei 500x-facher Vergrößerung).

2.3.1 Metallographische Gefügepräparation

Die metallographischen Analysen wurden an vorher präparierten Gefügeschliffen umgesetzt. Die Proben wurden hierzu in einem leitfähigen Wärmeinbettmittel des Hersteller Struers (Polyfast, Kohlenstofffüllmaterial) eingebettet. Der Druck lag bei 20 kN (\varnothing 30 mm) und es wurden kurzzeitig maximal 140 °C erreicht. Die Präparation erfolgte an einer Struers RotoPol-31 unter Anwendung des folgenden Präparationsrezeptes:

Unterlage	Plan-/Feinschleifen			Polieren			
	MD-Gekko	MD-Gekko	MD-Sat	MD-Dac	MD-Nap	MD-Chem	MD-Chem (Vibration)
Suspension/ Körnung	SiC 500 er	SiC 1200 er	DiaDuo 9 μ m	DiaDuo 3 μ m	DiaDuo 1 μ m	MasterMet 2 0.05 μ m	MasterMet 2 0.05 μ m
Schmiermittel	Wasser	Wasser	-	-	-	-	-
Druck [N]	15	15	15	10	10	10	-
Geschwindigkeit [U/min]	150	150	150	150	150	150	-
Zeit [min]	Bis plan	4:00	10	15	15	0.5	10

Abb. 34: Präparationsrezept zur metallographischen Gefügevorbereitung von SMC-Materialien. Für die EBSD-Analysen wurde ein weiterer Schritt unter Vibrationspolieren angeschlossen.

Die Präparation wurde unter geringem Druck ausgeführt, um das Herausbrechen von Pulverpartikeln und das Einbringen von Deformationen zu vermeiden. Des Weiteren wurde zusätzlich zur Endpolitur mit MasterMet2, bei sensiblen Messungen (beispielsweise Missorientierungsanalysen mittels EBSD), noch eine weitere Endpoliturstufe mittels Vibrationspolieren (5 - 15 min) angeschlossen. Dies bietet den Vorteil, einen finalen Präparations-schritt unter möglichst geringer Einwirkung von präparationsbedingten Verformungen zu erreichen [125]. Außerdem wurden die Proben vor dem 9 μ m Schritt mittels Epofix einer Vakuuminfiltration unterzogen. Dadurch kann das Herausbrechen von Partikeln weiter reduziert werden und durch das Schließen der Poren werden spätere Ethanolreste auf der Probenoberfläche vermieden. Alle Proben wurden, wenn nicht anders angegeben, aus Ringbauteilen entsprechend Abb. 35 herausgearbeitet und unter Beachtung der Pressrichtung

eingebettet. Alle in der vorliegenden Arbeit dargestellten Querschnittsaufnahmen sind, wenn nicht anders angegeben, in gleicher Orientierung (längs zur Pressrichtung) dargestellt.

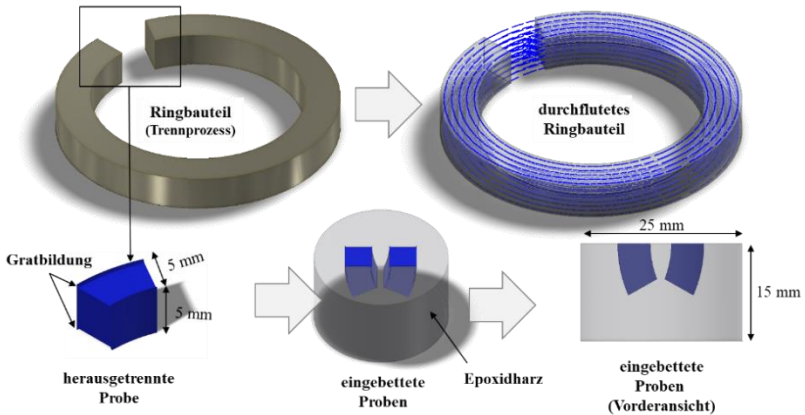


Abb. 35: Schematische Darstellung des Trennprozesses der einzelnen Proben aus einem Ringbauteil und deren Positionierung und Ausrichtung im eingebetteten Zustand zur metallographischen Untersuchung.

2.3.2 Lichtmikroskopische Verfahren

Hellfeld

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen im Hellfeld erfolgten an einem ZEISS Axiomager Z2.m und Zeiss Axioplan 2. Für die Korngrößenanalysen wurde die Software Axiovision SE64 verwendet. Die geätzten Probenzustände wurden durch manuelle Gefügerekonstruktion überarbeitet und dann unter Auswertung der Strukturparameter Feret(max.), Feret(min.) und des Aspect.ratio oder Feret.ratio (Verhältnis aus Feret(max.) geteilt durch Feret(min.)) analysiert. Die Bewertung der Partikelgröße durch Feret ist durch die länglichen, unregelmäßigen Partikelformen von SMC-Werkstoffen sinnvoll, wie in Abb. 36 an den anderen Möglichkeiten (sphärisch, elliptisch) dargestellt werden soll. Dagegen wurde die Form der Körner auch nach elliptischen Definitionen bewertet. Denn die vorwiegend regelmäßige Kornform wird

durch den Kompaktierungsvorgang einer Verformung unterworfen und zeigt dann Übereinstimmungen zur Ellipse ($a - b / a \rightarrow$ Wert geht gegen 1). Die Darstellung der kumulierten Korngrößenverteilung erfolgt hierbei meist unter flächengewichteter Bewertung. Als Messflächen wurden statistisch aussagekräftige Größenordnungen im Bereich von $\sim 1.0 \text{ mm}^2$ (100x) gewählt. Dies entspricht einer Anzahl von mindestens 1.000 Körnern. Nur Körner die vollständig im Bildausschnitt sichtbar sind, wurden in der Messung berücksichtigt. Außerdem wurde eine Mindestgröße von $10 \mu\text{m}$ (oder 10 Pixel) der Körner festgelegt. Als mittlerer Partikel- bzw. Korndurchmesser wird der d_{50} -Wert bezeichnet. Sofern der Fokus auf die Einflüsse von sehr feinen Kornstrukturen gelegt wurde, erfolgte dies unter anzahlgewichteter Bewertung. Es gibt daher zur Unterscheidung die Bezeichnungen $d_{f,50}$ (flächengewichtet) und $d_{a,50}$ (anzahlgewichteter), wobei in dieser Arbeit vorwiegend flächengewichtete Bewertungen zum Einsatz kamen, sofern vom d_{50} im Allgemeinen gesprochen wird.

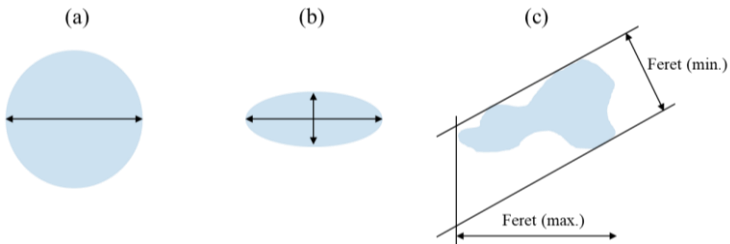


Abb. 36 Darstellung der Bewertung von Partikel- und Kornformen nach dem (a) sphärischen, (b) elliptischen und dem (c) unregelmäßigem Feret-Prinzip.

Kerr-Mikroskopie

Die kerrmikroskopischen Analysen erfolgen unter Ausnutzung des magneto-optischen Kerr-Effekts. Beim Kerr-Effekt wird die Reflexion eines linear-polarisierten Lichtstrahls (Polarisationseinheit) auf einer magnetischen Oberfläche betrachtet. Abhängig von der Magnetisierungsrichtung wird die Schwingungsebene des Lichts entweder links oder rechts herum aus der Schwingungsebene herausgedreht [161]. Es kann dabei zwischen drei Arten

des Kerr-Effekts unterschieden werden. Diese unterscheiden sich durch die Lage der Magnetisierung in Bezug zur Einfallsebene des Lichts. Beim polaren magnetooptischen Kerr-Effekt liegt die Magnetisierung des Materials senkrecht zur Oberfläche. Beim longitudinalen magnetooptischen Kerr-Effekt liegt die Magnetisierung des Materials parallel zur Materialoberfläche. Der Lichtstrahl muss daher in einem geeigneten Winkel von 30° – 60° zur Oberfläche einfallen. Der longitudinale Kerr-Effekt kann nochmals unterteilt werden in den senkrechten und den parallelen longitudinalen Kerr-Effekt [161]. Beim transversalen Kerr-Effekt kommt es dagegen zu keiner Drehung der Polarisationssebene, sondern zu einer Veränderung der Amplitude. Dieser Effekt ist sehr schwach und für die Bildgebung weniger geeignet. Für die Visualisierung von Domänen in weichmagnetischen Materialien, wie in dieser Arbeit vorgestellt, wurde der longitudinale Kerr-Effekt verwendet. Durch eine dezentrierte Aperturblende wird der schräge Einfallswinkel des Lichts ermöglicht, der zur Verwendung des longitudinalen Kerr-Effekts erforderlich ist. Das verwendete Mikroskop AxioImager Z2.m verfügt dazu über zwei Polarisationsfilter im Strahlengang (Polarisator: zwischen Lichtquelle und Probe, Analysator: zwischen Probe und Kamera/Okular). Die Ausrichtungen der Polarisationsfilter sind um $90 \pm 2^\circ$ zueinander gedreht. Zusätzlich wurde zur Untersuchung der Domänenwandbewegung der in Abb. 37 dargestellte Joch-Aufbau eingesetzt.

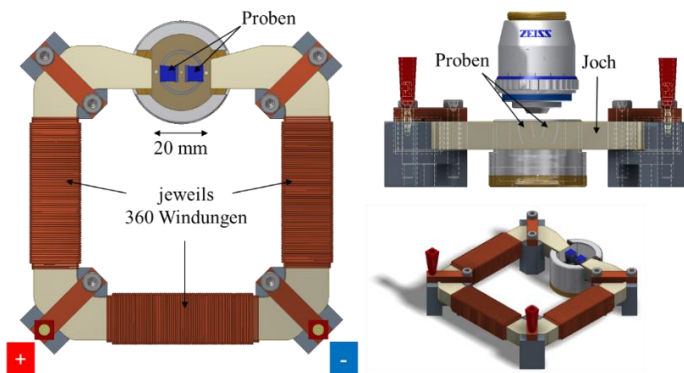


Abb. 37: Messaufbau zur Untersuchung der dynamischen Domänenwandbewegung an metallographischen Schliffproben mittels AxioImager Z2.m und einer Feldspule.

Dieser ist an die metallographischen Schliffproben angepasst und ermöglicht es, diese innerhalb des Luftspalts unter Feldbeaufschlagung zu untersuchen. Hierzu kam ein Spannungsverstärker (Typ A1110-16A) des Herstellers Hubert in Kombination mit einem Funktionsgenerator (Typ 3351B) des Herstellers Keysight zum Einsatz.

2.3.3 Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

EBSD-Grundlagen

Zur Verwendung von EBSD-Methoden wird die Probe in einem 70° -Winkel zum Elektronenstrahl ausgerichtet und das Beugungssignal an den Gitterebenen des Probenwerkstoffs auf einen Phosphorschirm mit Kamera erfasst. Wenn die auf die Probe auftreffenden Elektronen die Braggbedingungen erfüllen, kommt es zur Interferenz. Das entstehende Beugungsbild wird Kikuchi-Pattern genannt. Die Kikuchi-Linien können nach Breite, Intensität und Lage zueinander ausgewertet werden. Es handelt sich hierbei um ein oberflächensensitives Verfahren mit einer geringen Eindringtiefe von 50 - 150 nm [158, 162]. Die EBSD-Messungen wurden an einem Elektronenmikroskop (SEM, Carl Zeiss Sigma 300 VP) der Firma Zeiss durchgeführt. Als Analysesoftware kam OIM v7.2.1 (Orientation Imaging Microscopy) des Herstellers EDAX zum Einsatz. Die EBSD-Kamera stammt ebenfalls von der Firma EDAX (EDAX Hikari). Für die EBSD-Messungen wurde eine Beschleunigungsspannung von 20 kV eingesetzt, die Schrittweite zwischen den einzelnen Messpunkten (*engl.* Step Size) wurde an die Messaufgabe, die Messfläche, Probenzustand etc., angepasst. Der Einfluss von Einstellungen wie Schrittweite, Belichtungszeit und Vergrößerung nimmt signifikanten Einfluss auf die EBSD-Analyse und muss je nach Fragestellung und Werkstoff neu betrachtet werden [157–159, 163]. Die Schrittweite der Aufnahmen in dieser Arbeit bewegte sich im Bereich von 0.25 - 3 μm . Bei einer 100x Vergrößerung ergibt sich eine Bildfläche von $\sim 0.96 \text{ mm}^2$. Auch bei den EBSD-Analysen wurden nur Körner mit mehr als 10 Messpunkten berücksichtigt (entspricht einer Fläche von $40 \mu\text{m}^2$), welche zudem vollständig innerhalb der Messfläche sichtbar sind. Das Ergebnis der EBSD-Analyse lässt sich in zwei Messwerte unterteilen (Abb. 38). Dies sind Aussagen zur Image Quality (IQ)

welche die Signalqualität jedes Messpunkts bewertet und Aussagen zur Orientierung des Messpunkts über die Inverse Polfigur (IPF). Während die Image Quality über die Bewertung des Beugungsgitters die Quantifizierung elastischer Anteile von Gitterverspannungen ermöglicht (Abb. 38 a), liegen bei Bewertungen der Missorientierungen lediglich plastische Verformungsanteile zu Grunde (Abb. 38 b). Aus der Orientierungszusammengehörigkeit lassen sich des Weiteren strukturelle Informationen zur Größe und Form eines Kornes treffen.

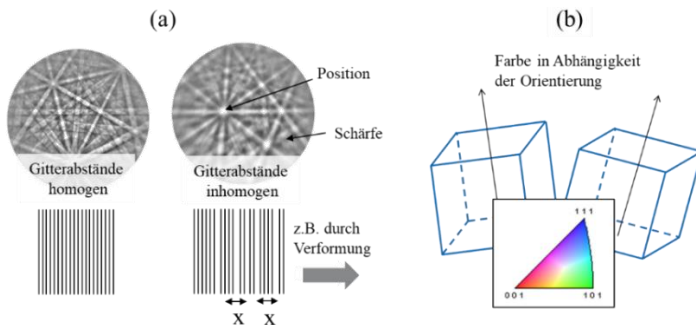


Abb. 38: EBSD-Analysen liefern Aussagen zur (a) Image Quality (IQ) und zur (b) Orientierung der Messpunkte innerhalb der inversen Polfigur (IPF) bezogen auf die Kristallachse des Materials.

Bewertung von Missorientierungen

Während in der unbearbeiteten inversen Polfigur (IPF) (Abb. 39 a) in diffusen Bereichen Streuungen der Orientierung innerhalb eines Kornes auftreten und auf Missorientierungen hindeuten, können durch spezielle Analysetools diese einer Bewertung unterzogen werden. Die Verfahren bestimmen dabei die Orientierungsänderungen in Polykristallen, als ein Resultat von plastischen Deformationen. Daher ist es nicht möglich, den prozentualen Anteil von Deformationen oder Plastizität selbst zu bestimmen. Die Reference Orientation Deviation (ROD) erlaubt es, die Orientierungsgradienten innerhalb definierter Körner zu analysieren. Dazu wird ein Mittelwert aller Orientierungen der einzelnen Messpunkte innerhalb jedes einzelnen Kornes gebildet und die Abweichung von diesem mittleren Wert bewertet. Dies führt dazu, dass die Fläche

innerhalb eines Kornes in homogene und inhomogene Bereiche aufgeteilt und eine anteilige Quantifizierung der Orientierungsgradienten möglich wird. Dazu muss definiert werden, ab welcher Abweichung vom Mittelwert ein homogener (hier $< 3^\circ$) bzw. inhomogener (hier $> 4^\circ$) Zustand vorliegt. Wie am Beispiel in Abb. 39 (b) mit einem weißen Pfeil dargestellt, entsteht hierbei bei inhomogenen bzw. verformten Bereichen aber auch immer ein Übergangsbereich, der in diesem Fall das Kriterium homogen bzw. unverformt erfüllt.

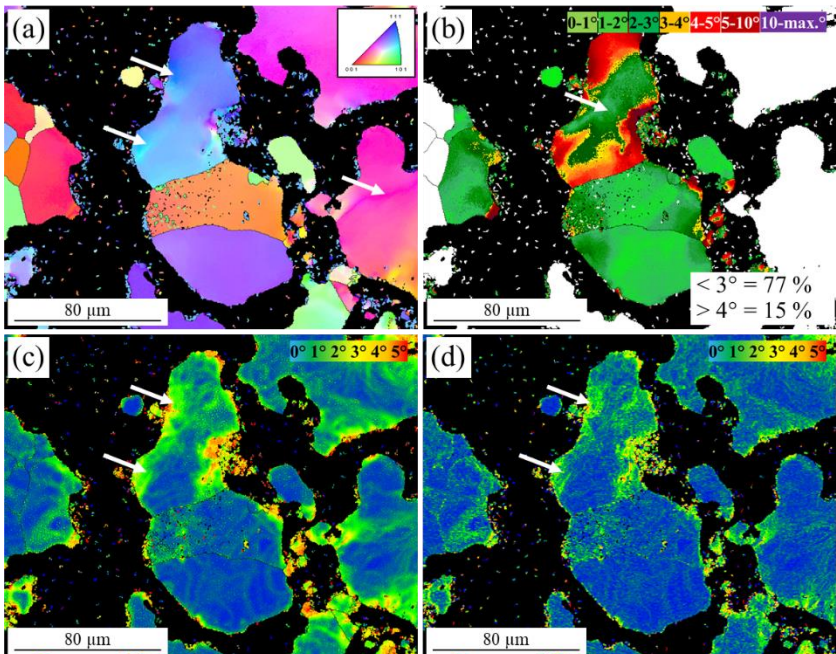


Abb. 39: Vergleich verschiedener Auswertetools am Beispiel einer SMC-Mikrostruktur (Material: AncorLam) mit (a) inverser Polfigur (IPF), (b) Reference Orientation Deviation (ROD), (c) Kernel Average Misorientation (KAM) und (d) Local Orientation Spread (LOS) 500x, EBSD.

Auch werden nur vollständig in der Messfläche enthaltene Körner berücksichtigt. Das Tool Kernel Average Misorientation (KAM) Abb. 39 (c) vergleicht dagegen einen zentralen Messpunkt innerhalb eines Kernels mit einer

definierten Anzahl von Messpunkten im Umkreis (Perimeter). Der angegebene Wert entspricht der mittleren Abweichung des Zentrums von den Nachbarn. Durch dieses Verfahren sind lokale Spitzen in der Orientierungsabweichung darstellbar. Dagegen führt diese Methode über längere Distanzen von Verformungen zu einer Art Clean-Up und ist von der Schrittweite abhängig. Dadurch ist eine flächengewichtete Bewertung nicht sinnvoll. Um den Einfluss der Schrittweite zu unterbinden, kommt noch die Local Orientation Spread (LOS) zum Einsatz (Abb. 39 d). Dieses Verfahren berücksichtigt zusätzlich noch die Streuung der jeweiligen Nachbarn. Das jeweilige umgebene Kernel wird ebenfalls berücksichtigt. Dadurch können Orientierungsmaxima noch stärker herausgearbeitet werden. Es stellte sich heraus, dass vor allem das Verfahren nach ROD eine sehr gute Möglichkeit bietet, Verformungs- und Rekristallisationsanteile an SMC- Werkstoffen zu bewerten. Hierzu wurde durch mehrere Messungen ein Orientierungsbereich definiert, welcher einem unverformten bzw. einem verformten Gefügebereich entspricht. Bei einer Kombination aus Pressdruckvariation (200, 400, 800 MPa) und Wärmebehandlungszustand (Grünzustand (GZ), 600 °C, 800 °C) ergibt sich ein Schnittpunkt im Bereich von 3 - 4°. Körner, deren maximale innere Missorientierung < 3° sind, werden in dieser Arbeit als unverformt deklariert und besitzen geringe Missorientierungsanteile. Bei Orientierungen > 4° handelt es sich dagegen in dieser Arbeit um verformte Gefügebereiche mit hohen Missorientierungsanteilen. Alle Datensätze wurden vor der Analyse einem Korrekturalgorithmus sog. Clean-Up unterzogen, um den Anteil an fehl-induzierten Messpunkten zu reduzieren. Hier kam das NOC Verfahren (Neighbour Orientation Deviation) zum Einsatz. Des Weiteren wurde der Grain Tolerance Angle auf 5° gestellt. Dadurch werden benachbarte Körner mit sehr ähnlicher Orientierung nur bei < 5° Unterschied zu einem Korn zusammengefasst, wodurch Verformungen eine geringere Reichweite besitzen (Abb. 45, S. 105). Die Standardeinstellung der Software ist hier < 15°. Der Grund ist hier, dass man bei Missorientierungen > 15° von Großwinkelkorn-grenzen (*engl.* High Angle Boundaries (HABs)) und 2° - < 15° von Kleinwinkelkorn-grenzen (*engl.* Low Angle Boundaries (LABs)) ausgeht [164]. Dieser Umstand, ist in der Standardeinstellung berücksichtigt worden.

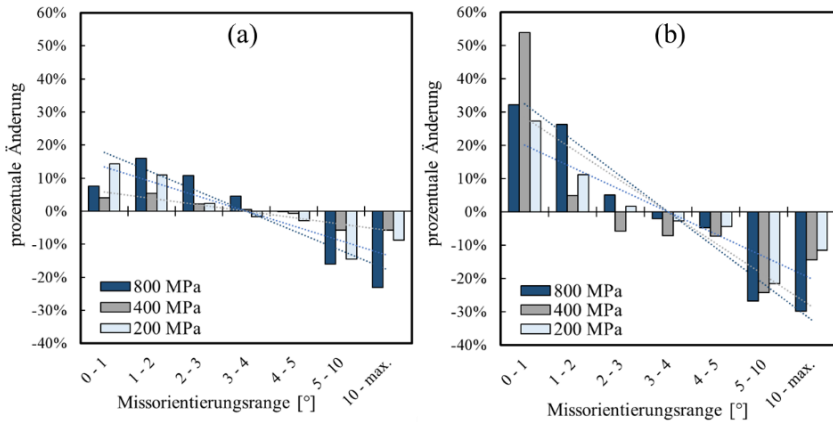
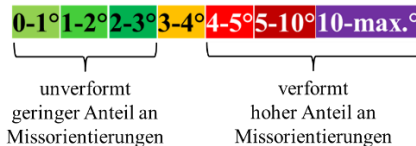
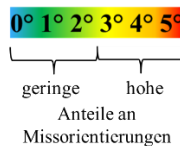


Abb. 40: Ermittlung geeigneter Missorientierungsranges mittels Variation aus Pressdruck (200, 400 und 800 MPa) und Wärmebehandlung am Werkstoff AncorLam bei (a) 600 °C und (b) 800 °C.

Um den Grad der Missorientierung farblich unterscheiden zu können, wurden die in Abb. 40 dargestellten Orientierungsbereiche (0 - 1°, 1 - 2°, 2 - 3°, 3 - 4°, 4 - 5°, 5 - 10°, 10 - max.°) mit folgender Farbzugehörigkeit definiert:



Alle entsprechenden EBSD-Analysen der Missorientierung in dieser Arbeit mittels des Tools ROD folgen der hier aufgeführten Farbdefinition, während die Analysen durch das Tool KAM dem nachfolgenden gradierten Verlauf zu Grunde liegen.



2.4 Bestimmung magnetischer Eigenschaften

2.4.1 Brockhaus MPG 200D

Die Bestimmung der magnetischen Kenndaten mittels des Prüfstands MPG 200D (Dr. Brockhaus Messtechnik GmbH und Co. KG) an Ringbauteilen erfolgte im Gleichfeld nach DIN 60404-4 [165] und im Wechselfeld nach DIN 60404-6 für weichmagnetische ringförmige Bauteile [166]. Die Ringbauteile besitzen einen quadratischen Querschnitt, die Kernparameter und die effektive magnetische Weglänge wurden entsprechend DIN 60205 bestimmt [167]. Des Weiteren ist es möglich, Blechwerkstoffe mittels Epsteinrahmen nach DIN 60404-2 [168] und durch ein Tafelmessgerät (*engl.* Single Sheet Tester (SST), Einzeltafelmessgerät) entsprechend DIN 60404-3 [169] magnetisch zu charakterisieren. Die Bestimmung der magnetischen Kenndaten mittels MPG 200D erfolgt hierbei durch Ausnutzung des Transformatorprinzips. Hierfür wird die Materialprobe mit Kupferdraht bewickelt (Primär- und Sekundärwicklung). Durch den von einem Leistungsverstärker aufgeprägten Strom I in der Primärwicklung mit der Windungszahl N_1 ergibt sich ein definiertes magnetisches Feld H innerhalb der magnetischen Weglänge l_m des Probekörpers. Mittels induktionsfreier Präzisionswiderstände wird der Primärstrom I gemessen:

$$H = \frac{I \cdot N_1}{l_m}. \quad (2.35)$$

Über die Messung der induzierten Spannung U auf der Sekundärwicklung N_2 , in Abhängigkeit der Probenfläche A , wird unter zeitlicher Integration die Polarisation B ermittelt.

$$B = \frac{U}{N_2 * A}. \quad (2.36)$$

Die Messungen werden dabei bei sinusförmiger Polarisation durchgeführt. Der Formfaktor FF zur Beschreibung der Güte des Sinusverlaufs wird nach DIN 60404-3 entsprechend folgendem Zusammenhang definiert und darf während der Messung nur um $\pm 1\%$ vom Wert 1.1107 abweichen.

$$k_{\text{eff}} = \frac{\pi}{2\sqrt{2}} \quad (2.37)$$

Über einen Regelalgorithmus, unter Überprüfung der Sekundärspannung in Hinblick auf das Reglersignal (z.B. Sinus, Rechteck etc.), wird dynamisch Sollwert - und Istwert abgeglichen und nachgeregelt. Die Sollspannung wird hierbei über einen Frequenzgenerator erzeugt. Die Bedienung, Messung und Auswertung erfolgt über die BROCKHAUS® MPG 200 D Software. Als Eingabewerte für die Messungen sind die Probengeometrie, Dichte (oder Gewicht) als auch die Messparameter (Windungszahl, Frequenz, Nennpolarisation bzw. Feld) zu definieren. Des Weiteren ist es erforderlich, den Stapelfaktor und die Lagenanzahl festzulegen, sofern ein Blechpaket untersucht wird (s. DIN 60404-13, [170]). Der gesamte Eisenverlust des Probekörpers ist gegeben durch

$$P_c = \frac{N_1}{N_2} P_m - \frac{(1,11|\bar{U}_2|)^2}{R_i}. \quad (2.38)$$

P_m ist die vom Wattmeter gemessene Leistung, R_i ist der Gesamtwiderstand der Instrumente im Sekundärkreis und $|\bar{U}_2|$ ist der Mittelwert der induzierten gleichgerichteten Spannung in der Sekundärwicklung. Durch Dividieren von P_c durch das Gewicht der aktiven Masse der Testprobe wird der gemessene spezifische Gesamtverlust P_s erhalten (2.39). Die aktive Masse m_a ist der Massenteil der Probe, der Flusslinien aufweist.

$$P_s = \frac{P_c}{m_a}. \quad (2.40)$$

Probenvorbereitung und Bewicklung

Die Bewicklung der Ringproben erfolgte unter Verwendung von jeweils 50 Windungen Kupferlitzendraht mit 0.25 mm² (Sekundärspule) und 0.5 mm² (Primärspule). Ersterer muss hierbei direkt am Probekörper anliegen. Zum Schutz der Spulen wurde der Probekörper vor der Bewicklung mit einem Isolierband beklebt. Für die magnetischen Messungen im Ofenraum wurden Hochtemperaturkabel des Herstellers WECA-Spezialkabel oHG eingesetzt.

Die HT-Litzen mit der Bezeichnung WECA-Therm 450 besitzen eine kurzzeitige Temperaturbeständigkeit von 600 °C bzw. 450 °C Dauerbeständigkeit.

Messabläufe

Gleichfeldmessungen (DC, DCH, DCK)

Innerhalb der Gleichfeldmessung ist es möglich, die Hystereseschleife abzufahren und damit Aussagen über das Koerzitivfeld, die Remanenz und den reinen Hystereseverlust zu treffen (Messbezeichnung DCH). Hierfür wird eine Feldvorgabe vorgegeben (Vorgabe der Polarisation ist nicht möglich) und entsprechend Gleichung (2.35) geregelt. Des Weiteren kann eine Kommutierungskurve aufgenommen werden (Messbezeichnung DCK). Dabei wird die vorgegebene Feldvorgabe geregelt und dann unter einer definierten Anzahl an Messpunkten (hier 50 Messpunkte) mit stets kleiner werdender Amplitude und in der Polarität wechselnd bis auf einen Wert nahe 0 A/m heruntergeregelt. Dies entspricht einer Entmagnetisierung des Werkstoffs unter Erhalt der Kommutierungskurve mit Aussagen zum relativen Permeabilitätsverlauf und der maximalen Permeabilität μ_{\max} bzw. der Anfangspermeabilität μ_i der Probe.

Wechselfeldmessungen (AC)

Die Wechselfeldmessungen können im Gegensatz zu den Gleichfeldmessungen nicht auf eine Feldvorgabe hin geregelt werden. Stattdessen wird hier eine definierte Polarisation des Materials anhand Gleichung (2.36) vorgegeben. Das Messprozedere wurde an die jeweilige Aufgabenstellung angepasst und Frequenzen von 5 - 10.000 Hz bzw. Polarisationen bis 1.5 T untersucht.

Verlustaufteilung

Die Verlustaufteilung wurde, wenn nicht anders angegeben, entsprechend der Verlustvorhersageformel nach Jordan (siehe Tab. 1) umgesetzt. Dementsprechend ist der Verlust in einen stationären und einen dynamischen Anteil unterteilt (s. Gl. (1.7), S. 16).

2.5 Bestimmung elektrischer Eigenschaften

Die Bestimmung des elektrischen Widerstands erfolgte an Ringbauteilen. Hierzu kam der in Abb. 41 dargestellte Aufbau zum Einsatz. Das Messprinzip basiert dabei in Anlehnung der Vierpunktmessmethode entsprechend der DIN 60404-13 [170]. Dem Ringbauteil wird hierzu über zwei Kupferkontaktgeber über ein Präzisionsspannungsgerät (hier Typ E3632A, Keysight) ein definierter Strom aufgeprägt.

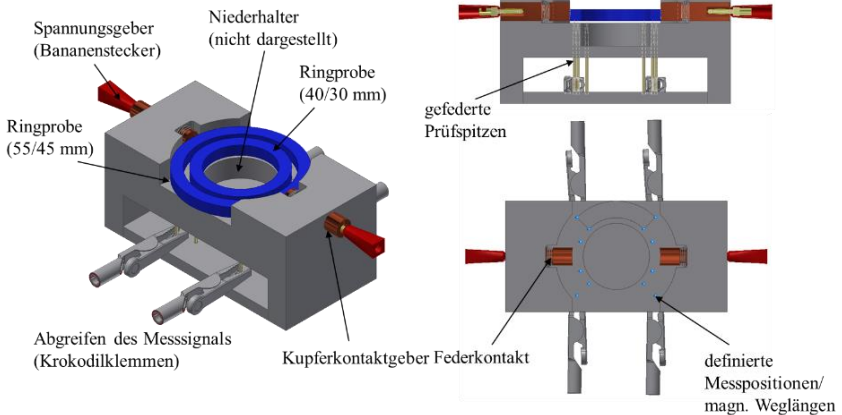


Abb. 41: Messaufbau zur Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit an Ringbauteilen mittels Vier-Punktmessung unter Angabe der relevanten Komponenten.

Durch Prüfspitzen an der Unterseite der Ringbauteile kann durch Berücksichtigung der Probengeometrie und der Messstrecke der spezifische elektrische Widerstand mittels eines Multimeters (hier Typ 34410A, Keysight) bestimmt werden. Der Aufbau besitzt die Möglichkeit, verschiedene Ringgeometrien (von $\text{Ø } 55 \text{ mm}$ bis $\text{Ø } 40 \text{ mm}$ Außendurchmesser) zu analysieren, wobei die Kontaktgeber hier an den Außendurchmesser angepasst werden. Aufgrund der größeren Streuung ($\pm 10 \%$) des Messprinzips wurden mindestens 10 Messungen unter Mittelwertbildung für die Angabe des elektrischen Widerstandes in dieser Arbeit zu Grunde gelegt.

2.6 Fehlerbetrachtung / Messgenauigkeit

In diesem Abschnitt sollen einige grundlegende Fehlerbetrachtungen der einzelnen Messverfahren aufgezeigt werden.

2.6.1 Quantitative Gefügeanalyse QGA / EBSD

Die Bestimmung der Gefügestruktur mittels manueller Partikel- und Korngrößenanalyse wurde durch korrelative Mikroskopie (Licht- und Rasterelektronenmikroskopie) überprüft (s. Abb. 42). Die Korngrößenanalyse mittels EBSD legt die Orientierung der Messpunkte zu Grunde und fasst mehrere Messpunkte einer ähnlichen Orientierung (Abweichung von $< 5^\circ$) zu einem Korn zusammen. Da die Orientierungszugehörigkeit durch die plastische Deformation beeinträchtigt ist, können deformierte Messbereiche in der EBSD-Analyse als sehr feine Kornstruktur interpretiert werden.

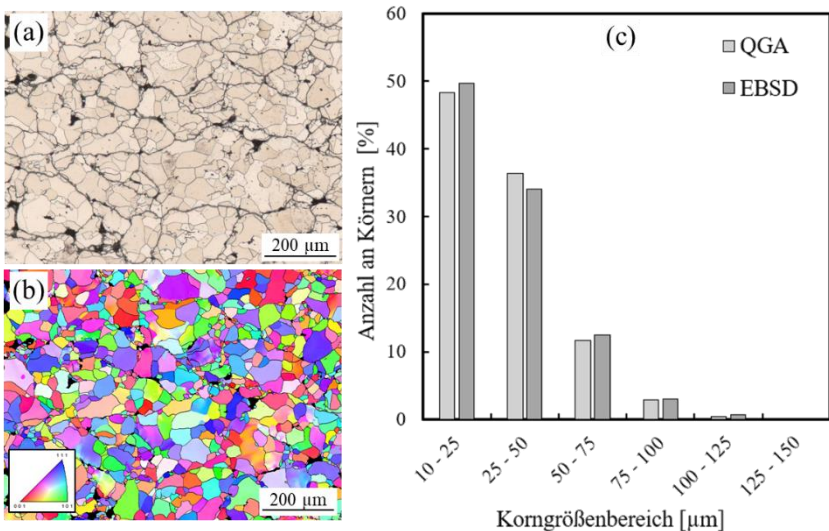


Abb. 42: Korrelativer Vergleich der Kornstrukturenanalysen mittels (a) quantitativer lichtmikroskopischer Verfahren (QGA) am geätzten Gefügeschliff und (b) EBSD-Analysen im (c) direkten Vergleich der detektierten Korngrößenverteilungen, am Beispiel des Werkstoffs STX B7X.

Aufgrund dessen tendieren die innerhalb dieser Arbeit umgesetzten EBSD-Korngrößenanalysen an stark verformten Gefügeständen im Grünzustand dazu, einen höheren Anteil an feinen Kornstrukturen zu detektieren bzw. die Korngrenze großer Körner kann lokal an stark deformierten Bereichen falsch interpretiert und mit geringerer Größe in die Analyse eingehen. Dieser Umstand kann durch Einstellungen in der Auswertung mittels der EBSD-Analyse-Software OIM v7.2.1 verringert, aber nicht ausgeschlossen werden. Zusätzlich wurden bei der Bestimmung der mittleren Korngröße d_{50} nur Körner mit einer Größe von $>10\ \mu\text{m}$ berücksichtigt und auf flächengewichtete Darstellungen fokussiert. Auch dies reduziert die erhöhte Messgenauigkeit bei stark deformierten Gefügeständen. Trotz allem werden bei einer anzahlgewichteten Beurteilung verschiedener Gefügestände unter korrelativen Messungen (QGA / EBSD) maximal etwa 25 % mehr Körner in der Größe $10 - 25\ \mu\text{m}$ durch eine EBSD-Analyse im Grünzustand festgestellt (s. Abb. 43).

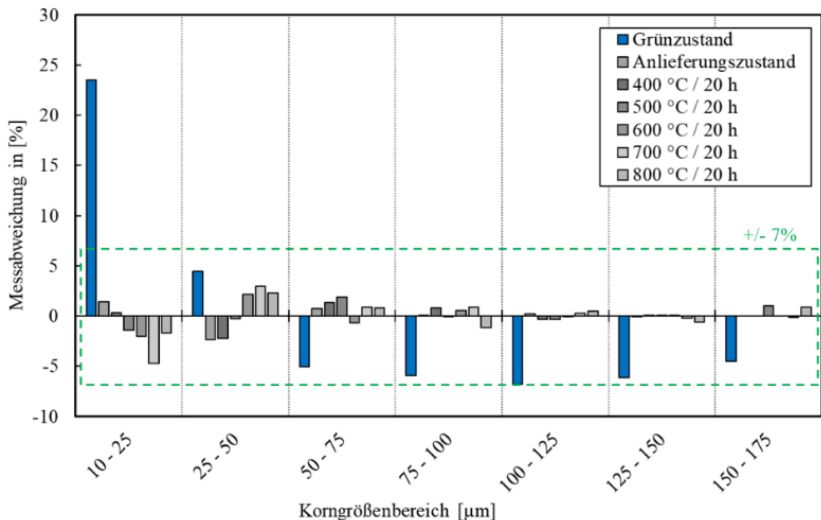


Abb. 43: Messabweichung beim korrelativer Vergleich der Kornstrukturenanalysen mittels quantitativer lichtmikroskopischer Verfahren (QGA) am geätzten Gefügeschliff und EBSD-Analysen im direkten Vergleich der detektierten Korngrößenverteilungen, am Beispiel des Werkstoffs STX B7X unter verschiedenen Behandlungszuständen.

Sofern ein wärmebehandelter Gefügezustand der Analyse zu Grunde liegt, nimmt die Abweichung Werte $< 5\%$ ein. Bei flächengewichteter Analyse nehmen Körner in der Größe $10 - 25\ \mu\text{m}$ nur etwa 10% der Fläche ein, wodurch sich die Messgenauigkeit deutlich erhöht und konventionelle QGA und EBSD vergleichbare Ergebnisse erzielen.

2.6.2 Bewertung von Missorientierungen mittels EBSD zur Quantifizierung von Verformungen

Die Bewertung von Missorientierungen erfolgt an metallographischen Probenquerschnitten. Diese besitzen nur einen, im Verhältnis zum dreidimensionalen Volumen des gesamten Ringbauteils, geringen Messbereich ($100\times$, $0.96\ \text{mm}^2$ und bei Schrittweite $1\ \mu\text{m}$ etwa 1.3 Mio Punkte). Durch das Clean-Up mittels Neighbour Orientation Correlation (NOC) werden auch möglicherweise reale Messpunkte durch Punkte mit anderer Orientierung ersetzt. Aus diesem Grund wurden, wenn möglich, Mehrfachmessungen umgesetzt, um den Messfehler der EBSD-Analyse zu berücksichtigen. Im nachfolgenden Diagramm sind hierzu zwei Messungen an unterschiedlichen Stellen eines Probekörpers unter Mittelwertbildung und Angabe der Standardabweichung dargestellt. Die Analyse mittels ROD (Reference Orientation Deviation) zeigt in den insgesamt 7 definierten Ranges eine Abweichung von $0.1 - 1\%$. Durch die breite Klassifizierung von $0 - \text{bis } 3^\circ =$ unverformte Gefügebereiche und $> 3^\circ =$ verformte Gefügebereiche, können sich auch größere Abweichungen in Abhängigkeit der Position gut ausgleichen lassen. Ein Beispiel wie sich verschiedene Einstellungen des Parameters Grain Tolerance Angle bei der Analyse der Stanzkante von Elektroblechen auswirken wird in Abb. 45 veranschaulicht. Dieser Wert gibt an, ab welchem Orientierungsunterschied zwischen zwei Messpunkten, die Software von dem Übergang von einem zum anderen Korn ausgehen darf. Bei einem Einstellungswert von $< 1^\circ$ werden die einzelnen Körner des Elektroblechs optimal voneinander separiert (Abb. 45 a). Nur wenn zwei benachbarte Körner kleinere Orientierungsunterschiede zueinander aufweisen, kann es dazu kommen, dass beide Körner zu einem großen Korn zusammengefasst werden. Dafür befindet sich im vordersten Bereich der Stanzkante eine Region mit vielen weißen Messpunkten. Diese stellen Messpunkte mit größerem Orientierungsunterschied als 1° zum Nachbarpunkt dar,

welche aber gleichzeitig zu wenige Nachbarpunkte mit ähnlicher Orientierung aufweisen und daher auch nicht als zusammengehöriges Korn (Mindestgröße 10 μm) detektiert werden.

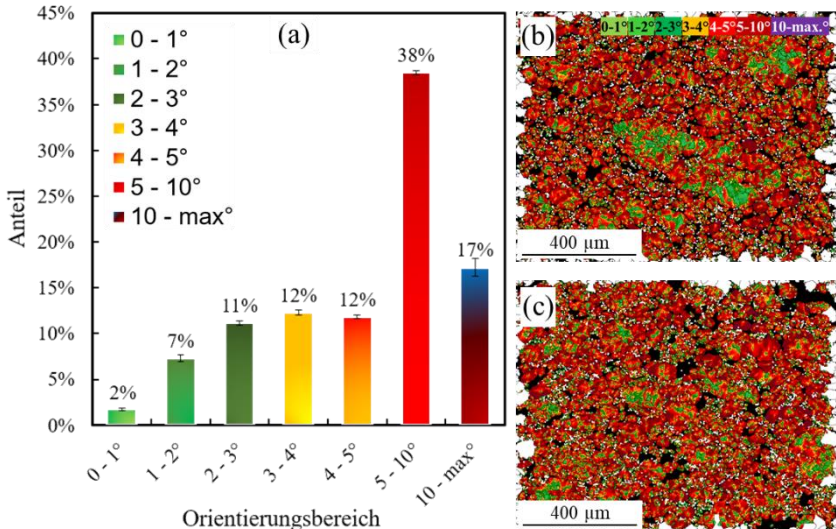


Abb. 44: (a) Reproduzierbarkeit der Missorientierungsanalysen mittels ROD am Beispiel einer bei 800 MPa kompaktierten Probe (Material: AncorLam). Vergleich von zwei unterschiedlichen Probenpositionen (b) + (c), 100x, EBSD, 2 μm Schrittweite, ~ 250.000 Messpunkte.

Bei einer Angabe von 2° (Abb. 45 b) werden diese Messpunkte fast vollständig zu Körnern zusammengefasst (die weißen Messpunkte am vordersten Bereich sind verschwunden). Dafür kommt es im hinteren Bereich des Probenquerschnitts zu einer Zusammenfassung ähnlich orientierter Körner. Da die Reference Orientation Deviation eine Bewertung von Missorientierungen innerhalb eines definierten Korn angibt, wird so der Bereich der plastischen Deformationen immer weiter vergrößert und erreicht bei 10° (Abb. 45 c) ein Maximum. Die Einstellung wurde in dieser Arbeit daher auf einen konstanten Wert von 5° gestellt, da hier sehr gute Ergebnisse in der Reproduzierbarkeit und geringen Fehleranfälligkeit bei SMC-Materialien erzielt werden konnten.

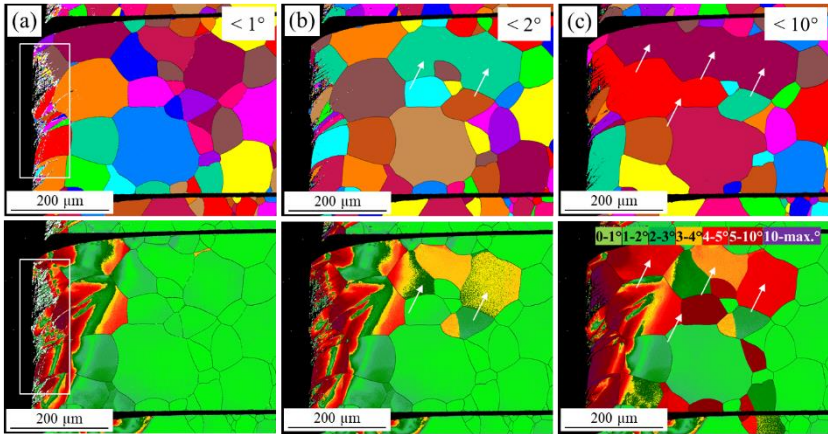


Abb. 45: Einfluss des Grain Tolerance Angle auf die Bewertung von plastischen Deformationen an der Stanzkante eines Elektroblesches mit der Eingabe (a) max. 1° , (b) max. 2° und (c) max. 10° erforderlicher Orientierungsunterschiede zwischen benachbarten Körnern, 100x, EBSD.

2.6.3 Magnetische Charakterisierung

Der Hersteller Dr. Brockhaus Messtechnik GmbH und Co. KG gibt eine allgemeine Genauigkeit des Messverfahrens von 2 % an. Der Einfluss der Probenaufheizung auf magnetische Verluste wurde durch mehrere Abkühlungspausen geringgehalten. Es ist bekannt, dass die Eisenverluste mit steigender Temperatur abnehmen. Dies liegt an der Temperaturabhängigkeit des spezifischen elektrischen Widerstandes (Zunahme bei Temperaturanstieg), wodurch die Wirbelstromverluste abnehmen. Da die Wirbelströme mit zunehmender Frequenz einen größeren Anteil an den Gesamtverlusten zeigen, ist der Effekt der Verlustreduzierung unter Temperatur bei hohen Frequenzen größer. Bei 80°C an Somaloy 700 HR und 50 Hz bzw. 5000 Hz sind 5 % bzw. 9 % geringere Verluste als bei RT zu erwarten [28]. Unter 40°C sind diese Abweichungen kleiner 3 %. Durch Messungen an mehreren Proben bzw. Mehrfachmessungen wurden mögliche Messfehler verringert.

3 Ergebnisse

3.1 Analysen an industriellen SMC

In diesem Kapitel werden eigene Analysen an industriellen SMC-Werkstoffen dargestellt. Neben der Analyse von Partikel- und Korngrößenverteilung und verschiedenen Gefügeauffälligkeiten in Kap. 3.1.1, beinhaltet diese Analyse auch die Betrachtung der Missorientierungsanteile mittels EBSD innerhalb Kap. 3.1.2. Im darauffolgenden Kap. 3.1.3 wird eine Analyse der Temperaturbeständigkeit zweier SMC-Varianten mit MgO-Beschichtung aufgezeigt. Diese Beschichtungen bieten eine höhere Wärmebehandlungstemperatur und damit neuartige Potenziale in der magnetischen Performance und spiegeln aktuelle Fortschritte in der industriellen SMC-Synthese wider. In Kap. 3.1.3 und Kap. 3.1.4 werden die magnetische Performance als auch andere physikalische Kenndaten der industriellen SMC-Werkstoffe verglichen und schließlich in Kap. 3.1.5 in Eigenschaftslandkarten gegeneinander abgegrenzt. Zuletzt erfolgt in Kap. 3.1.6 eine kurze Zusammenfassung der Erkenntnisse, die als Basis für die eigenen Prozessbeeinflussungen in den nachfolgenden Kapiteln herangezogen wurden.

3.1.1 Partikelmorphologie und innere Kornstruktur

Beim direkten Vergleich verschiedener unter industriellen Bedingungen wärmebehandelter SMC-Varianten im ungeätzten Gefügestand (Abb. 46 u. Abb. 47) sind Unterschiede in der Partikelgrößenverteilung ersichtlich. Hier zeigt der Werkstoff STX B7X eine grobe Partikelstruktur mit deutlich erkennbaren Partikelgrenzen (Abb. 46 a). Der Werkstoff AncorLam ist dagegen partikelseitig die feinste Variante in dieser Zusammenstellung (Abb. 46 b). Des Weiteren gibt es Unterschiede in der inneren Kornstruktur der Werkstoffe. Betrachtet man die SMC-Varianten in Abb. 46, zeigen sich dort feinere Kornstrukturen im Vergleich zu den in Abb. 47 dargestellten SMC-Varianten. Die inneren Kornstrukturen sind auch in der Form sehr unterschiedlich.

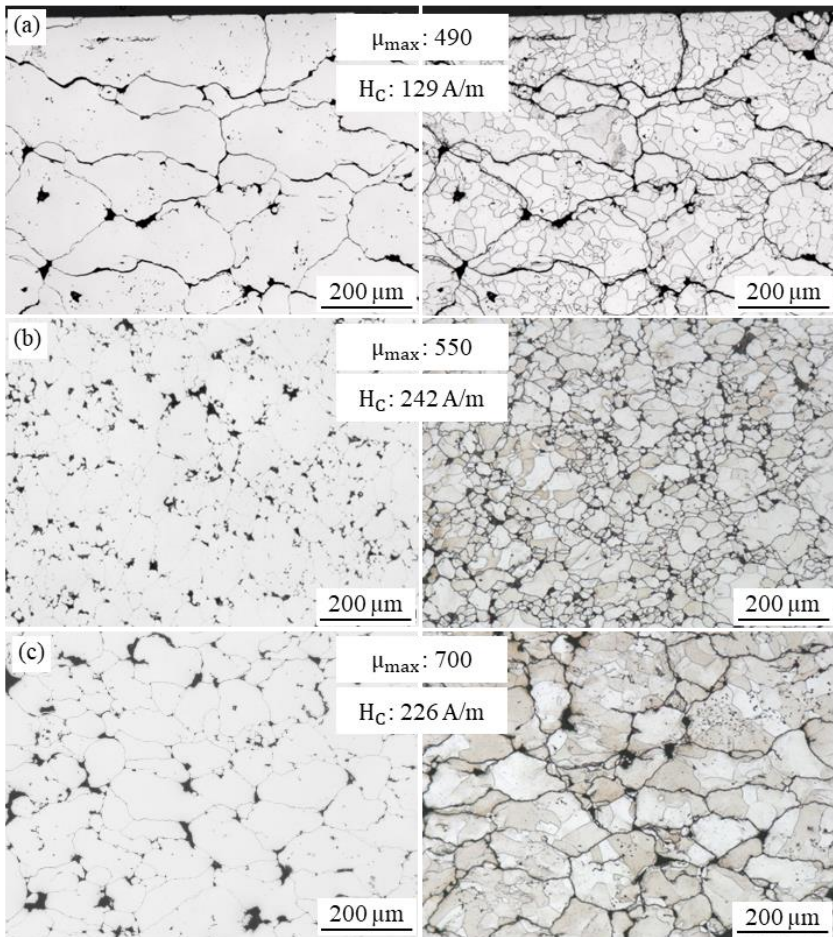


Abb. 46: Vergleich der Gefügestruktur der SMC-Varianten (a) STX B7X, (b) AncorLam und (c) Somaloy 700 HR 3P im ungeätzten (links) und geätzten (rechts) Gefügezustand unter Angabe magnetischer Kenndaten, DC, 5000 A/m, 100x, HF.

Vor allem der Werkstoff STX B7X (Abb. 46 a) weist eine gleichmäßige Kornstruktur auf. Dagegen besitzt der Werkstoff Somaloy 700 HR 3P (Abb. 46 c)

eine vergleichsweise unregelmäßig geformte Kornstruktur. Die Maximalpermeabilität und das Koerzitivfeld sind in den Abbildungen vermerkt. Die Permeabilität nimmt jeweils von (a) nach (c) in Abb. 46 und Abb. 47 zu.

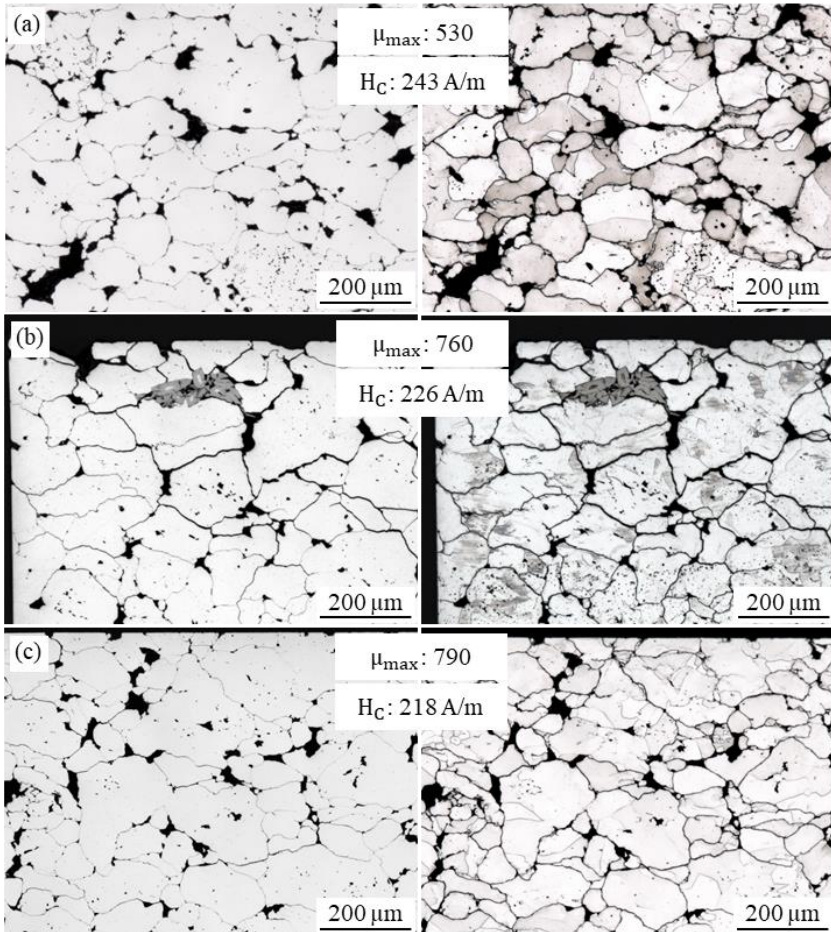


Abb. 47: Vergleich der Gefügestruktur der SMC-Varianten (a) STX M7, (b) STX S10 und (c) STX S7 im ungeätzten (links) und geätzten (rechts) Gefügestand unter Angabe magnetischer Kenndaten, DC, 5000 A/m, 100x, HF.

Die höchste Maximalpermeabilität erreicht mit 790 der Werkstoff STX S7 (mittlere Partikelgröße und grobe innere Kornstruktur) in Abb. 47 (c), während mit 490 die geringste Permeabilität beim Werkstoff STX B7X (grobe Partikelstruktur und feine innere Kornstruktur) in Abb. 46 (a) erreicht wird. Weitere sichtbare Unterschiede sind im Porositätsanteil erkennbar (Abb. 48). Die höchsten Dichten erreichen mit $> 7.62 \text{ g/cm}^3$ die Werkstoffe STX S7 und STX S10. Die geringste Dichte wird hier mit 7.40 g/cm^3 beim Werkstoff Somaloy 500 1P und mit 7.42 g/cm^2 (eigene Kompaktierung bei 800 MPa, RT) beim Werkstoff AncorLam (Abb. 48 b) erreicht. Beim Werkstoff STX S10 ist im Zentrum des Querschnitts eine leichte Pressele erkennbar, in deren Folge eine höhere Porosität und leichte Ablösungen zwischen den Partikelgrenzen vorliegen (Abb. 48 e).

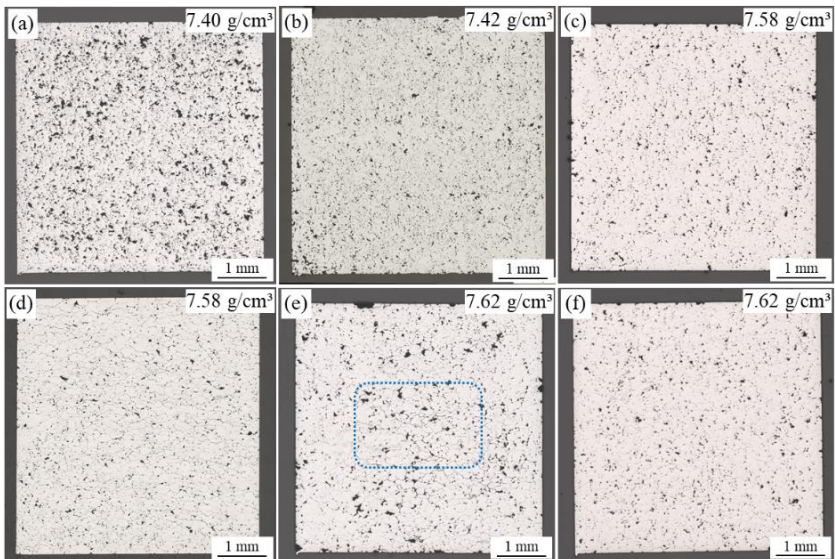


Abb. 48: Vergleich der pressbedingten Porosität und ihrer Verteilung im Ringquerschnitt verschiedener industrieller SMC-Bauteile aus (a) Somaloy 500 1P, (b) AncorLam, (c) Somaloy 700 HR 3P, (d) STX B7X, (e) STX S10 und (f) STX S7, HF, MosaiX (aus Einzelaufnahmen mit 100x).

Auch innerhalb der Partikel (intragranular) sind teilweise Porositäten vorhanden. Diese treten vermehrt bei gröberen Partikeln auf. So zeigt der Werkstoff Somaloy 700 HR 3P (grobe Partikelgrößenverteilung) vermehrt innere Porosität (Abb. 49 a), während diese beim Werkstoff AncorLam (feine Partikelgrößenverteilung) weniger stark ausgeprägt auftreten (Abb. 49 b). Durch korrelative Mikroskopie an geätzten und ungeätzten Schlifffen, kann ausgeschlossen werden, dass es sich bei diesen inneren Porositätseffekten um Ätzartefakte handelt.

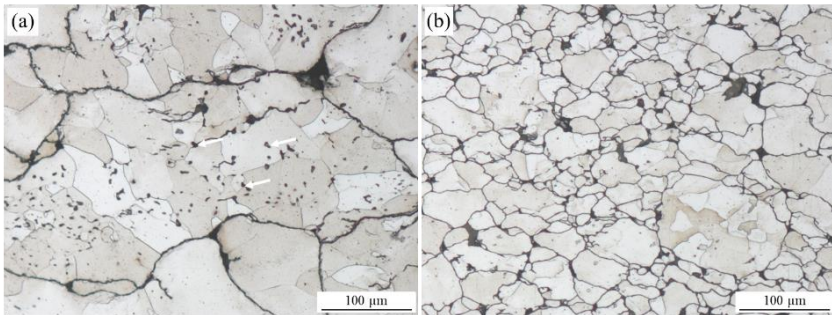


Abb. 49: Vergleich der inneren Porosität von zwei SMC-Varianten im geätzten Gefügezustand mit (a) Werkstoff Somaloy 700 HR 3P (grobe Partikelgrößenverteilung) und (b) Werkstoff AncorLam (feinste Partikelgrößenverteilung), HF, geätzt, 3%ig Nital, 200x.

Der Vergleich der Partikel- und Korngrößenverteilungen des Werkstoffs mit den feinsten Partikeln AncorLam (s. Abb. 46 b) und des Werkstoffs mit den größten Partikelgrößenverteilungen STX B7X (s. Abb. 46 a) ist in Abb. 50 (Korngrößenverteilung) und in Abb. 51 (Partikelgrößenverteilung) im wärmebehandelten Zustand dargestellt. Zum einen ist die Korngrößenverteilung des Werkstoffs AncorLam etwas breiter und weist Körner mit einer Größe von bis zu 180 µm auf (Abb. 50). Beim SMC-Material STX B7X liegen dagegen 78 % der Körner im Bereich einer Korngröße von 20 bis 80 µm und nur sehr wenige Körner haben eine kleinere oder größere Korngröße. Die Korngrößenverteilung ist schmaler bzw. homogener aber beide Werkstoffe erreichen einen d_{50} von 47 µm (STX B7X) bzw. 50 µm (AncorLam) in der Korngröße. Dieser Umstand macht sich in der kumulierten Auftragung der

Häufigkeit in einem sehr ähnlichem Kurvenverlauf in der Kornstruktur bemerkbar (Abb. 52). Bei Vergleich der Partikelgrößenverteilung zeigt sich dagegen beim Werkstoff STX B7X eine gröbere Verteilung mit einem d_{50} von $190 \mu\text{m}$ und es sind auch einige Partikel mit einer Größe von mehr als $400 \mu\text{m}$ (max. $680 \mu\text{m}$) vorhanden. Der Werkstoff AncorLam zeigt hier dagegen eine Partikelgrößenverteilung mit einem $d_{50} = 114 \mu\text{m}$ und einer maximalen Partikelgröße von $380 \mu\text{m}$. Die Unterschiede in der Partikelgröße sind in der kumulierten Auftragung sehr gut erkennbar.

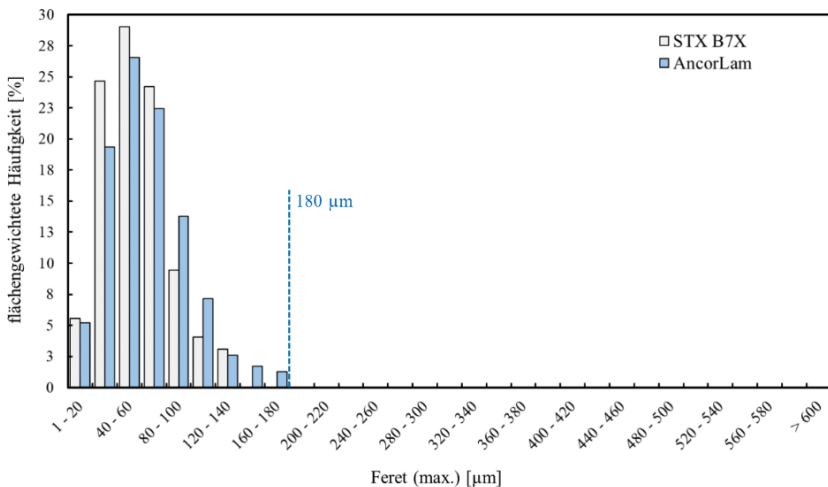


Abb. 50: Vergleich der flächengewichteten Häufigkeit der Korngröße der beiden industriell verarbeiteten SMC-Varianten STX B7X und AncorLam unter rasterelektronenmikroskopischer Auswertung des Feret (max.) in [μm], wärmebehandelte Zustände (AZ), EBSD.

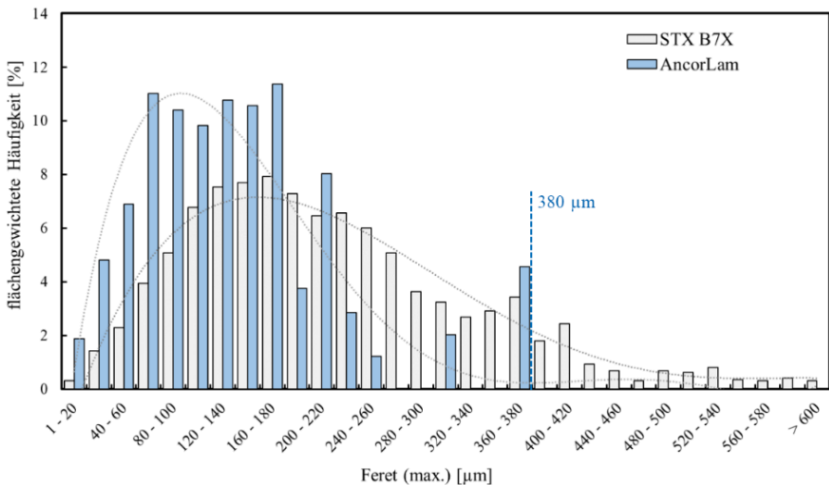


Abb. 51: Vergleich der flächengewichteten Häufigkeit der Partikelgröße der beiden industriell verarbeiteten SMC-Varianten STX B7X und AncorLam unter lichtmikroskopischer Auswertung des Feret (max.) in [µm], LM, HF.

Wie in Abb. 53 dargestellt, zeigt der Werkstoff STX B7X mit seiner sehr groben Partikelgrößenverteilung eine deutlich gestreckte Verformung der Partikel quer zur Pressrichtung. Dieser Umstand kann beispielsweise im Kennwert Feret.ratio (entspricht dem Quotient: $(\text{Feret (min.)} / \text{Feret (max.)})$) über die Partikelgröße hinweg dargestellt werden und illustriert, wie die Neigung zu länglichen und flachen Strukturen (kleines Feret.ratio) mit größer werdenden Partikeln zunimmt. Während feinere Partikel ($< 200 \mu\text{m}$) noch ein Feret.ratio im Bereich von 0.5 - 0.6 aufweisen (doppelt so großes Feret (max.)), tendiert bei den gröberen Partikeln ($> 400 \mu\text{m}$) das Feret.ratio auf Werte < 0.5 . Bei den größten Partikeln mit einer Größe von $680 \mu\text{m}$ wird mit 0.3 ein Minimum erreicht. Dies entspricht einer 3-mal so großen Ausdehnung in Querrichtung, wie parallel zur Pressrichtung.

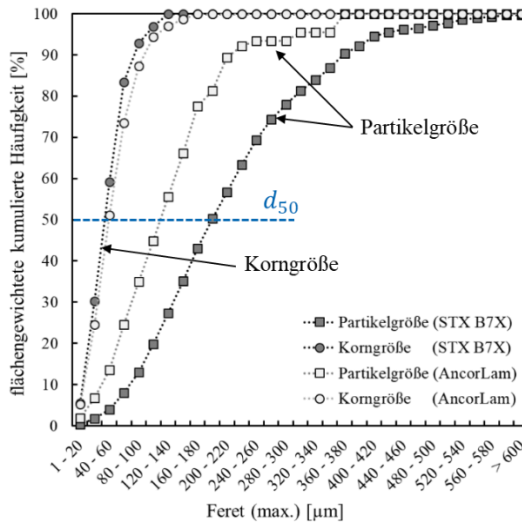


Abb. 52: Vergleich der flächengewichteten kumulierten Häufigkeit der Partikelgröße und Kornstruktur der industriellen SMC-Werkstoffe AncorLam und STX B7X unter Auswertung des Feret (max.), wärmebehandelte Zustände (AZ), LM und EBSD.

Die pressbedingte Gefügeanisotropie kann mittels quantitativer Gefügeanalyse durch die Definition einer Partikelgrenzdichte belegt werden. Diese beschreibt die Anzahl an Partikelgrenzen pro Streckeneinheit (hier mm). Wie in Abb. 54 (a) verdeutlicht, weist der Probenquerschnitt längs zur Pressrichtung ca. 11.6 Partikelgrenzen/mm auf. Dagegen ist die Länge an Partikelgrenzen quer zur Pressrichtung mit 7.8 Grenzen/mm um etwa 30 % niedriger. Die niedrigere Partikelgrenzdichte lässt sich durch die aufgrund der Kompaktierung entstandenen flacheren Partikel erklären, die durch den Pressvorgang immer mehr von der idealen Kugelform abweichen. Die Diagonale nimmt dagegen mit ~ 10 Partikelgrenzen/mm den Mittelwert ein. Als Messfläche wurde der gesamte Ringquerschnitt mit 5×5 mm zu Grunde gelegt. Um diese pressbedingte Anisotropie des Materials auch messtechnisch zu erfassen, wurden Balkenproben quer/- und längs zur Pressrichtung aus einer Ronde herausgearbeitet und wie in Abb. 54 (b) verdeutlicht bewickelt. Dieser vergleichbar mit einem Epsteinrahmen konstruierte Aufbau, zeigte eine um 5 %

höhere Permeabilität der Proben quer zur Pressrichtung im Vergleich zu den Balkenprobe die längs zur Pressrichtung entnommen wurde.

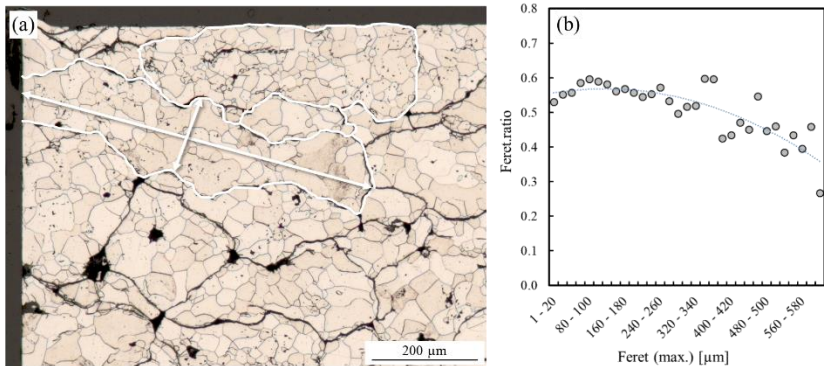


Abb. 53: Einfluss des Kompaktierungsvorgangs auf den Werkstoff STX B7X zeigt (a) Verformungsneigung der großen Partikel hin zu länglichen Körnern (100x, HF, geätzt) und (b) Verformungsneigung dargestellt am Feret.ratio nimmt mit groben Partikeln zu.

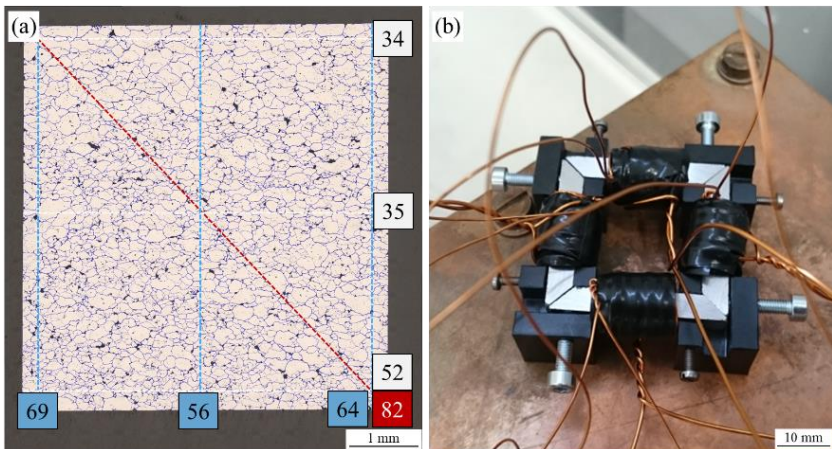


Abb. 54: (a) Quantitative Gefügeanalyse am Ringquerschnitt des Werkstoffs STX B7X unter Angabe der Anzahl an Partikelgrenzen je Linienzug und (b) messtechnische Beurteilung der magnetischen Eigenschaften anhand eines Messrahmens für SMC-Balkenproben.

3.1.2 Verformungs- und Rekristallisationszustand

Im Folgenden werden an den beiden Werkstoffen STX B7X und AncorLam EBSD-Analysen zur Bewertung des Anteils an Körnern mit hohen Missorientierungsanteilen (verformt) und Körnern mit geringen Missorientierungsanteilen (unverformt) dargestellt. Die EBSD-Analysen am nicht wärmebehandelten Grünzustand (800 MPa) zeigen in der inversen Polfigur (IPF, EBSD) deutliche Orientierungsgradienten (verschwommene Bereiche) innerhalb der Körner (Abb. 55). Diese weisen auf Verformungen hin (s. Kap. 2.3.3, S. 92). Da der Werkstoff STX B7X im Grünzustand (Abb. 55 a) eine größere Kornstruktur ($d_{50} = 100 \mu\text{m}$) aufweist, sind diese Orientierungsgradienten innerhalb der Körner leichter zu erkennen, als es beim Werkstoff AncorLam (Abb. 55 c) mit der feinen Kornstruktur ($d_{50} = 54 \mu\text{m}$) der Fall ist.

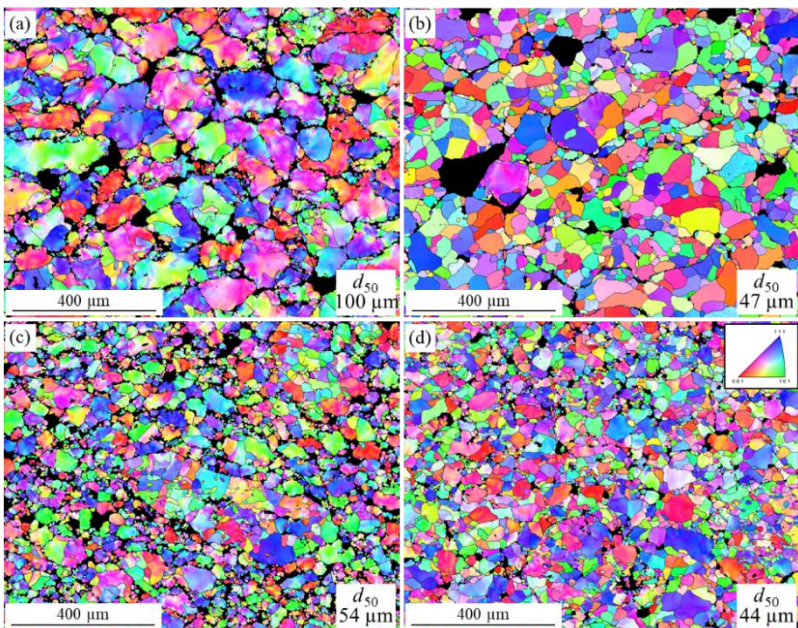


Abb. 55: Darstellung der inversen Polfigur von zwei unterschiedlichen SMC-Varianten mit (a) STX B7X im Grünzustand (800 MPa), (b) STX B7X nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), (c) AncorLam im Grünzustand (800 MPa) und (d) AncorLam nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), 100x, IPF, EBSD.

Es zeigt sich, wie nach der Wärmebehandlung die Anteile an verschwommenen Gefügebereichen reduziert werden (s. Abb. 55 b bzw. d). Als deutlicher Unterschied ist hier die Veränderung der Kornstruktur beim Werkstoff STX B7X nach der Wärmebehandlung zu nennen. Während hier eine deutlich feinere Kornstruktur resultiert ($d_{50} = 47 \mu\text{m}$, - 46 %), sind diese Mechanismen beim Werkstoff AncorLam schwächer ausgeprägt ($d_{50} = 44 \mu\text{m}$, - 6 %). Im Folgenden wird die Bewertung der Missorientierungen an den beiden Werkstoffen mittels Reference Orientation Deviation (ROD) illustriert (Abb. 56).

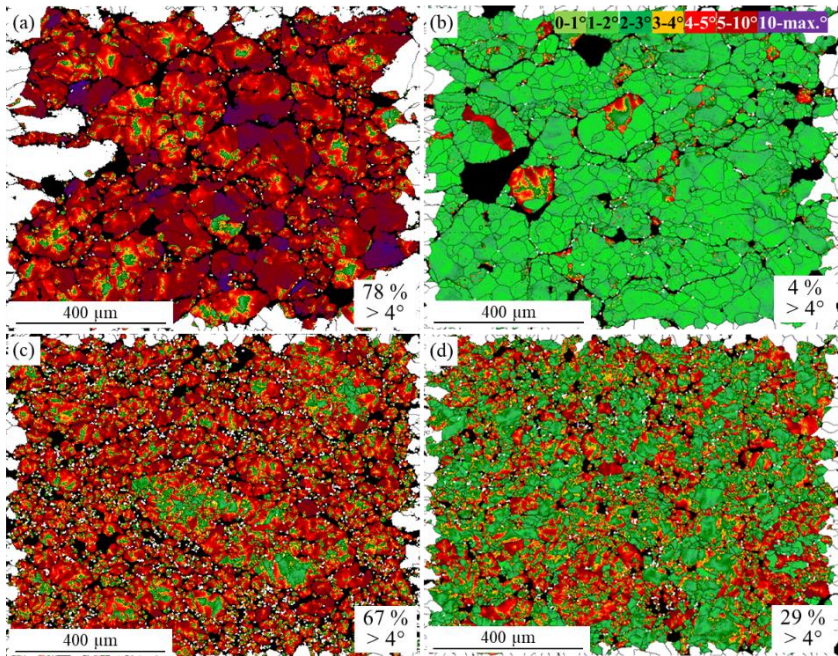


Abb. 56: Bewertung der Missorientierungen (ROD) an unterschiedlichen SMC-Varianten mit (a) STX B7X im Grünzustand, (b) STX B7X nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), (c) AncorLam im Grünzustand und (d) AncorLam nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), 100x, ROD, EBSD.

Es zeigt sich, wie ausgehend von missorientierten Gefügebestandteilen (hier rot) im verformten Gefüge des Grünzustands, nach der Wärmebehandlung bei 600 °C / 20 h ein Zustand mit geringeren Missorientierungen (hier grün) erreicht werden konnte. Die Probe STX B7X (Abb. 56 a) zeigt zum einen größere Verformungsanteile (78 % der Messpunkte > 4°) im Grünzustand als der Werkstoff AncorLam (67 % der Messpunkte > 4°) (Abb. 56 c). Außerdem besitzt der Werkstoff STX B7X auch einen vergleichsweise niedrigeren Missorientierungsanteil (nur noch 4 % der Messpunkte > 4°, statt 29 %) nach der gleichen Wärmebehandlung bei 600 °C / 20 h. Auffällig sind bei der Probe STX B7X auch die hohen Anteile an stark deformierten Körnern (lila Einfärbung), die auf sehr starke Orientierungsgradienten > 10° innerhalb der Körner hinweisen. Des Weiteren sind die Körner des Werkstoffs STX B7X großteils vollständig unverformt. Der Werkstoff AncorLam zeigt dagegen an sehr vielen Körnern noch vorhandene verformte Bereiche (> 4°).

3.1.3 Temperaturbeständigkeit von MgO-Beschichtungen

Zu den aktuell temperaturbeständigsten industriell erhältlichen Beschichtungen gehören die Magnesiumoxidbeschichtungen (s. Kap. 1.2.2, S. 38). Aus diesem Grund wurden zwei Werkstoffvarianten des Herstellers Diamet Corp. (Japan) bezüglich höherer Wärmebehandlungstemperaturen analysiert. Die Untersuchungen der temperaturbeständigeren MgO-Beschichtung der Werkstoffe MBS M21 und MBS R3 in einem Temperaturbereich zwischen 400 - 750 °C sind in Abb. 57 dargestellt. Es zeigt sich, dass beide Werkstoffe bis zu einer Temperatur von 600 °C im niedrigen Frequenzbereich (< 200 Hz) sehr ähnliche Abnahmen der Gesamtverluste durch Erholung und Rekristallisation zeigen. Der Werkstoff MBS M21 (a) weist ab einer Wärmebehandlung von 600 °C und einer Frequenz > 3.000 Hz höhere Gesamtverluste auf, wodurch sich die prozentualen Veränderungen zu positivem Vorzeichen (Verluste nehmen zu) verschieben. Bei noch höheren Wärmebehandlungstemperaturen von 750 °C ist dieser Übergang unter Zunahme der Gesamtverluste bereits bei 60 Hz gegeben. Dagegen zeigt der Werkstoff MBS R3 bei 600 °C noch eine ausreichende Frequenzstabilität bis 5.000 Hz. Eine Wärmebehandlung bei 750 °C bewirkt jedoch eine deutliche Zunahme des

Koerzitivfeldes im Wechselfeld, wodurch keine Ermittlung der Wechselfeld-eigenschaften mehr möglich war. Die größte Abnahme ($\sim 50\%$) des Koerzitivfeldes beider Werkstoffe war nach $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ erreicht, höhere Temperaturen erzeugten auch in den Gleichfeldmessungen nur marginale Verringerungen (um $1\text{-}2\%$) beim Werkstoff MBS M21 bzw. wieder eine Erhöhung des Koerzitivfeldes (um 30%) beim Werkstoff MBS R3.

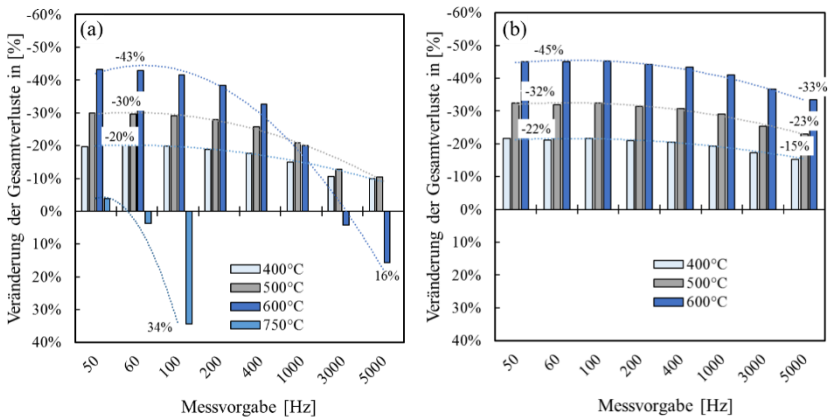


Abb. 57: Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Veränderung der Gesamtverluste ausgehend vom Grünzustand nach einer Wärmebehandlung von $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ für 3 h bei zwei SMC-Werkstoffen mit einer MgO-Beschichtung (a) MBS M21 und (b) MBS R3.

3.1.4 Physikalische Eigenschaften

Der Vergleich aller in Form von Ringbauteilen innerhalb dieser Arbeit zur Verfügung stehenden SMC-Varianten zeigt in Abb. 58 (a) den Kommutierungsverlauf im direkten Vergleich zu einer Standard Elektrolechgüte (Werkstoff M270-35A) für Elektromobilitätsanwendungen, die ebenfalls wie das SMC-Material in Ringform mehrerer gestapelter Blechlagen vermessen wurde. Der Werkstoff STX S7 aus Abb. 47 (c) weist neben STX S10 und Somaloy 700 HR 3P die größte Steigung und damit höchsten Induktionen bis 5000 A/m auf. Dagegen liegt der Werkstoff MBS R3 deutlich tiefer und

erreicht bei einem Feld von 5000 A/m mit 0.9 T die geringste Polarisation. Die Permeabilitätsverläufe sind in Abb. 58 (b) dargestellt. Es zeigt sich, wie die Feldstärke $H_{\mu_{\max}}$ bei geringerem Permeabilitätsmaximum zu höheren Feldern verschoben wird. Demnach wird das Maximum der Werkstoffe STX S7, STX S10 und Somaloy 700 HR 3P bereits bei 445, 452 bzw. 515 A/m erreicht, während das Maximum von STX B7X und AncorLam erst später bei etwa 730 bzw. 734 A/m eintritt. Der Werkstoff MBS R3 zeigt die geringste Permeabilität der dargestellten SMC-Werkstoffe und erreicht erst bei 1430 A/m ein μ_{\max} von 180. Zum Vergleich, das in Abb. 58 (a) eingezeichnete Elektroblech der Güte M270-35 A erreicht das Permeabilitätsmaximum bei etwa 36 A/m.

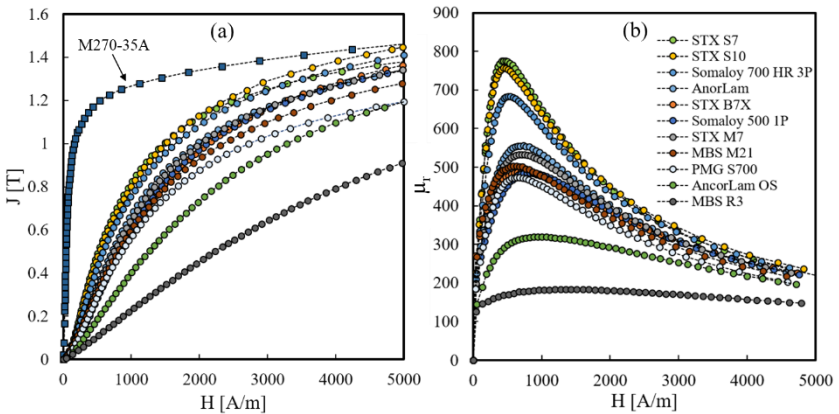


Abb. 58: Vergleich der Kommutierungsverläufe der innerhalb der Arbeit vermessenen industriellen SMC-Varianten (a) im direkten Vergleich zu einem Elektroblech der Güte M270-35A und (b) dem Permeabilitätsverlauf aller SMC-Varianten, DCK, 5000 A/m.

Nachfolgende Tabelle gibt die ermittelten physikalischen Kenndaten aller analysierten SMC-Varianten im Vergleich an. Es zeigt sich, dass mit 3.15 W/kg (50 Hz, 1 T) die geringsten Gesamtverluste beim Werkstoff STX B7X auftreten. Auch der Werkstoff MBS M21 zeigt hier aufgrund der hohen Wärmebehandlungstemperatur von 750 °C mit 3.85 W/kg niedrige Werte. Das Elektroblech kann hier mit 1.15 W/kg jedoch noch niedrigere Werte bieten und besitzt durch die hohe Permeabilität ($\mu_{\max} \sim 10.000$) und das

niedrige Koerzitivfeld ($H_C = 26 \text{ A/m}$) einen geringen Hystereseverlustanteil von knapp 1.0 W/kg . Die Hystereseverluste bei den SMC-Werkstoffen liegen durch die geringeren Permeabilitäten (mehr als 10-fach geringer) und höheren Koerzitivfeldern (5-fach höher) mindestens 3-mal so hoch (niedrigster Wert hier $\sim 3 \text{ W/kg}$ bei STX B7X). Jedoch zeigen die SMC-Werkstoffe die geringeren dynamischen Verlustanteile und erreichen dort minimale Werte von 0.03 bis 0.06 W/kg , während das E-Blech mit 0.16 W/kg bereits bei den niedrigen Frequenzen höhere Werte aufweist.

Tab. 10: Vergleich der physikalischen Eigenschaften aller innerhalb dieser Arbeit untersuchten industriellen SMC-Varianten mit Angabe zu Dichte ρ , maximaler Permeabilität μ_{\max} , Koerzitivfeld H_C , Gesamtverlust P_S , dynamischem Verlust P_{dyn} , Hystereseverlust P_h und spezifischem elektrischen Widerstand ρ_e , DC (5000 A/m), AC (50 Hz und 1 T).

Kennwert	ρ g/cm ³	μ_{\max}	H_C A/m	P_S W/kg	P_{dyn} W/kg	P_h W/kg	ρ_e $\mu\Omega\text{m}$	B T
Somaloy 700 HR 3P (AZ)	7.58	690	221	4.88	0.07	4.81	379	1.43
Somaloy 500 1P (AZ)	7.42	485	257	5.83	0.07	5.75	43	1.34
STX B7X (AZ)	7.58	485	129	3.15	0.08	3.07	117	1.36
STX M7 (AZ)	7.39	533	243	5.10	0.06	5.04	236	1.34
STX S10 (AZ)	7.63	750	226	4.86	0.13	4.74	24	1.45
STX S7 (AZ)	7.62	853	218	4.68	0.1	4.58	48	1.38
AncorLam (500 °C / 3 h)	7.42	555	242	6.71	0.21	6.50	-	1.34
AncorLam O/S (500 °C / 3 h)	7.27	320	259	6.09	0.18	5.91	22	1.20
MBS M21 (750 °C / 3 h)	7.50	500	153	3.85	0.13	3.72	-	1.28
MBS R3 (600 °C / 3 h)	7.26	183	222	5.26	0.03	5.23	-	0.90
M270-35A (Ring, Wasserstr.)	7.65	10 k	26	1.15	0.16	0.99		1.46

3.1.5 Eigenschaftslandkarten

Die Kenndaten aller SMC-Varianten, unter Clusterung der relevanten Eigenschaftsbeziehungen für Anwendungen in Traktionsmotoren, sind in den folgenden Abbildungen (Abb. 59, Abb. 60 und Abb. 61) dargestellt. Die Farbgebung wurde entsprechend der Hersteller (s. Kap. 1.2.3, S.48) gewählt. Die Werkstoffe mit den höchsten Permeabilitäten (> 720) weisen mitunter auch die höchsten Festigkeiten TRS ($> 100 \text{ MPa}$) auf. Die Spannweite der Permeabilität reicht von 220 - bis 950, die der Festigkeit von 30 - bis 150 MPa. Der

Hersteller Höganäs AB besitzt hier mit SG-Technologies und GKN die SMC-Materialien mit den höchsten Festigkeiten. Bei Auftragung der Gesamtverluste gegen die Festigkeit ergibt sich in dieser Arbeit eine Zweiteilung aus Werkstoffen mit Festigkeiten < 75 MPa und Werkstoffen > 75 MPa.

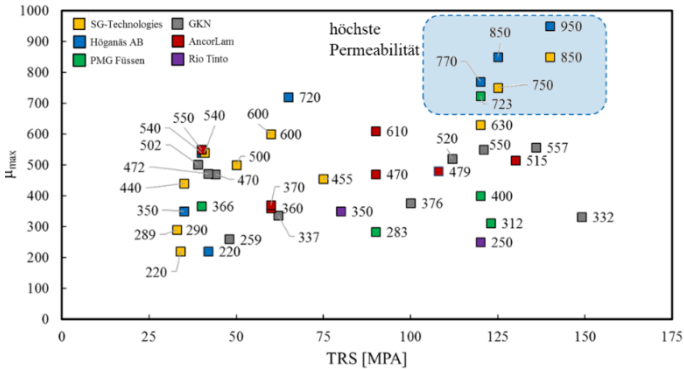


Abb. 59: Vergleich der Eigenschaften industrieller SMC-Varianten unter Auftragung der Maximalpermeabilität gegenüber der Biegefestigkeit TRS (Transverse Rupture Strength) nach ISO 3325, Farbgebung nach Hersteller zugeordnet.

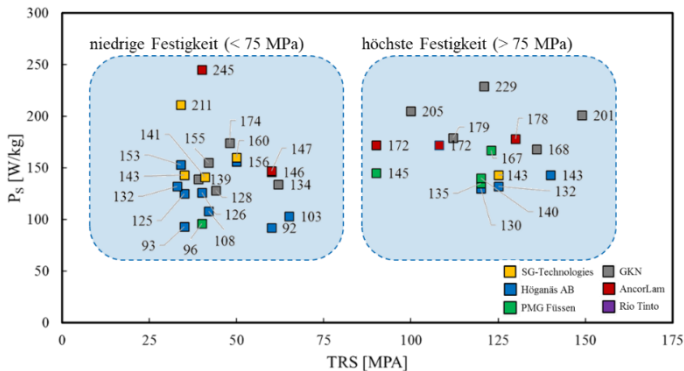


Abb. 60: Vergleich der Eigenschaften industrieller SMC-Varianten unter Auftragung der Gesamtverluste P_s (1 T, 1.000 Hz) gegenüber der Biegefestigkeit TRS (Transverse Rupture Strength), Farbgebung nach Hersteller zugeordnet.

Der niedrigste Verlust am Messpunkt 1000 Hz / 1 T liegt bei 92 W/kg, der höchste bei 245 W/kg. Zuletzt zeigt sich in Abb. 61, dass der Hersteller Höganäs AB eine breite Palette aus Werkstoffen im gesamten Permeabilitätsverlauf bietet, die hierbei des Weiteren die niedrigsten Verluste aufweisen.

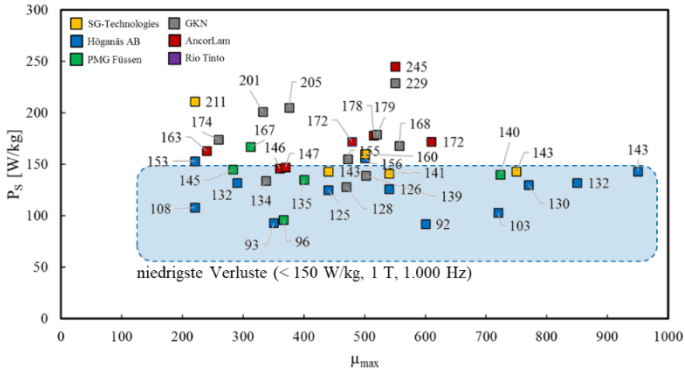


Abb. 61: Vergleich der Eigenschaften industrieller SMC-Varianten unter Auftragung der Gesamtverluste P_5 (1 T, 1000 Hz) gegenüber der Maximalpermeabilität μ_{\max} , Farbgebung nach Hersteller zugeordnet.

3.1.6 Zusammenfassung

Aus den Analysen an industriellen SMC-Varianten wurden mehrere Themenschwerpunkte abgeleitet, die im Folgenden an Versuchsreihen untersucht wurden.

1. Die Korngrößenverteilung zeigt signifikante Unterschiede.
2. Die Form der inneren Körner ist unterschiedlich.
3. Durch den Pressvorgang resultiert eine Partikelformanisotropie.
4. Größere Partikel zeigen auffällig großen inneren Porositätsanteil.
5. Bei gleichem Kompaktierungsdruck können in Abhängigkeit des SMC-Werkstoffs unterschiedliche Anteile und Verteilungen eingebrachter Missorientierungen (EBSD) vorliegen.

6. Die in Folge einer Wärmebehandlung hervorgerufene Zunahme an unverformten Bereichen ($< 3^\circ$, EBSD) ist bevorzugt an den Partikelgrenzen feststellbar (EBSD).

Dieser Umstand führt zu der Fragestellung, in wie weit die Partikel- und Korngrößenverteilung Einfluss auf das Verformungs- und Rekristallisationsverhalten besitzt und ist daher Teil der nachfolgenden Analysen zur Kompaktierung (Kap. 3.2) und Wärmebehandlung (Kap. 3.3). Hierzu wird im Kap. 3.2.1 der Ausgangszustand des Pulvers vor der Kompaktierung im Detail untersucht und auf dieser Basis das Verformungsverhalten konventionell verfügbarer Partikelfraktionen (Kap. 3.2.2) unter Variation des Pressdrucks (Kap. 3.2.3) dargestellt. Dadurch ist es möglich, erste Aussagen zu Partikel- und Kornform (Anisotropie), Kornanzahl und Größenverteilung der inneren Körner als auch das Vorhandensein von Poren in Abhängigkeit von der Partikelgröße und des Pressdrucks herauszuarbeiten (Themenschwerpunkte 1 - 4). Das Kapitel 3.2 schließt mit einer Untersuchung von fraktionierten Partikelgrößenverteilungen in Kap. 3.2.4 ab. Hierdurch können die zuvor erarbeiteten Ergebnisse an konventionellen Partikelgrößenverteilungen nochmals genauer geprüft werden, wobei die gleichen Themenschwerpunkte 1 - 4 im Fokus liegen. In Kap. 3.3 werden aufbauend auf den Ergebnissen der Kompaktierung Einflüsse der Wärmebehandlung untersucht. Beginnend mit den durch Variation des Pressdrucks eingebrachten Unterschieden in der Ausprägung der Kompaktierung des Materials (Kap. 3.3.1), werden durch Variationen in der Wärmebehandlungsdauer (Kap. 3.3.2) und dem gezielten Kornwachstum durch hohe Temperaturen (Kap. 3.3.3) die Stellgrößen zur Mikrostrukturbeeinflussung an SMC-Materialien in Folge der Glühbehandlung herausgearbeitet. Dadurch ist es möglich, die Spannweite und Stellhebel zur Beeinflussung der inneren Korngrößenverteilungen in den untersuchten industriellen Produkten besser zu verstehen. Außerdem kommen nun die Themenschwerpunkte 5 und 6 in den Fokus und können an konventionellen Partikelfraktionen als auch anhand fraktionierter Partikelgrößenverteilungen (Kap. 3.3.4) bearbeitet werden. Das Kapitel 3.3 schließt mit einer Betrachtung der dynamischen Verlustanteile (Kap. 3.3.5) nach Durchführung der Wärmebehandlung ab.

3.2 Kompaktierung

In diesem Kapitel erfolgen Analysen zur Kompaktierung. Ausgehend von Kap. 3.2.1, welches den Zustand des Ausgangspulvers in Kornstruktur, Verformungsanteil und der Domänenstruktur beleuchtet. Dies ermöglicht im Weiteren, die in Kap. 3.2.2 dargestellten Auswirkungen einer Kompaktierung an konventionellen Partikelgrößenverteilungen zu beleuchten. In Kap. 3.2.3 wird hierzu der Einfluss einer Variation des Pressdrucks (200, 400 und 800 MPa) auf die damit einhergehenden Gefügeveränderungen wie pressbedingter Anisotropie, Kornverformung und Missorientierungsanteil untersucht und mit den Auswirkungen in den magnetischen Eigenschaften korreliert. Zuletzt wird im Kap. 3.2.4 das Verformungsverhalten von Partikelfractionen im Bereich 15 bis 500 μm näher betrachtet und der Einfluss unterschiedlicher Partikel- und Korngrößenverteilungen herausgearbeitet. Zusätzlich zu mikroskopischen und magnetischen Analysen werden des Weiteren detaillierte Messdaten der Pressphase dargestellt und in einzelne Abschnitte des Kompaktierungsvorgangs unterteilt.

3.2.1 Ausgangszustand des unkompaktierten Pulvers

Um die Prozesseinflüsse der Kompaktierung auf die Mikrostruktur bewerten zu können, wurde das Ausgangspulver (AncorLam) bezüglich innerer Kornstruktur, Partikelgröße und Anteil an bereits messbaren Deformationen untersucht. Wie in Abb. 62 dargestellt, zeigt die inverse Polfigur (IPF, (a)) eine regellose isotrope Kornorientierung innerhalb der einzelnen Partikel. Die kleinsten Körner mit $< 30 \mu\text{m}$ (blau) liegen hierbei regellos verteilt an den Partikelgrenzen aber auch im Inneren der Partikel vor und nehmen einen geringen Flächenanteil von etwa 3 bis 4 % ein, Abb. 62 (b). Etwa 20 % der Körner sind $> 90 \mu\text{m}$ (gelb) und damit der flächengewichtet betrachtet dominanter Korngrößenanteil. Das Feret.ratio der Körner zeigt durchschnittlich einen Wert von 0.53. Vor allem in den großen Körnern sind die in der inversen Polfigur erkennbaren verschwommenen Orientierungszustände sichtbar. Durch die Bewertung der Orientierungsgradienten mittels ROD zeigt sich, dass etwa 25 % der Kornstruktur Missorientierungen $> 4^\circ$ aufweisen Abb. 62 (c). Diese liegen dabei vermehrt an den Partikelgrenzen vor (KAM, Abb. 62 d) und

verformte Gefügebestandteile sind vor allem in den Körnern am äußeren Rand der Partikel vorhanden. Nur an wenigen Stellen sind verformte Körner auch im Inneren der Partikel vorhanden. So zeigt das Innere der Partikel nur bei feinen Partikeln ($< 100 \mu\text{m}$) nennenswerte Verformungsspitzen an, während grobe Partikel im Inneren größere unverformte Farbbereiche mit geringen Missorientierungsanteilen aufweisen (KAM, blau, (d)).

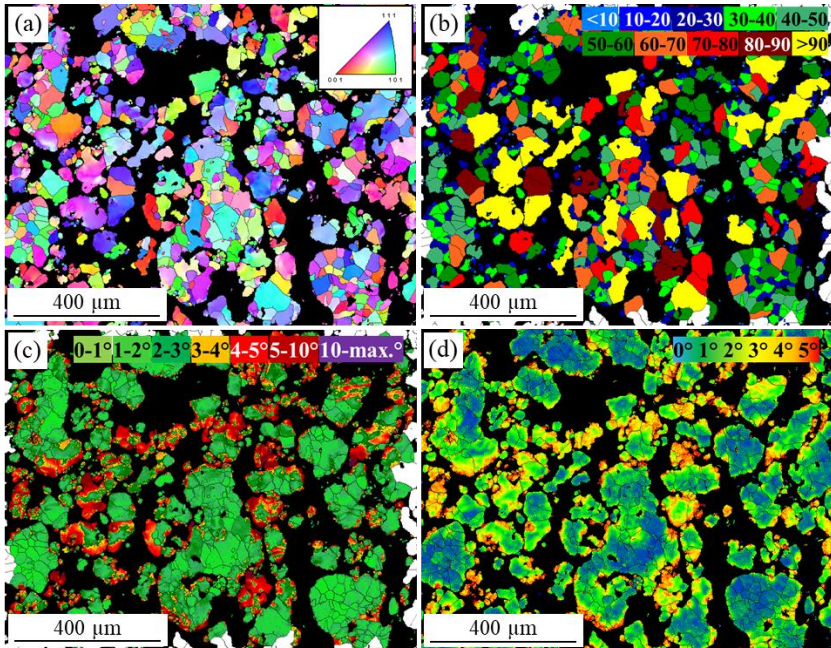


Abb. 62: Darstellung verschiedener EBSD-Analysen an einem unkompaktierten Ausgangspulver des Werkstoffs AncorLam mit (a) inverser Polfigur, (b) segmentierter Korngröße, (c) Bewertung mittels ROD und (d) Bewertung mittels KAM, EBSD, 100x.

Die Analyse der Partikelgrößenverteilung wurde sowohl am losen Pulverhaufwerk mittels eines Stereomikroskops Zeiss Zoom.V16 und an metallographischen Schlifflinien durchgeführt (Abb. 63). Während beim losen Pulver stets die äußersten Randgeometrien, der Schattenwurf, und damit die größte Ausprägung der Partikel in Bezug auf die optische Achse des Mikroskops detektiert

wird, sind bei metallographischen Schlifften statistisch zufällig verteilte Schnittebenen innerhalb der Partikel die quantifizierte Messgröße. Betrachtet man die Auswertungen in Abb. 63 und Abb. 64, zeigen die Kornstrukturen den größten Anteil an Körnern im Bereich von 40 - bis 70 μm und einen $d_{50,f}$ von 54 μm ($d_{90,f}$ von 100 μm), während die Partikelgröße in der Schliffebene einen Wert von $d_{50,f}$ von 114 μm ($d_{90,f}$ von 213 μm) annimmt. Die größten detektierten Körner besitzen ein Feret (max.) von etwa 170 μm . Die Partikelgrößenverteilung des losen Pulverhaufwerks reicht, im Vergleich zur Schlifffanalyse (hier größte Partikel bei 380 μm), in einen deutlich größeren Bereich hinein und die mittlere Partikelgröße ist mit $d_{50,f} = 240 \mu\text{m}$ ($d_{90,f}$ von 534 μm) etwa doppelt so hoch. Die größten Partikel besitzen ein Feret (max.) von $> 600 \mu\text{m}$.

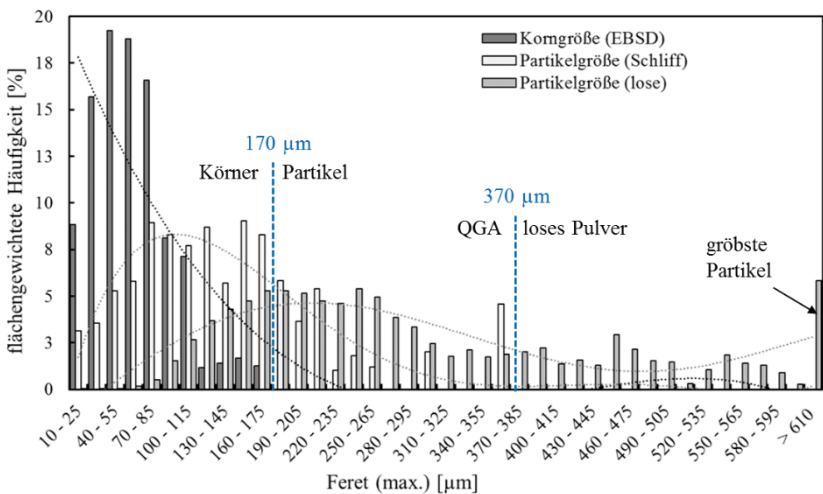


Abb. 63: Vergleich der an losem Ausgangspulver AncorLam durchgeführten Analysen der Partikel-/und Korngrößenverteilungen unter Vergleich von Schlifffproben und Pulveranalysen an losem Pulver mittels Stereomikroskop.

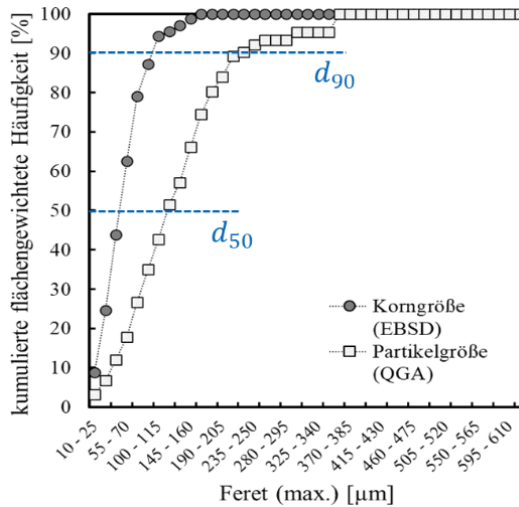


Abb. 64: Kumulierte Häufigkeit der flächengewichteten Messgrößen der Partikelgrößen- und Korngrößenverteilung des Ausgangspulvers AncorLam (LM, EBSD).

Der Zustand des Ausgangspulvers wird in Abb. 65 unter höherer Vergrößerung eines einzelnen Partikels gezeigt. In der IPF-Aufnahme in Abb. 65 (a) zeigen sich verschwommene Gefügebereiche in der rechten Seite des Partikels. Der eingezeichnete Bereich wird im späteren Verlauf nochmals unter höherer Vergrößerung (1000x) in Abb. 66 dargestellt. Die Kornstrukturen sind bezüglich der Ausdehnung Feret (max.) in Abb. 65 (b) segmentiert. Ein paar sehr feine Kornstrukturen ($< 10 \mu\text{m}$, hellblau) sind um die inneren Porositäten herum vorhanden, ansonsten wird die größte Fläche des Partikels aus Körnern zwischen 40 - und 70 μm gebildet.

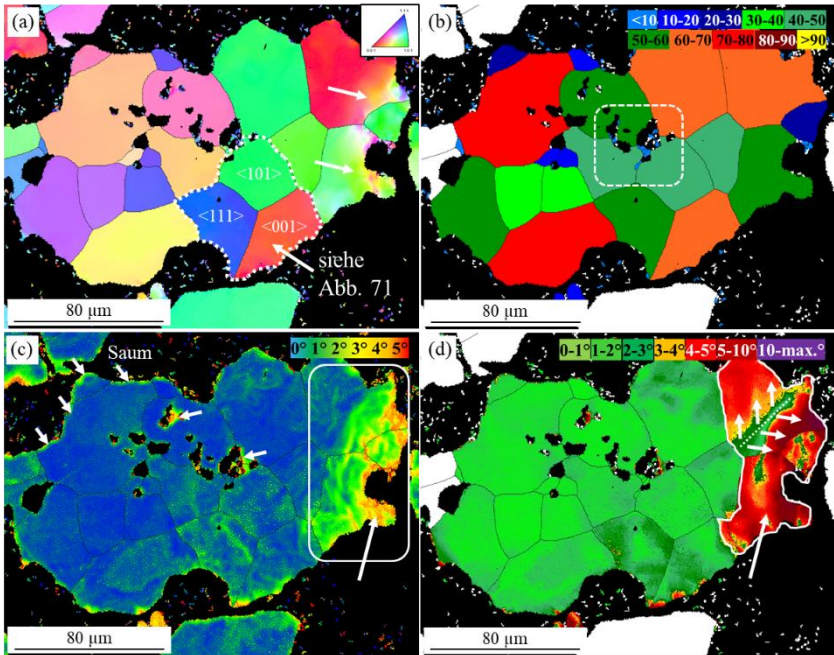


Abb. 65: EBSD-Analyse an einem einzelnen SMC-Partikel eines unkompaktierten Pulvers (AncorLam) mit (a) IPF von verschwommenen Orientierungsbereichen (weiße Pfeile) und auffälliger Kornansammlung (weißer Rahmen), (b) Korngröße Feret (max.) mit sehr feinen Körnern um innere Porosität herum (weißer Rahmen), (c) Missorientierungen über KAM an den Partikelgrenzen und inneren Poren (weiße Pfeile) und (d) Missorientierungen über ROD mit größten Gradienten im rechten Bereich (weißer Rahmen) und typischem zweigeteilten linienartigem Verlauf des Gradienten (weiße Pfeile), 500x, EBSD.

In Abb. 65 (c) ist die Analyse der Missorientierungen mittels Kernel Average Misorientation (KAM) dargestellt. Während die Partikelkonturen einen leichten Saum an Missorientierungen aufweisen, ist die rechte Seite des Partikels mit stärkeren Orientierungsgradienten behaftet, die in das Partikelinnere eindringen. Auch an den inneren Porositäten des Partikels sind vermehrt Missorientierungen erkennbar. Zuletzt ist in Abb. 65 (d) die Bewertung mittels Reference Orientation Deviation (ROD) dargestellt.

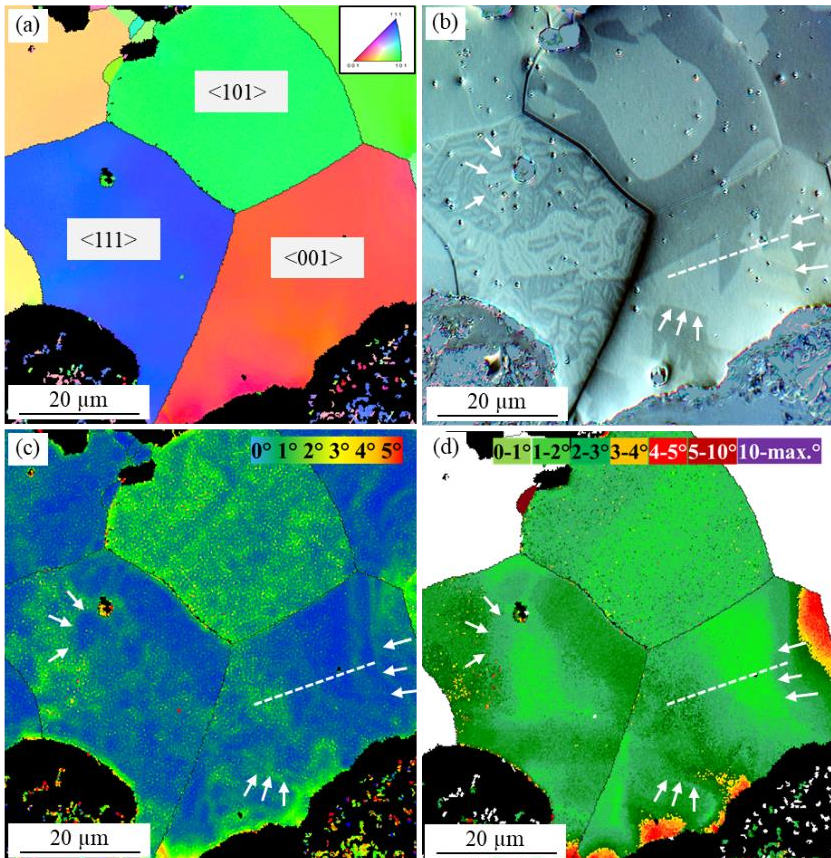


Abb. 66: Korrelative EBSD-Analyse und Kerr-Mikroskopie in hoher Vergrößerung zur Bewertung des Einflusses kleinster Kornverformungen auf die Domänenstruktur des unkompaktierten Ausgangspulvers AncorLam mit (a) IPF mit eingezeichneten Raumrichtungen der 3 Körner, (b) Kerr-Mikroskopie, (c) KAM und (d) ROD, eingezeichnete weiße Pfeile geben auffällige Stellen mit hohen Orientierungsgradienten an, weiße Linie für beispielhafte Messstrecke, EBSD/Kerr, 1000x.

Die Effekte an den Partikelgrenzen werden durch das Verfahren ROD abgeschwächt und werden hier nicht als Missorientierung detektiert. Dagegen wird der rechte Teil des Partikels aufgrund der starken Orientierungsgradienten (s. Abb. 65 c) als verformter Gefügebereich eingefärbt. Durch die Bewertung

des Verfahrens in Abhängigkeit der mittleren Kornorientierung, ergibt sich innerhalb der verformten Körner ein Übergangsbereich, von dem aus ein Orientierungsgefälle symmetrisch in beide Richtungen ausgeht. Eine nochmals vergrößerte Analyse des in Abb. 65 (a) dargestellten Partikels in der inversen Polfigur ist in Abb. 66 illustriert. Hier wird der Fokus auf drei Körner gerichtet, die mit guter Näherung die kristallographischen Raumrichtungen des Eisenwerkstoffs in $\langle 111 \rangle$, $\langle 101 \rangle$ und $\langle 001 \rangle$ (s. IPF Abb. 66 a) senkrecht zur Schliffebene aufweisen. Durch eine korrelative Analyse der Domänenstrukturen an diesen drei Körnern in Abb. 66 (b) ist der Einfluss der Kornorientierung auf die Domänenstruktur sichtbar. Während bei einer $\langle 111 \rangle$ Orientierung vergleichsweise feine Domänenstrukturen sichtbar sind, nehmen diese bei der $\langle 101 \rangle$ bzw. $\langle 001 \rangle$ Orientierung eine deutlich gröbere Struktur ein. Vergleicht man die Domänenstruktur in Abb. 66 (b) mit den in Abb. 66 (c) und Abb. 66 (d) durchgeführten Bewertungen der Missorientierungen, folgen manche Störungen der Domänenstrukturen scheinbar den Orientierungsgradienten (eingezeichnete Pfeile). In Abb. 66 sind im Maximum 0.5° Orientierungsunterschied zwischen benachbarten Messpunkten (Schrittweite von $0.25 \mu\text{m}$) vorhanden, wobei auf der Messstrecke (gestrichelte Linie) ein Gesamtgradient von 5° vorherrscht. Demnach reichen schon sehr geringe Orientierungsabweichungen wie beispielsweise Spannungen, die Domänenstruktur zu beeinflussen. Dies wird in Arbeiten von Schäfer et al. [74, 75] verdeutlicht, in denen schon Spannungen von 6 - bis 10 MPa eine Veränderung der Domänenstruktur (sogenannte *engl. stress pattern*) bewirken. Um herauszufinden, in wie weit detektierbare Missorientierungen bzw. Verformungen mittels EBSD als Pinning-Zentren wirken, wurden mikroskopische Untersuchungen unter Feldbeaufschlagung durchgeführt (s. Abb. 67). Es zeigt sich, wie mit Erhöhung des Feldes die verformten und nachteilig zum Feld ausgerichteten Körner (hier verformtes Korn mit $\langle 111 \rangle$ Orientierung) keine nennenswerte Domänenwandbewegung aufzeigen.

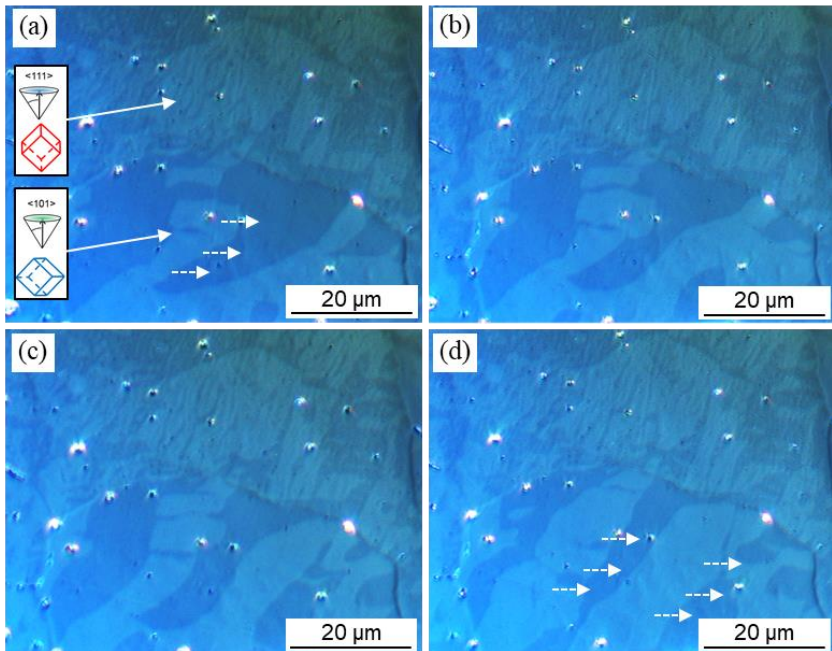


Abb. 67: Kernmikroskopische Untersuchung der Domänenwandbewegung mittels Jochaufbau unter ansteigender Feldbeaufschlagung (a) \rightarrow (d), LM, 1000x.

Das benachbarte unverformte Korn mit einer $\langle 101 \rangle$ Orientierung zeigt dagegen eine hohe Bewegungsfähigkeit der Domänenwände. Derartige Untersuchungen eignen sich, die EBSD-Analysen der Orientierungsgradienten mit den kernmikroskopischen Analysen zu korrelieren und kritische Orientierungsabweichungen zu definieren, ab denen die Bewegungsfähigkeit der Domänenwände signifikant eingeschränkt wird. Dies wäre beispielsweise an den in Abb. 66 dargestellten Analysen auf Basis eines leicht verformten SMC-Korns möglich, ist aber nicht Teil dieser Arbeit.

3.2.2 Verformungsverhalten industrieller Partikelgrößenverteilungen

In Abb. 68 a und b ist das Verformungsverhalten der angelieferten konventionellen Partikelgrößenverteilungen unter Auswertung des Verformungsweges in Abhängigkeit des Pressdrucks dargestellt. Um den Unterschied zwischen einer feinen Partikelgrößenverteilung und groben Partikelgrößenverteilung zu ermitteln, sind die Werkstoffe AncorLam (fein) und AncorLam O/S (grob) aufgeführt. Weiter wurde ein Mix aus beiden Varianten hergestellt. Dieser Mix enthält gleiche Massenanteile an Partikeln mit der Größe 0 - 100 μm , 100 - 200 μm , 200 - 300 μm , 300 - 400 μm und 400 - 500 μm und weist dadurch eine breite und gestreckte, homogene Partikelgrößenverteilung auf. Des Weiteren wurde der Werkstoff AncorLam ohne und mit Schmiermittelzugabe untersucht.

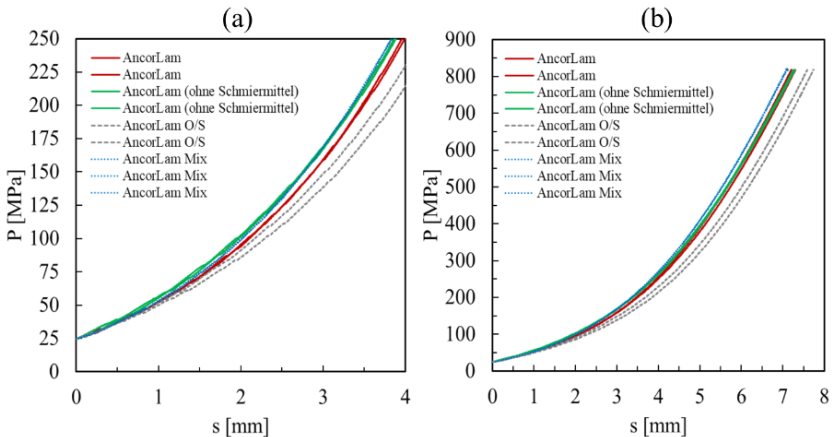


Abb. 68: Pressdruck (in [MPa]) über Verformungsweg (in [mm]) der industriellen Partikelgrößenverteilungen AncorLam, AncorLam O/S und einem Mix (AncorLam + AncorLam O/S mit gleichen Anteilen der Partikelfraktionen in 100 μm Schritten) bei (a) geringen Drücken bis 250 MPa und (b) bis zum Maximaldruck von 800 MPa, HTSC-Messdatenerfassung.

Es zeigt sich, dass die AncorLam Variante ohne Schmiermittelzugabe als auch der Fraktionen-Mix ein ähnliches Verhalten zeigen, während sich beim

Werkstoff AncorLam mit Schmiermittelzugabe ein geringerer Druckanstieg über dem Verformungsweg einstellt. Der Werkstoff AncorLam (O/S) zeigt den geringsten Druckanstieg und längsten Verformungsweg. Insgesamt wird bei beiden AncorLam Varianten (mit und ohne Schmiermittel) ein Verformungsweg von 8 bzw. 7.9 mm zurückgelegt und eine Dichte von 7.27 bzw. 7.36 g/cm³ erreicht, während AncorLam O/S mit 8.4 mm (Dichte von 7.27 g/cm³) den größten Wert aufweist (Mix mit 7.8 mm und 7.48 g/cm³). Um mögliche Gradienten in der Verformung der Partikel zwischen Werkzeugwand und dem Kerninneren zu untersuchen, wurden Analysen am Randbereich des Ringquerschnitts durchgeführt (Abb. 69). Es zeigt sich, dass sowohl an der Matrizeninnenwand, als auch beim direkten Kontakt mit dem Unterstempel keine zusätzlichen Verformungseffekte festzustellen sind.

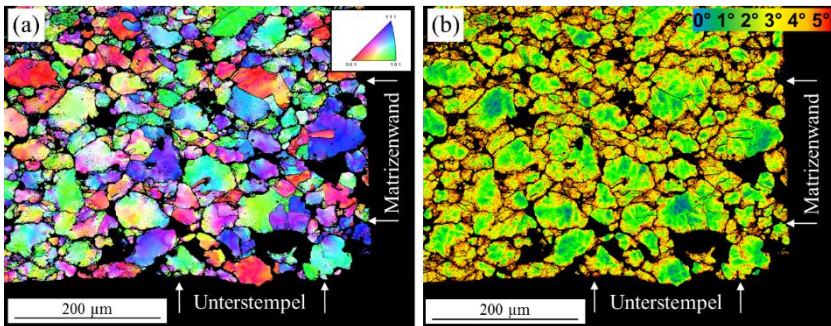


Abb. 69: Einfluss der Kompaktierung (800 MPa) auf Randbereich eines Ringquerschnitts des Werkstoffs AncorLam mit (a) IPF und (b) KAM, 200x, EBSD.

3.2.3 Variation des Pressdrucks

Zur Untersuchung des Kompaktierungsvorgangs bei SMC-Werkstoffen wurde der Pressdruck (200, 400 und 800 MPa) variiert. Wie in Abb. 70 dargestellt, wird ausgehend von 200 MPa (Abb. 70 a und b), der Grünzustand mit steigendem Druck (Abb. 70 c, 400 MPa, Abb. 70 d, 800 MPa) unter Erreichung höherer Dichten (6.93 - 7.36 g/cm³) kompaktiert. Dies ist zum einen durch die Reduktion der intergranularen Porosität der Fall wie im Bildverlauf sichtbar Abb. 70 (b) - (d). Des Weiteren schließt sich die Mikroporosität. So

treten die in Abb. 70 (a) im Inneren der Partikel sichtbaren Poren (intra-granular) mit steigenden Pressdrücken in Abb. 70 (c) und (d) in immer geringerem Maße auf. Poren im Inneren der Partikel verbleiben auch bei Drücken von 800 MPa vor allem bei den größten Partikeln.

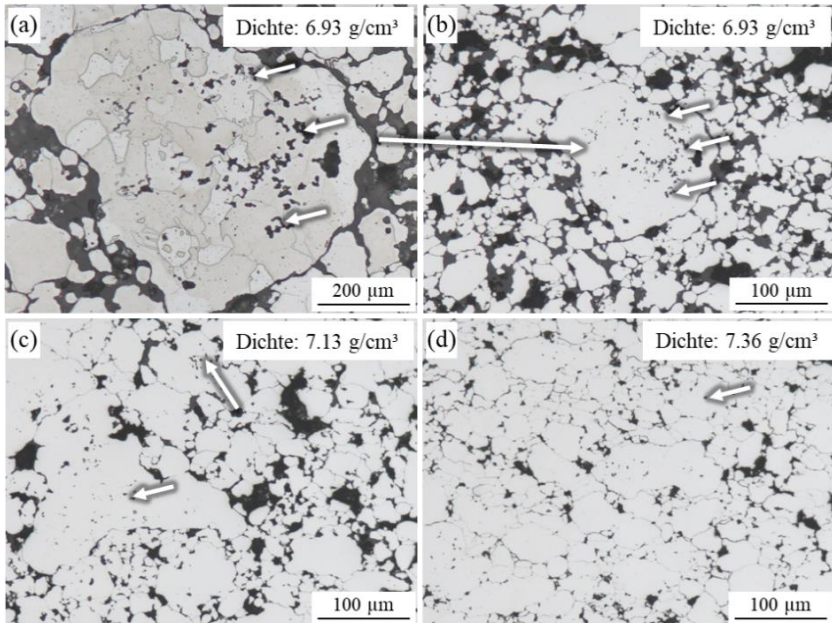


Abb. 70: Einfluss der Pressdruckvariation am Werkstoff AncorLam (a) Detailaufnahme eines bei 200 MPa kompaktierten Partikels (geätzt, 200x) und Analysen bei geringerer mikroskopischer Vergrößerung der Zustände (b) 200 MPa, (c) 400 MPa und (d) 800 MPa jeweils 100x, LM. Exemplarische innere Poren sind mit weißen Pfeilen gekennzeichnet.

Unter Betrachtung der zugehörigen DC-Hystereseschleifen der kompaktierten Probenzustände in Abb. 71 wird deutlich, wie mit steigendem Pressdruck die Scherung verringert und damit höhere Permeabilitäten (μ_{\max} von 200 MPa: 80, 400 MPa: 225 bzw. 800 MPa 240) resultieren. Dies geschieht unter Zunahme der Dichte (200 MPa: 6.93 g/cm³, 400 MPa: 7.13 g/cm³ bzw. 800 MPa: 7.36

g/cm³) bzw. unter Abnahme der Probenhöhe von etwa 6 auf 5 mm (Kompaktierung erfolgte bei gleicher Probenmasse). Gleichzeitig kommt es zu einer Vergrößerung des Koerzitivfeldes mit steigendem Pressdruck (200 MPa: 223 A/m, 400 MPa: 312 A/m und 800 MPa: 320 A/m). Demnach ist der Hystereseverlauf der bei 200 MPa verpressten Probe, unter Berücksichtigung der gleichen Feldvorgabe bei 2500 A/m, im Verlauf deutlich schmaler und weist die geringere Remanenz auf (200 MPa: 0.04 T, 400 MPa: 0.13 T und 800 MPa: 0.17 T). Es ist außerdem hervorzuheben, dass bei den mit 400 MPa und 800 MPa kompaktierten Zuständen im Grünzustand und unter Gleichfeldmessung kein nennenswerter Unterschied im Koerzitivfeld vorhanden ist. Auch liegt die Maximalpermeabilität bei der höher kompaktierten Probe nur 5 % höher.

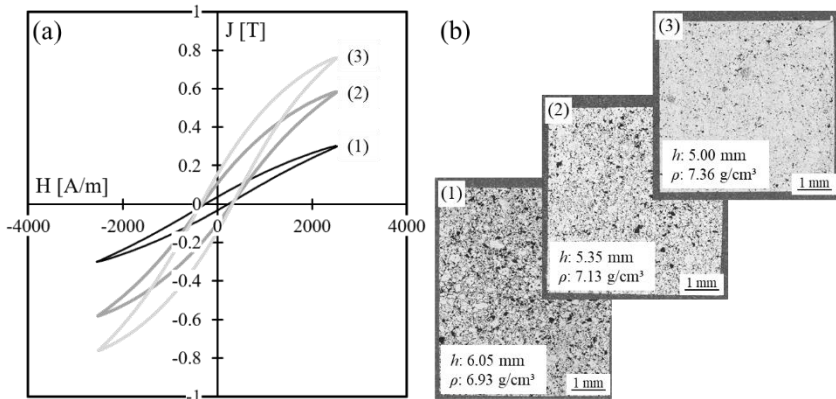


Abb. 71: Einfluss der Pressdruckvariation in den Schritten (1) 200 MPa, (2) 400 MPa und (3) 800 MPa auf (a) Verlauf der Hystereseschleifen (DC, 2500 A/m) und (b) mikroskopische Querschnittsansichten ($\sim 5 \times 5$ mm) der Ringkörper aus AncorLam, LM, MosaiX.

Die Zunahme beider Größen, Koerzitivfeld und Maximalpermeabilität sind im nachfolgenden Diagramm (Abb. 72) in Abhängigkeit von Pressdruck (200, 400 und 800 MPa) und Dichte (6.93 - bis 7.36 g/cm³) aufgetragen. Die Dichte steigt hier etwa linear an, wobei sich der Pressdruck jeweils verdoppelt. Bei den Größen μ_{\max} und H_C besteht kein lineares Verhalten, stattdessen nähern

sich die Kurvenverläufe bei 800 MPa einem Maximum von $\mu_{\max} = 240$ und $H_C = 320$ A/m an.

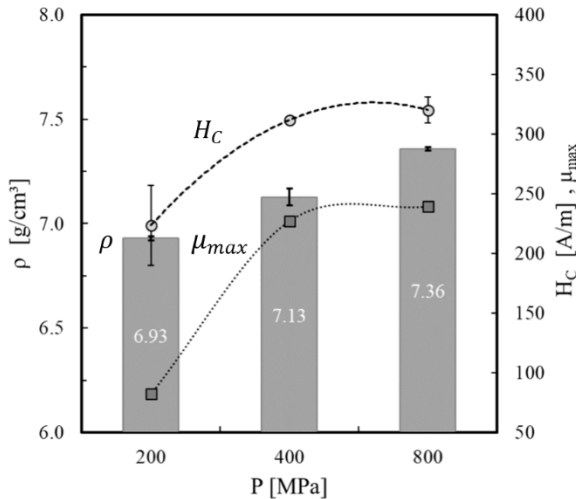


Abb. 72: Einfluss der Pressdruckvariation (200 - 800 MPa) auf Ringbauteile aus dem Werkstoff AcorLam auf die Dichte ρ und die magnetischen Eigenschaften im Koerzitivfeld H_C und der Maximalpermeabilität μ_{\max} , DC, 2500 A/m.

Der Einfluss der Pressdruckvariation auf das Wechselfeldverhalten ist in Abb. 73 bei 50 Hz und 1 T dargestellt. Durch die Anforderung, eine bestimmte Polarisation zu erreichen, ist die Hystereseschleife der bei 200 MPa kompaktierten Proben, mit der geringsten Permeabilität, sehr gestreckt und erreicht erst bei knapp 20.000 A/m die vorgegebene Polarisation von 1 T. Die Proben mit 400 bzw. 800 MPa liegen dagegen sehr dicht beieinander und erreichen bei 4.200 bzw. 5000 A/m die geforderte Polarisation von 1 T (siehe Abb. 73 (2) und (3)). Unter Betrachtung einer definierten Polarisation sinkt das Koerzitivfeld mit steigendem Kompaktierungsdruck von 400 A/m (bei 200 MPa) auf 364 A/m (bei 800 MPa). Gleichzeitig sinken die Hystereseverluste von 10 W/kg (bei 200 MPa) auf etwa 8 W/kg (bei 800 MPa) ab.

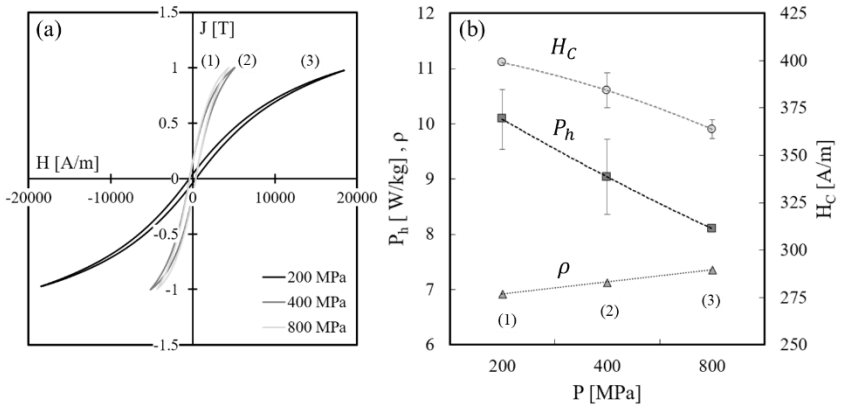


Abb. 73: Darstellung der (a) Hystereseschleife (bei 50 Hz / 1 T) unter Variation des Pressdrucks am Werkstoff AncorLam in den Schritten (1) 200 MPa, (2) 400 MPa und (3) 800 MPa und (b) resultierende Eigenschaftsänderungen im Koerzitivfeld, Hystereseverlust und Dichte in Abhängigkeit des Pressdrucks, AC.

Vergleicht man dieses Resultat mit den EBSD-Analysen einzelner Ringprobenquerschnitte der unter verschiedenen Drücken kompaktierten Proben, ist in Abb. 74 eine Zunahme an Kornbereichen mit großen Orientierungsgradienten (hier Farbe rot) feststellbar (Vergleich Abb. 74 (a) - (c)). Demnach nimmt der Anteil an Missorientierungen $> 4^\circ$ beim Verfahren ROD von 41 % (200 MPa), auf 56 % (400 MPa) und schließlich 67 % (800 MPa) zu. Das un-kompaktierte Ausgangspulver wies dagegen einen Missorientierungsanteil von 25 % auf (Abb. 62, S. 126). Während bei einem Pressdruck von 200 MPa noch vereinzelte Partikel ohne nennenswerte Verformungen (siehe Markierungen in (a)) und demnach noch unverformte Gefügebereiche (hier grün) aufweisen, sind bei höheren Drücken nur in den größten Partikeln ($> 200 \mu\text{m}$) noch Bereiche ohne deutliche plastische Deformationen vorhanden.

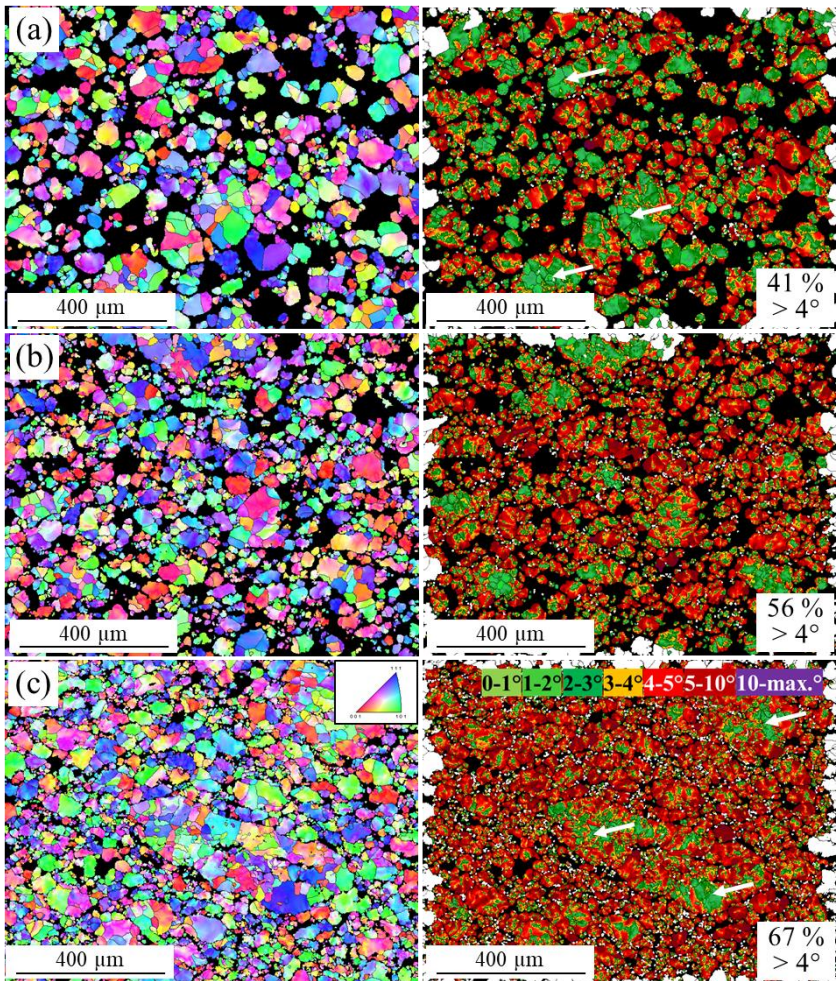


Abb. 74: EBSD-Analyse der Orientierungsinformationen (IPF, linke Bildzeile) mittels ROD (rechte Bildzeile) am Werkstoff AncorLam unter Variation des Pressdrucks von (a) 200 MPa, (b) 400 MPa und (c) 800 MPa, 100x, ROD.

Werden diese Orientierungsranges graphisch dargestellt (Abb. 75), zeigt sich, wie der Anteil an Körnern mit geringen Orientierungsgradienten $< 3^\circ$ mit steigendem Pressdruck abnimmt (Vergleich Abb. 75 a), während die Orientierungsgradienten $> 4^\circ$ (plastische Deformation) eine gute Korrelation zum Pressdruckanstieg aufweisen. Der Pressdruckanstieg erzeugt bei einer Verdopplung des Drucks aber keine Verdopplung des Anteils an Missorientierungen mit $> 4^\circ$. Stattdessen nimmt beispielsweise der Anteil an Missorientierungen zwischen $5 - 10^\circ$ von 200 MPa auf 400 MPa mit etwa 10 % deutlicher zu als mit 5 % von 400 MPa auf 800 MPa.

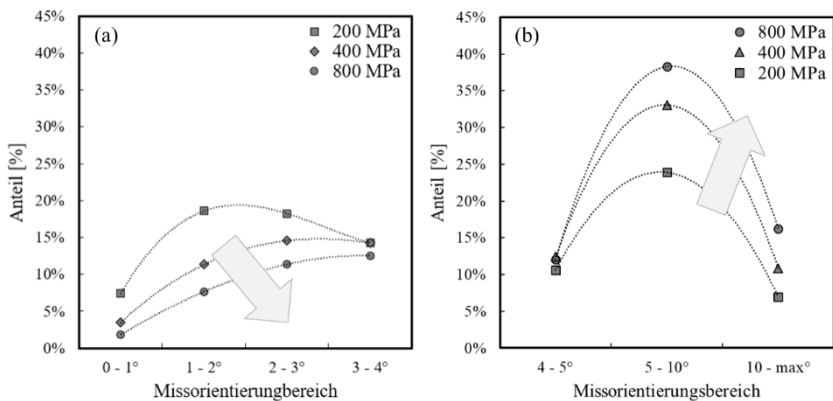


Abb. 75: Einfluss der Variation des Pressdrucks (zwischen 200 - 800 MPa) auf die (a) Verringerung unverformter Gefügebereiche ($< 4^\circ$) und (b) Zunahme von Gefügebereichen mit hohen Missorientierungsanteilen ($> 4^\circ$, plastisch verformt) am Werkstoff AncorLam, ROD.

Bei Auswertung der EBSD-Daten bezüglich der auftretenden Korngrößen nach dem Kompaktierungsvorgang ist eine leichte Zunahme an feineren Körnern ($< 40 \mu\text{m}$) mit steigendem Pressdruck festzustellen (Abb. 76 a). Vergleicht man die anzahlgewichtete kumulierte Häufigkeit der auftretenden Korngrößen, liegen bei den unverdichteten und bei 200 MPa verpressten Zuständen gröbere Kornstrukturen (Kurvensteigung geringer) vor. Dagegen zeigen sich bei 400 - 800 MPa eine deutlich größere Anzahl an Körnern im Bereich $25 - 50 \mu\text{m}$. Die anzahlgewichteten mittleren Korngrößen $d_{50,a}$ sind in Abb. 76 (b) im Vergleich zur Anzahl an Körnern pro Fläche dargestellt.

Demnach verringert sich die mittlere Korngröße $d_{50,a}$ durch höhere Pressdrücke von 22 μm (200 MPa) auf 18 μm (400 MPa) bzw. 16 μm (800 MPa). Im Vergleich zur flächengewichteten Auswertung sind die Werte hier mit 50 μm (200 MPa), 43 μm (400 MPa) und 45 μm (800 MPa) ebenfalls in ähnlicher Tendenz. Gleichzeitig erhöht sich durch die Kompaktierung die Anzahl an Körnern pro Flächeninhalt des Eisens (Abb. 76 a). Demnach liegen bezogen auf einen mm^2 bei einem Pressdruck von 800 MPa mit ca. 2800 Körnern etwa 50 % mehr Körner vor als bei einem Pressdruck von 200 MPa (ca. 1900 Körner) und damit auch eine höhere Anzahl an Korngrenzen, eine höhere Korngrenzendichte (Abb. 76 b). Der Kurvenverlauf geht auch hier in einen leichten Sättigungsverlauf über.

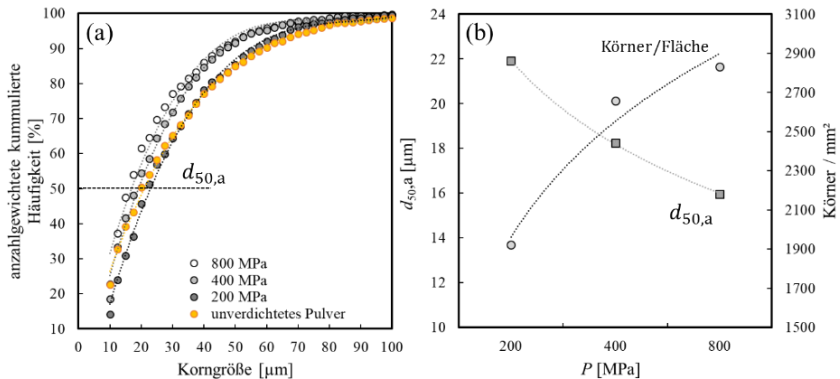


Abb. 76: Einfluss der Variation des Pressdrucks (unverdichtet, 200 MPa, 400 MPa und 800 MPa) auf die Korngröße mit (a) anzahlgewichteter kumulierter Häufigkeit der Korngröße und (b) mittlere anzahlgewichtete Korngröße und Anzahl der Körner pro mm^2 , Werkstoff AncorLam.

Betrachtet man hierbei eine Detailaufnahme des oberen Teils eines beliebigen kompaktierten Partikels wie in Abb. 77 (a) unter Hervorhebung der Elliptizität der Körner dargestellt, wird der Einfluss des Pressdrucks auf die Kornform deutlich. Viele der Körner sind quer zur Pressrichtung länglich ausgebaucht. Die Formähnlichkeit zur elliptischen Morphologie ist dabei sehr groß (> 0.8). Wie in Abb. 77 (b) dargestellt, nimmt mit steigendem Pressdruck bei größeren Partikeln das Verhältnis von kleinstem zu größtem Korndurchmesser zu und

die Körner nehmen eine elliptische Form ein. Körner mit einer Größe $> 60 \mu\text{m}$ haben eine 90 %ige Übereinstimmung zur elliptischen Form. Das Auftreten der elliptischen Körner tritt dabei in einer bandartigen Ansammlung auf und übertritt sogar Partikelgrenzen zu benachbarten Körnern (Abb. 77 a, oben links).

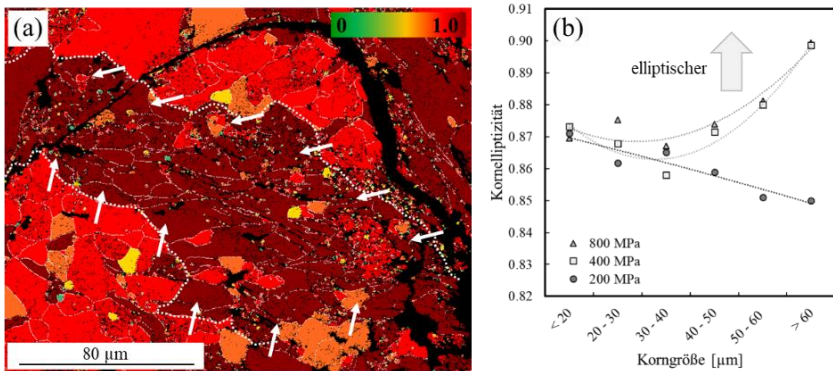


Abb. 77: Bewertung der Anisotropie feiner Kornstrukturen am Werkstoff AncorLam mit (a) EBSD-Analyse der Kornanisotropie mittels Feret (ratio.) bei einem Pressdruck von 800 MPa (500x, EBSD) zeigt einen bandartigen Verformungsbereich innerhalb eines Partikels (weiße Pfeile) und (b) quantitative Bewertung der Kornform anhand der Elliptizität in Abhängigkeit von Pressdruck und Korngröße.

Weiterhin ist bei Auswertung der größten Missorientierungsgradienten an dieser Stelle eine ebenfalls bandartige Ansammlung von stark deformierten Körnern mit einem Gradienten $> 10^\circ$ sichtbar (Abb. 78). Diese bilden das Zentrum der stark elliptisch verformten Körner im eingezeichneten Bereich und folgen deren Verlauf.

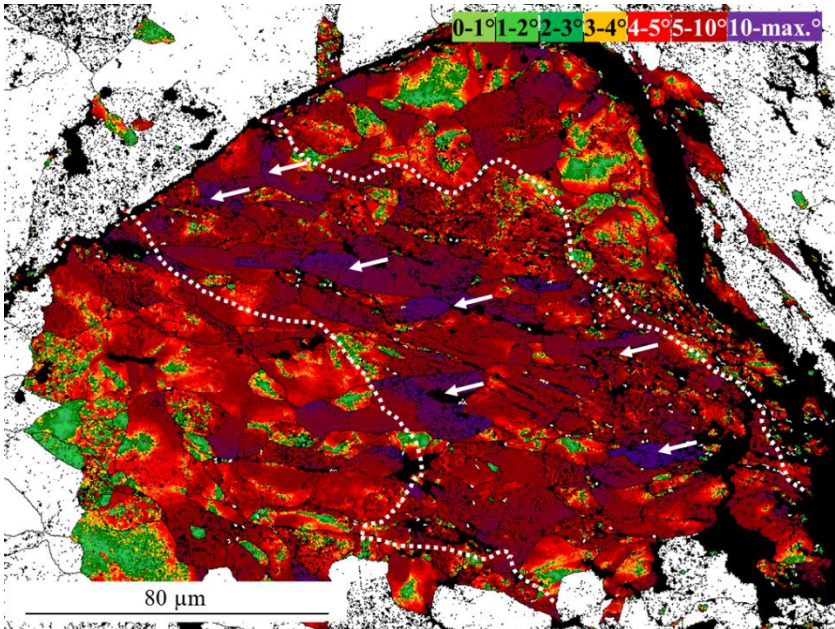


Abb. 78: Analyse des Verformungszustands einzelner Körner bei einem Pressdruck von 800 MPa mittels ROD zeigt bandartige Verformung (weiße Pfeile), 500x, EBSD, Werkstoff AncorLam.

3.2.4 Verformungsverhalten von Partikelfractionen

Zur Analyse des Verformungsverhaltens von groben und feinen Partikeln wurden Fraktionen in 50 µm Schritten durch Siebung hergestellt (Abb. 79). Außerdem wurde eine Mischung aus 5 Fraktionen (jeweils 20 % Pulver je 100 µm-Fraktion) hergestellt. In Abb. 80 ist der resultierende Druckanstieg (Start bei 10 MPa) in Abhängigkeit des Verformungsweges (max. etwa 8 mm erforderlich) für eine Kompaktierung bei 800 MPa dargestellt. Die Tendenz zeigt, dass grobe Partikelfractionen einen längeren Verformungsweg aufweisen als feine Partikelfractionen. Diese Tendenz wird jedoch von den Fraktionen zwischen 50 - 200 µm in der Korrelation durchbrochen.

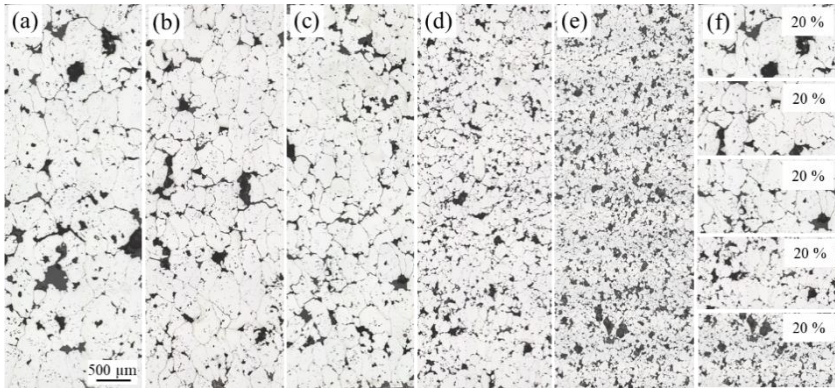


Abb. 79: Darstellung der bei 800 MPa kompaktierten Probenzustände in verschiedenen Fraktionen für (a) $< 100 \mu\text{m}</math>, (b) 100 - 200 $\mu\text{m}</math>, (c) 200 - 300 $\mu\text{m}</math>, (d) 300 - 400 $\mu\text{m}</math> (e) 400 - 500 $\mu\text{m}</math> und (f) MIX mit jeweils 4 g jeder Fraktion, LM, 100x, Werkstoff AncorLam Partikelfraktionen.$$$$$

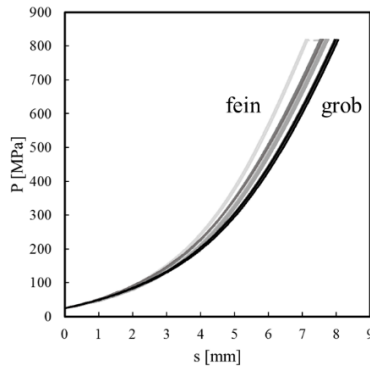


Abb. 80: Analyse der Messdaten des Kompaktierungsvorgangs für Druck-Verformungswegverlauf ab Erreichen des Druckschwellwertes (10 MPa) bis zum Maximaldruck (800 MPa), Werkstoff AncorLam Partikelfraktionen.

In Abb. 81 wird hierzu der bereits in der experimentellen Durchführung definierte Pressphasenbereich (s. Abb. 30, S.84) in Abhängigkeit des dort stattfindenden Verformungsweges aufgezeigt. Es ist erkennbar, wie bei den

kleinen Druckbereichen von 10 - 50 MPa die Fraktionen mit 50 - 200 μm die beste Verformbarkeit zeigen (hohe Verformungswege). Ab einem Druck von 50 MPa beginnt die Tendenz in Richtung grober Partikelfraktionen zu gehen und diese zeigen nun höhere Verformungswege. Ab einem Druck von 100 MPa ist die Korrelation zwischen Partikelfraktion und Verformungsweg in guter Korrelation und mit größerer Partikelgröße nimmt das Verformungsbestreben gleichmäßig bis zum finalen Druck von 800 MPa zu.

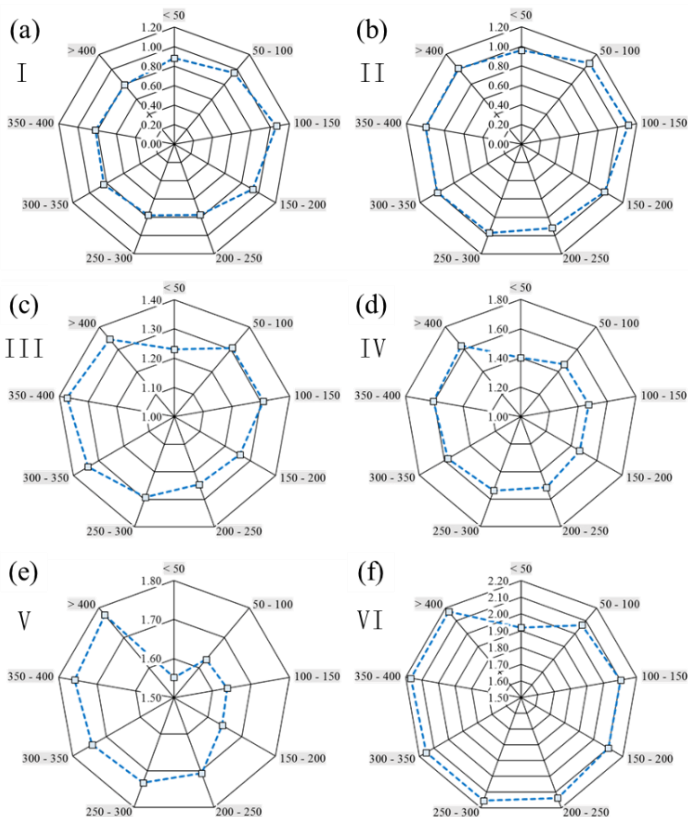


Abb. 81: Verformungsweg in [mm] der einzelnen Pulverfraktionen in Abhängigkeit des jeweiligen Druckbereichs von (a) I: 10 - 25 MPa, (b) II: 25 - 50 MPa, (c) III: 50 - 100 MPa, (d) IV: 100 - 200 MPa, (e) V: 200 - 400 MPa (f) VI: 400 - 800 MPa, HTSC-Messdatenerfassung, Werkstoff AncorLam Fraktionen.

In Abb. 82 sind die Resultate der EBSD-Analysen in der inversen Polfigur der einzelnen Fraktionen in 100 μm Schritten dargestellt (a)-(e) und die mittlere flächengewichtete Korngröße $d_{50,f}$ in (f).

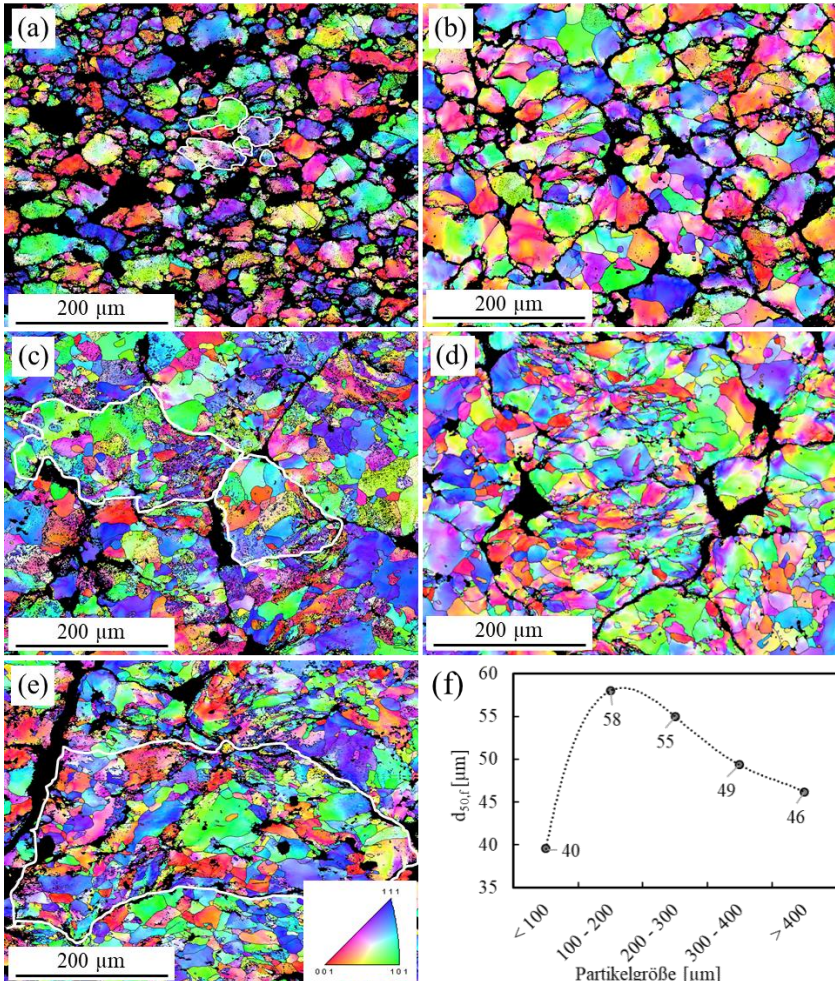


Abb. 82: Inverse Polfiguren der einzelnen Partikelfractionen für (a) < 100 μm , (b) 100 - 200 μm (c) 200 - 300 μm , (d) 300 - 400 μm und (e) > 400 μm als auch die resultierende mittlere Korngröße d_{50} (Feret (max.)), 800 MPa, EBSD, IPF, 200x.

Letzteres zeigt, dass nennenswerte Unterschiede in der Korngrößenverteilung zwischen den einzelnen Fraktionen vorliegen. Demnach sind die Partikel der feinsten Fraktionen ($< 100 \mu\text{m}$) häufig nur aus einem einzelnen, oder sehr wenigen Körnern aufgebaut (siehe Abb. 82 a und f) und die mittlere Korngröße liegt hier bei $d_{50,f} = 40 \mu\text{m}$. Die Korngröße zeigt bei der Fraktion 100 - 200 μm mit 58 μm ein Maximum (Abb. 82 (b)) und nimmt dann mit größerer Partikelgröße wieder ab (46 μm). So sind in den feinsten ($< 100 \mu\text{m}$) und größten Partikeln ($> 400 \mu\text{m}$) signifikante Anteile (43 % bzw. 42 %) an Körnern mit einer Größe $< 40 \mu\text{m}$ vorhanden und verringern die mittlere Korngröße. Bei der Fraktion 100 - 200 μm ist dieser Anteil mit 17 % deutlich geringer und steigt dann bei der Fraktion 200 - 300 μm (34 %) und Fraktion 300 - 400 μm (32 %) wieder an. Unter Auswertung der Gefügebereiche mit hohen Missorientierungen als Resultat der Kompaktierung (800 MPa), zeigt sich, dass bei feinkörnigen Fraktionen vorwiegend an den Partikelgrenzen signifikante plastische Deformationen detektiert werden können (Abb. 83 a). Durch die geringe Anzahl an Körnern aus denen die Partikel aufgebaut sind, ist der Großteil des Partikelvolumens deformiert. Der Anteil sehr hoher Missorientierungen ($> 10^\circ$) fällt hier mit 26 % am höchsten aus. Auch die Partikelfraktion mit den größten Körnern ($> 400 \mu\text{m}$) erreicht mit 25 % sehr hohe Anteile starker Missorientierungen ($> 10^\circ$). Bei den größten Partikeln (> 300) ist aber auch ein erhöhter Anteil nicht verformter Bereiche vorhanden. Stattdessen sind die Verformungszonen teilweise auf lokale, bandartige Stellen fokussiert wie beispielsweise in der größten Fraktion ($> 400 \mu\text{m}$) in Abb. 83 (e) eingezeichnet. Manche Gefügebereiche liegen dagegen noch völlig unverformt vor und wurden beim Verformungsprozess nicht nennenswert kaltverfestigt. Betrachtet man die Ausprägungen der einzelnen Orientierungsanteile in Abb. 84 (a), so weisen größere Partikelfraktionen größere Anteile an noch unverformten Gefügebereichen ($0 - 1^\circ$, $1 - 2^\circ$ und $2 - 3^\circ$) auf. Dagegen zeigen vor allem die feinste Fraktion mit $< 100 \mu\text{m}$ und 100 - 200 μm die geringsten Anteile unverformter Gefügeanteile. Auf Seiten der missorientierten Anteile (Abb. 84 b) ist das umgekehrte Verhalten erkennbar. So weisen vor allem die beiden feinen Fraktionen ($< 200 \mu\text{m}$) hohe Anteile an sehr starken Gradienten ($> 10^\circ$) auf.

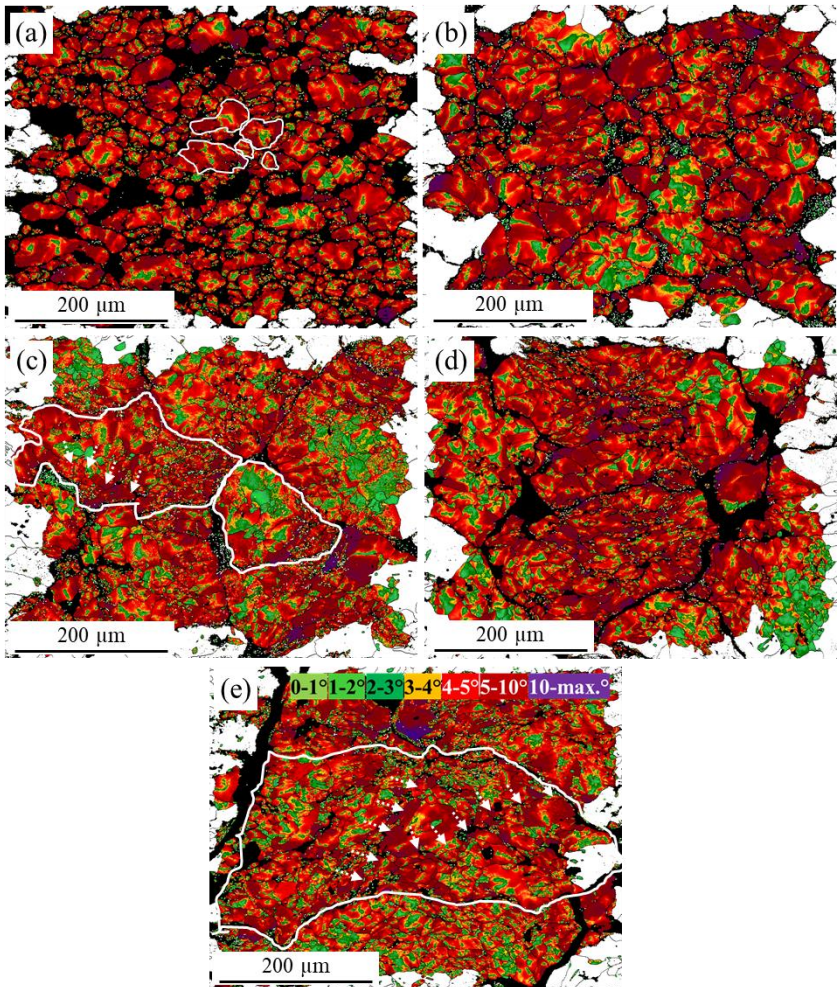


Abb. 83: Analyse der Missorientierungsanteile der einzelnen Partikelfractionen für (a) $< 100 \mu\text{m}$, (b) $100 - 200 \mu\text{m}$ (c) $200 - 300 \mu\text{m}$, (d) $300 - 400 \mu\text{m}$ und (e) $> 400 \mu\text{m}$ mit eingezeichneten Bereichen starker Orientierungsgradienten (weiße Pfeile), EBSD, 200, Werkstoff AncorLam Partikelfractionen.

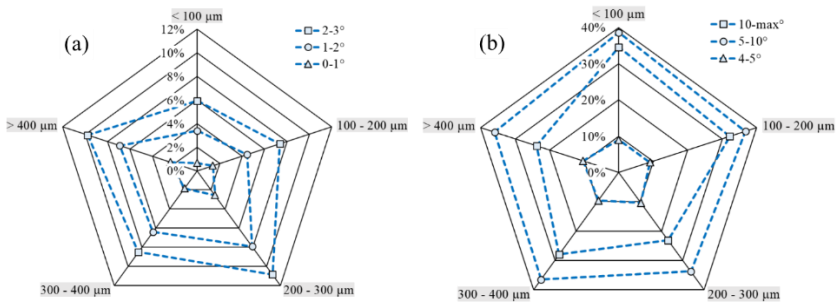


Abb. 84: Bewertung der Missorientierungsanteile bei unterschiedlichen Partikelfractionen unter Darstellung des prozentualen Anteils (a) $< 3^\circ$ und (b) $> 4^\circ$, EBSD, ROD, Werkstoff AncorLam Fractionen.

In Abb. 85 sind die Hystereseschleifen (Gleichfeldmessungen bis 1.000 A/m) von gepressten und nicht wärmebehandelten Ringen (GZ), die aus den Partikelfractionen hergestellt wurden, dargestellt. Das Koerzitivfeld nimmt in Abb. 85 (a) mit steigender Partikelgröße zu (von 130 A/m bis 265 A/m) und erreicht dann einen konstanten Wert von ~ 280 A/m (Abb. 85 b). Gleiches gilt für die Permeabilität (steigt von 100 auf 400 an), wobei die Fraction 150 - 200 μm als auch 350 - 400 μm bzw. $> 400 \mu\text{m}$ die größten Permeabilitäten unter ansteigender Remanenz (von 0.018 bis 0.2 T) aufweisen. In Abb. 86 sind die magnetischen Wechselfeldeigenschaften der Partikelfractionen bei 3000 Hz und 1 T dargestellt. Es zeigt sich, dass zwischen 50 - 200 μm mit 574 W/kg ein Minimum (bei Fraction 100 - 150 μm) in den Gesamtverlusten P_s vorhanden ist. Der Kurvenverlauf der dynamischen Verluste P_{dyn} folgt dabei auf gleiche Weise und besitzt bei 50 - 150 μm mit 118 W/kg ein Minimum. Auch der Hystereseverlust P_h weist ein schwaches Minimum (422 W/kg) auf. Dieses liegt zwischen 100 - 200 μm , wobei der Hystereseverlust dann in einen horizontalen Verlauf übergeht.

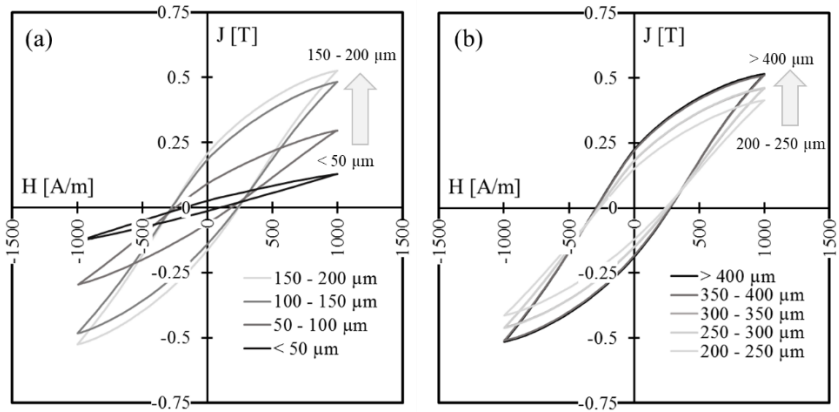


Abb. 85: Hystereseschleifen der einzelnen Partikelfractionen mittels Gleichfeldmessungen (1000 A/m) bestimmt mit (a) Fractionen $< 200 \mu\text{m}$ und (b) Fractionen $> 200 \mu\text{m}$, DC, 1000 A/m, Werkstoff AncorLam Fractionen.

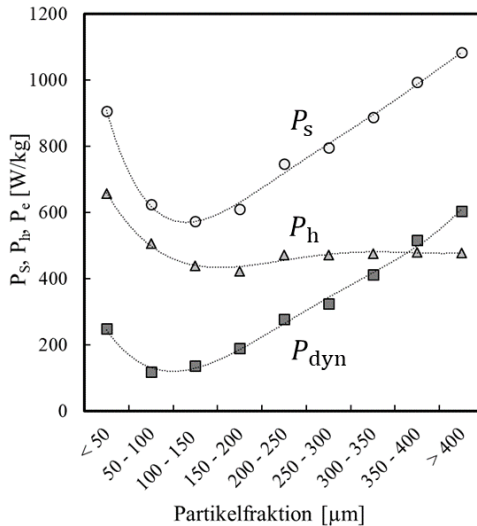


Abb. 86: Magnetische Wechselfeldigenschaften der einzelnen Partikelfractionen unter Aufteilung der Gesamtverluste P_s in stationäre (Hysterese) P_h und dynamische Verlustanteile P_{dyn} , AC, 3000 Hz / 1 T, Werkstoff AncorLam Fractionen, ohne Wärmebehandlung (GZ).

3.3 Wärmebehandlung

In diesem Kapitel werden die Einflüsse einer Wärmebehandlung auf die bereits in Kapitel 3.2 zur Untersuchung der Kompaktierung (S. 125) aufgezeigten Probenzustände dargestellt. So wird in Kap. 3.3.1 der Effekt unterschiedlich starker Verformungen durch die Pressdruckvariationen 200, 400 und 800 MPa untersucht. In Kap. 3.3.2 werden Variationen in der Höhe (400 bis 800 °C) und Dauer (Sekunden bis 20 h) der Wärmebehandlung durchgeführt und in Kap. 3.3.3 zur Erreichung eines gezielten Kornwachstums eingesetzt. Kap. 3.3.4 und Kap. 3.3.5 beschäftigen sich mit den Auswirkungen der Wärmebehandlung auf die Rekristallisation von Pulverfraktionen und deren dynamische Verlustanteile im Vergleich zum Grünzustand.

3.3.1 Einfluss des eingebrachten Kompaktierungsdrucks

Die unter Variation des Pressdrucks (200, 400 und 800 MPa) synthetisierten SMC-Varianten wurden bei unterschiedlichen Temperaturen (400, 600 und 800 °C) und unter verlängerter Wärmebehandlungsdauer von 20 h (konventionell bei 3 h) wärmebehandelt. In Abb. 87 sind hierzu die EBSD-Analysen mittels Reference Orientation Deviation (ROD) unter Segmentierung der Gefügebereiche mit geringen Missorientierungsanteilen ($< 3^\circ$) dargestellt. Es zeigt sich, wie mit zunehmendem Pressdruck (Abb. 87 1a - 1c) der Anteil an unverformten Gefügebereichen ($< 3^\circ$) um etwa 50 % abnimmt. Wird daraufhin eine Wärmebehandlung bei 400 °C umgesetzt (Abb. 87 2a - 2c), sind leichte Abnahmen (3 - bis 10 %) der unverformten Gefügebereiche feststellbar. Bei einer Temperatur von 600 °C (Abb. 87 3a - 3c) nimmt der Anteil an Gefügebereichen mit geringen Missorientierungsanteilen dagegen deutlicher zu und erreicht mit 60 % die höchsten Absolutwerte beim am schwächsten kompaktierten Zustand (200 MPa). Der bei 400 MPa verdichtete Zustand zeigt hier den geringsten Anteil unverformter Bereiche (42 %). Bezogen auf den Grünzustand nimmt der Anteil unverformter Gefügebereiche ($< 3^\circ$) durch die Wärmebehandlung bei 600 °C und 200 MPa um etwa 35 %, bei 400 MPa um 44 % und bei 800 MPa um 270 % zu. Zuletzt erreicht bei 800 °C (Abb. 87 4a - 4c) der höchstverdichtete Zustand einen Anteil von 90 % unverformter Gefügebereiche und damit eine Erhöhung von 430 % (400 MPa = 270 %, 200

MPa = 60 %). Betrachtet man die Analyse mittels KAM (Abb. 88), in der die prozentualen Anteile in Form eines Graphen dargestellt werden können, besteht eine gute Korrelation zum Pressdruck.

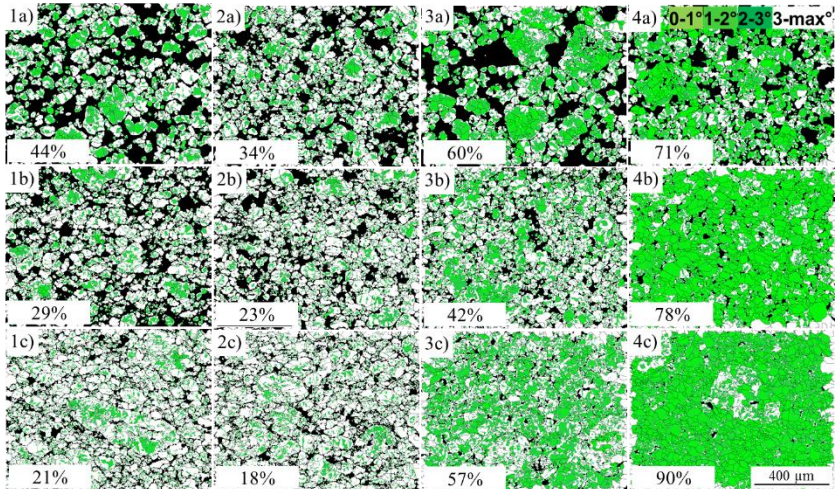


Abb. 87: Einfluss von Pressdruck und Wärmebehandlung auf den Anteil an Missorientierungen ($< 3^\circ$) von SMC-Werkstoffen mit (a) 200 MPa, (b) 400 MPa, (c) 800 MPa und (1) GZ, (2) 400 °C, (3) 600 °C und (4) 800 °C, EBSD, ROD $< 3^\circ$, 100x, Werkstoff AncorLam.

So verschiebt sich das Maximum der Kurvenverläufe mit zunehmendem Pressdruck zu hohen Orientierungsgradienten (nach rechts). Durch eine Wärmebehandlung (hier 800 °C) ist es dagegen möglich, die prozentualen Anteile des bei 800 MPa kompaktierten Zustands zu geringeren Gradienten zu verschieben (nach links). Werden die Stellen betrachtet, die noch keine unverformten Gefügebereiche aufweisen, so sind dies vor allem größere Partikel in deren Innerem noch Gefügebereiche mit Missorientierungen vorhanden sind (Abb. 89 a und b).

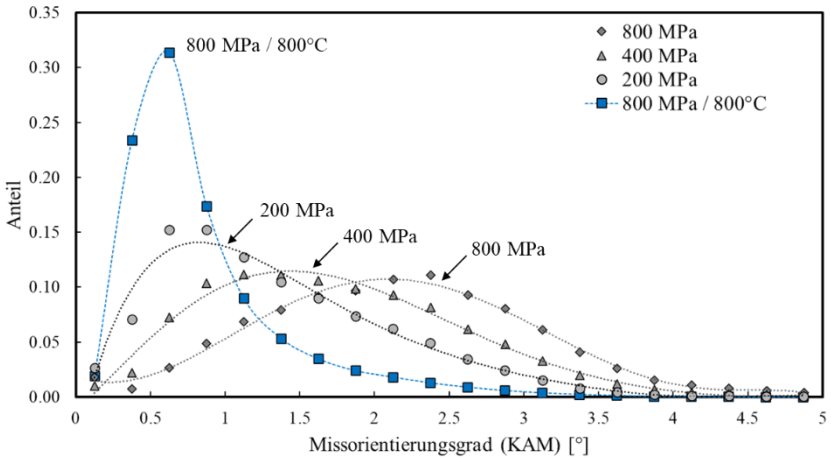


Abb. 88: Bewertung des Anteils an Missorientierungen durch KAM ($< 5^\circ$) der bei unterschiedlichen Pressdrücken kompaktierten Zustände im Vergleich zu 800 MPa und 800 °C wärmebehandelt, EBSD, KAM, Werkstoff AncorLam.

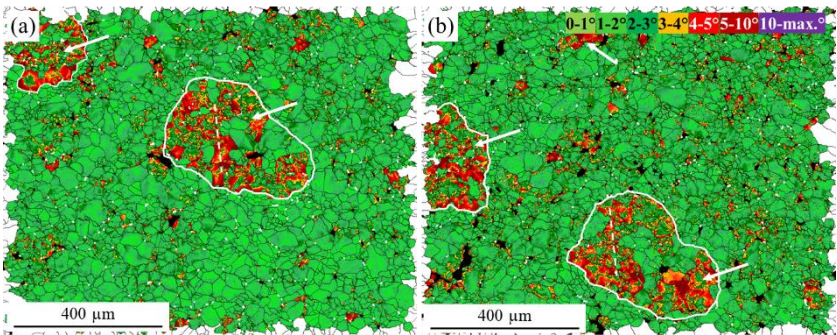


Abb. 89: Restverformungen sind vor allem in großen Partikeln vorzufinden und zeigen dort lokale Ansammlungen bandartiger Verformungsbereiche. Hier beispielhaft in (a) und (b) an zwei Positionen mit eingezeichneter Partikelgröße (weißer Rahmen) und bandartigen Verformungszonen (gestrichelte Linien) dargestellt, Zustand 800 MPa und 800 °C, Werkstoff AncorLam, EBSD, ROD, 100x.

Diese Restverformungen sind dabei noch bandartig vorhanden und schließen einen größeren Verbund an Körnern ein. Manche Körner zeigen nur einzelne Bereiche an Restverformungen. Abb. 90 zeigt den Einfluss der Wärmebehandlung auf die Kornanzahl bezogen auf die tatsächliche Fläche an Eisenpartikeln (Flächenanteil der Poren bzw. Dichteinfluss wird herausgerechnet). Es zeigt sich, dass bei geringerem Pressdruck die Anzahl neuer Körner stärker zunimmt, als es bei den höheren Pressdrücken der Fall ist. Beim höchsten Pressdruck wird das feinste Gefüge erreicht, es kommt bei Erhöhung der Temperatur aber zur geringsten Zunahme der Kornanzahl. Das Gefüge bei 600 MPa erreicht bei 800 °C ein ähnlich feines Gefüge, wie der bei 800 MPa kompaktierte Zustand bei gleicher Wärmebehandlung.

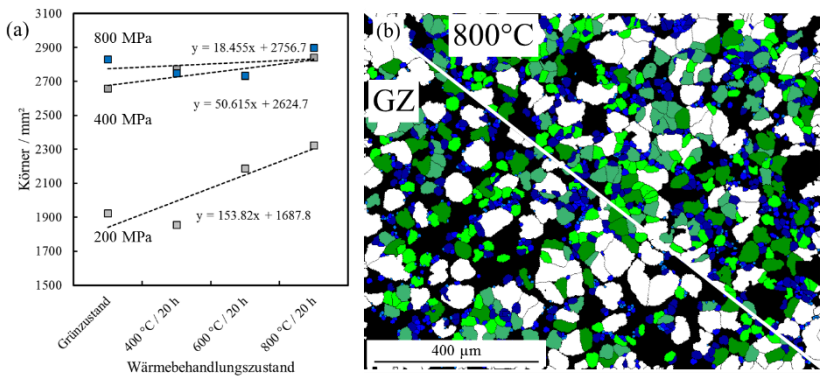


Abb. 90: (a) Einfluss der Wärmebehandlung (400 - 800 °C) auf die Anzahl an Körnern in Abhängigkeit des eingebrachten Pressdrucks (200 - 800 MPa) und (b) EBSD-Analyse des Grünzustands (200 MPa) und der bei 800 °C wärmebehandelten Probe, Werkstoff AncorLam, EBSD, 100x.

Der Einfluss der Kompaktierung auf die magnetischen Eigenschaften ist in Abb. 91 dargestellt. Mit steigendem Pressdruck und Wärmebehandlungstemperatur nimmt die Permeabilität (a) zu. Hier ist zu erwähnen, dass die hohen Temperaturen von 800 °C über der Temperaturbeständigkeit der Beschichtungsphase liegen und damit die Partikelgrenzschichten beeinträchtigen. Beim geringsten Kompaktierungsdruck von 200 MPa wird im Grünzustand das

geringste Koerzitivfeld (223 A/m) erreicht (s. auch Abb. 71 a, S. 136), wobei die Wärmebehandlung zu einem deutlichen Anstieg des Koerzitivfeldes führt. Dagegen nimmt das Koerzitivfeld bei einer vorherigen Kompaktierung von 400 und 800 MPa durch eine nachträgliche Wärmebehandlung ab (16 % bzw. 40 %). Die größte Abnahme tritt beim höchstverdichteten Zustand (800 MPa) von 320 auf 193 A/m (800 °C / 20 h) ein.

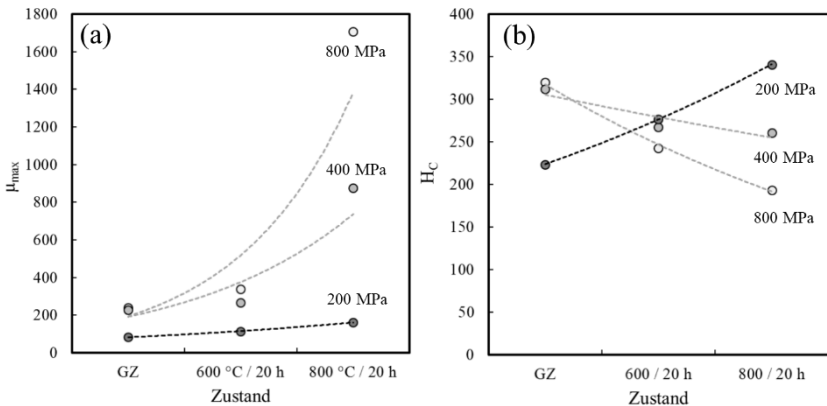


Abb. 91: Einfluss einer Wärmebehandlung auf unterschiedlich stark kompaktierte Probenzustände (200, 400 und 800 MPa) unter Angabe von (a) Maximalpermeabilität und (b) Koerzitivfeld, DC, 2500 A/m, Werkstoff AncorLam.

3.3.2 Einfluss Wärmebehandlungsdauer

Um den Einfluss kürzerer und längerer Wärmebehandlungen zu untersuchen, wurden die Proben der bei 800 MPa kompaktierten Probenzustände auch bei kürzeren Wärmebehandlungsschritten und Zwischentemperaturen untersucht und diese Daten mit den EBSD-Analysen korreliert (Abb. 92 a und b). Es zeigt sich wie die Abnahme des Koerzitivfeldes einem linearen Trend folgt und bereits bei niedrigen Zeitschritten (0.5 h und 1.0 h) eine Abnahme des Koerzitivfeldes feststellbar ist. Während die Permeabilität ab einer Temperatur von 800 °C einen signifikanten Anstieg zeigt, ist hier kein derartiger Abfall im Koerzitivfeld feststellbar. In Abb. 92 (b) wird die prozentuale Abnahme des Koerzitivfeldes analog zu den Temperaturschritten aus Abb. 87 (S. 152) mit der

Abnahme des Missorientierungsanteils ($< 3^\circ$) der EBSD-Analysen korreliert. Auch hier nimmt die Zunahme von unverformten Gefügebereichen ab 600°C deutlicher zu (von 18 % bei 400°C auf 57 % bei 600°C) als noch im Vergleich zum Grünzustand und dem 400°C Temperaturschritt, bei denen noch keine Änderung feststellbar ist. Gleiches gilt für das Koerzitivfeld, das bei 600°C eine Abnahme um 25 % und bei 800°C um 40 % aufweist (Abb. 92 b).

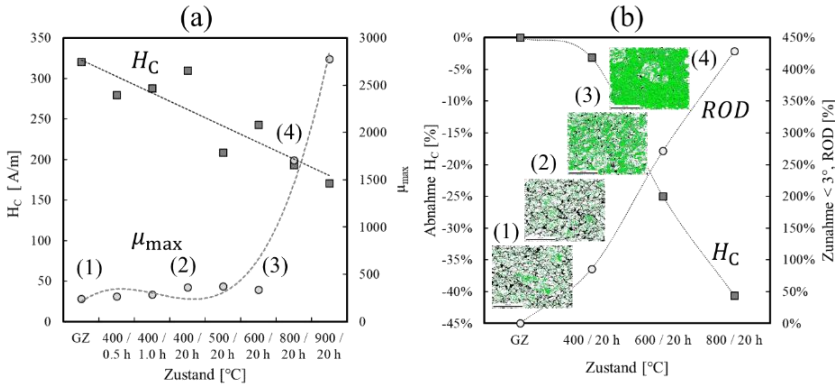


Abb. 92: Einfluss der Wärmebehandlung auf die magnetische Performance von bei 800 MPa kompaktierten Probenzuständen unter Angabe (a) des Koerzitivfeldes und der Maximalpermeabilität und (b) Korrelation der Zunahme an unverformten Gefügebereichen ($< 3^\circ$, ROD, EBSD) mit der Abnahme des Koerzitivfeldes, DC, 2500 A/m, Werkstoff AncorLam.

Die Hystereseverluste (50 Hz, 1 T) reduzieren sich durch die Zunahme der Permeabilität, bzw. Abnahme des Koerzitivfeldes (Abb. 93) von 8.1 W/kg (GZ) auf 6.8 W/kg ($400^\circ\text{C} / 1\text{ h}$) und dann 5.1 W/kg ($500^\circ\text{C} / 20\text{ h}$). Dagegen nehmen die Wirbelstromverluste des Werkstoffs zu und zeigen bereits bei $400^\circ\text{C} / 0.5\text{ h}$ eine erste Zunahme (40 %) und bei 500°C einen deutlichen Anstieg (300 %). Bei einer Temperatur von 600°C ist eine signifikante Zunahme festzustellen und es wird ein reiner dynamischer Verlust von 1.8 W/kg erreicht, der aufgrund der Übersichtlichkeit nicht mehr im Graph eingezeichnet wurde.

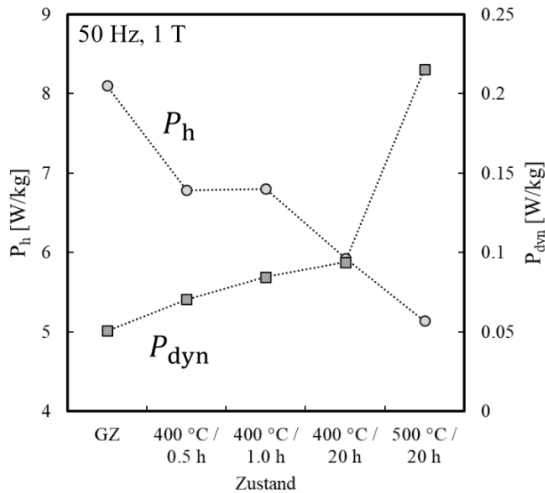


Abb. 93: Einfluss der Wärmebehandlung auf die stationären und dynamischen Verlustanteile der bei 800 MPa kompaktierten Probenzustände zwischen GZ und 500 °C / 20 h, AC, 50 Hz und 1 T.

Der genaue Zeitpunkt der Ausheilung und Rekristallisation lässt sich mit derartigen Temperatur- und Zeitschritten nur schwer feststellen. Aus diesem Grund wurde eine bewickelte Ringprobe (Hochtemperaturlitzen, WECA 600) im Grünzustand innerhalb eines Kammerofens bei erhöhten Temperaturen dynamisch magnetisch (in-situ Messung) vermessen. Wie in Abb. 94 (a) dargestellt, nimmt das Koerzitivfeld der Probe bereits bei Temperaturen < 300 °C und einer Wärmebehandlungsdauer < 5 min um etwa 70 A/m ab. Nach 10 min erreicht die Ofentemperatur etwa 400 °C wobei die Abnahme des Koerzitivfeldes einem linearen Verlauf folgt. Bei Erreichung einer Temperatur von etwa 510 - 525 °C kommt es zu einer über die Zeit betrachtet, schnelleren Abnahme des Koerzitivfeldes. Die resultierenden Hystereseverluste in Abb. 94 (b) gegen die Temperatur aufgetragen, zeigen wie der Abfall der Hystereseverluste bei einem Haltevorgang auf 525 °C weiter voranschreitet und innerhalb von 5 min um 40 % abfällt.

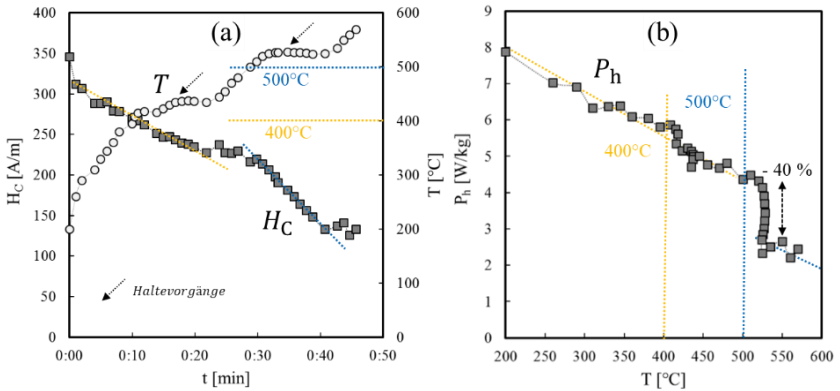


Abb. 94: Einfluss einer in-situ Messung einer Ringprobe (Grünzustand, 800 MPa) in einem dynamisch aufheizenden Ofen ($T = 200\text{ °C} - 600\text{ °C}$) unter Bestimmung der Veränderung auf (a) Koerzitivfeld H_C und (b) Hystereseverluste P_h , Werkstoff AncorLam Partikelfraktion 400 - 500 μm .

3.3.3 Gezieltes Kornwachstum

Beim SMC-Werkstoff STX B7X liegt im Grünzustand bereits eine sehr grobe Korngröße vor (s. Abb. 50 - Abb. 55, S. 112 und S. 116), deren Ursprung in diesem Kapitel untersucht werden soll. Hierzu wurden Proben im Grünzustand bei unterschiedlichen Temperaturen wärmebehandelt. Es zeigt sich, dass ausgehend von einer bei 800 MPa kompaktierten Probe im Grünzustand die Korngröße des Werkstoffs nach einer konventionellen Wärmebehandlung von 500 °C / 20 h (Standard) von $d_{50,f} = 100\text{ }\mu\text{m}$ auf $d_{50,f} = 48\text{ }\mu\text{m}$ deutlich feinkörniger wird (Abb. 95 a). Im nächsten Schritt wurde versucht, durch eine weitere nachgelagerte Wärmebehandlung (z.B. 400 - 800 °C) und längere Behandlungsdauern (z.B. 20 h) eine Veränderung der Korngröße und Kornwachstum zu erreichen (Abb. 95 b). Es zeigte sich, dass ab einer Temperatur von 600 °C die Anzahl an zusätzlichen Körnern erst sprunghaft zunimmt und dann bei 700 - 800 °C eine Verringerung der Kornanzahl unter gleichzeitiger Vergrößerung ($d_{50,f}$ um 20 % auf 57 μm angestiegen) einsetzt.

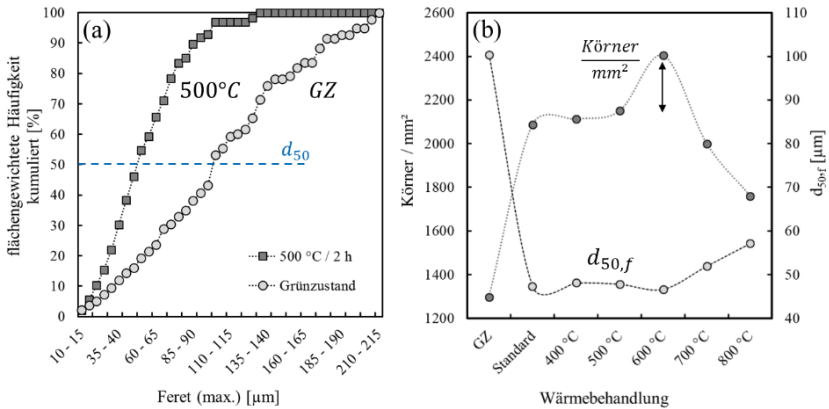


Abb. 95: Entstehung der Kornstruktur am industriellen Werkstoff STX B7X mit (a) kumulierter flächengewichteter Korngrößenverteilung ausgehend vom Grünzustand und konventioneller Wärmebehandlung (500 °C / 2 h) und (b) Einfluss einer zusätzlichen Wärmebehandlung bei höheren Temperaturen auf Kornanzahl und mittlere Korngröße (aufbauend auf Standardprozess bei 500 °C / 2 h), bei 20 h, EBSD.

Dies zeigt die EBSD-Auswertung der Korngröße (Abb. 96 a - b). Während im Grünzustand ein großer Anteil (~ 50 %) an groben Körnern (> 90 μm) vorhanden ist (hier gelb), nimmt dieser durch eine Wärmebehandlung bei 500 °C sichtbar ab (~ 14 %). Hier sind vor allem an den Partikelgrenzen neue Körner (10 - 60 μm) sichtbar, die sich vermehrt zusammenhängend wie ein Netzwerk (hier blau und grün) ausbilden. Bei 600 °C nimmt die Anzahl dieser feinen Körner (< 60 μm) sprunghaft zu und geht bei höheren Temperaturen wieder in einen Zustand mit größeren (gelb segmentiert) Körnern über.

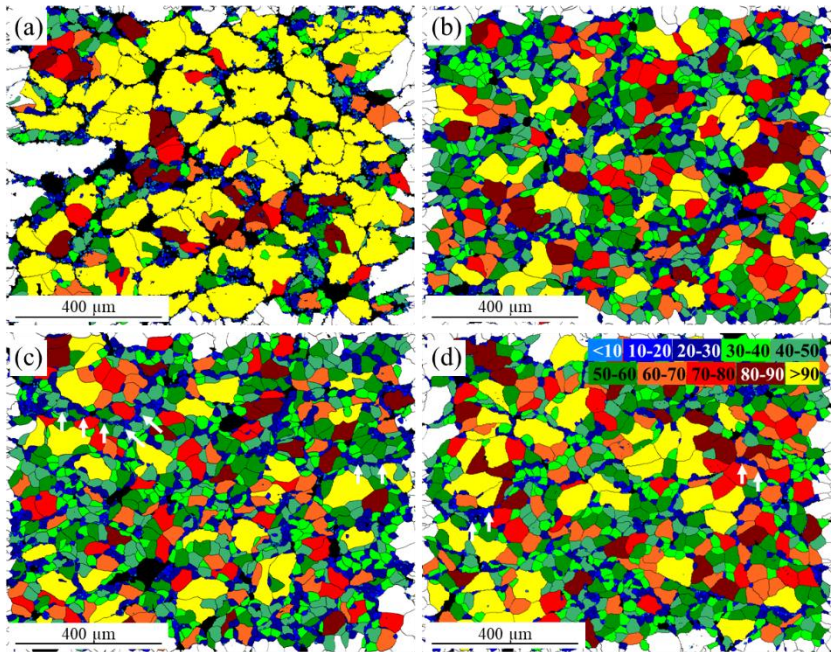


Abb. 96: Einfluss der Wärmebehandlung auf die Korngröße des industriellen Werkstoffs STX B7X unter segmentierter EBSD-Analyse bei (a) Grünzustand, (b) 500 °C, (c) 600 °C und (d) 800 °C, EBSD, segmentierte Korngröße, 100x.

3.3.4 Rekristallisation von Partikelfractionen

Um das unterschiedliche Verhalten der Partikelfractionen unter Wärmebehandlung zu untersuchen, wurden alle Fractionen in den Temperaturschritten 400 °C, 500 °C und 600 °C jeweils für 3 h wärmebehandelt. Es zeigt sich, dass die Wärmebehandlung zu unterschiedlichen Anstiegen der Permeabilität führt. So zeigt die feinste Fraction mit < 50 μm nur geringfügige Permeabilitäts erhöhungen (~ 15 %) durch die Wärmebehandlungen (Abb. 97). Vor allem beim Vergleich zwischen 500 °C und 600 °C ist nur eine marginale Erhöhung von 6 % vorhanden. Die mit 23 - 56 % Abb. 97 (b)-(d) höchsten Zunahmen sind bei der Fraction mit 150 - 200 μm festzustellen. Auch die Fractionen mit der

größten Partikelfraktion von $> 400 \mu\text{m}$ zeigen hier eine hohe Zunahme von 48 % ($600 \text{ }^\circ\text{C}$).

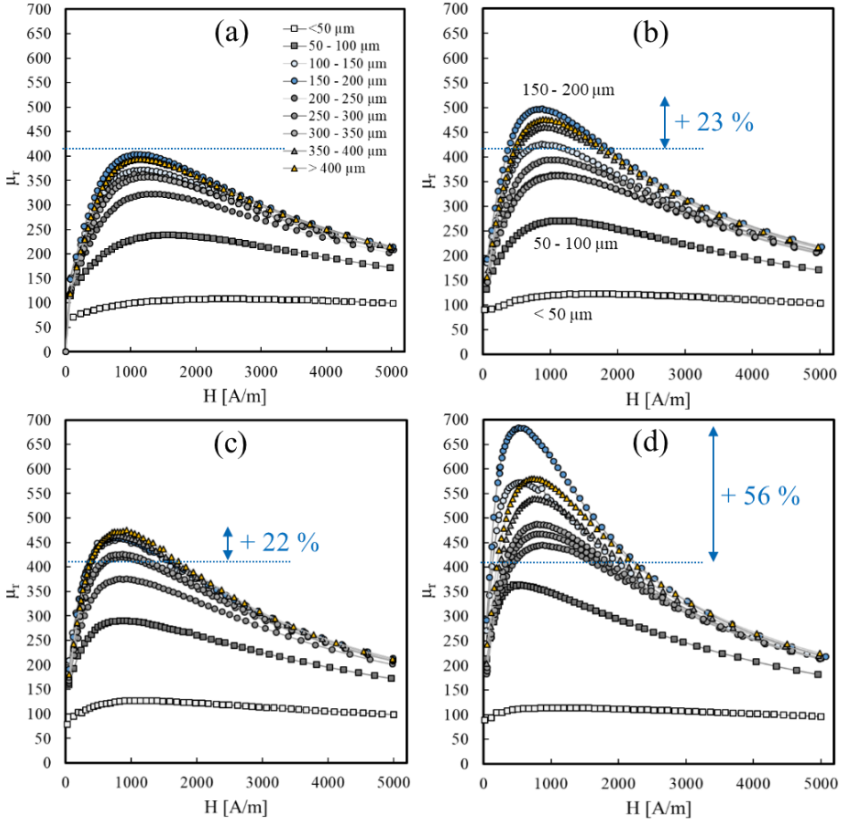


Abb. 97: Einfluss der Wärmebehandlung auf den Permeabilitätsverlauf der einzelnen Fraktionen mit (a) Grünzustand, (b) $400 \text{ }^\circ\text{C}$, (c) $500 \text{ }^\circ\text{C}$ und (d) $600 \text{ }^\circ\text{C}$, DCK, 5000 A/m .

Die Hystereseverluste in Abhängigkeit von der Partikelfraktion und Wärmebehandlung (Grünzustand, $400 \text{ }^\circ\text{C}$, $500 \text{ }^\circ\text{C}$ und $600 \text{ }^\circ\text{C}$) sind in Abb. 98 (a) dargestellt. Die Hystereseverluste sinken mit steigender Temperatur und erreichen bei den Fraktionen zwischen $100 - 200 \mu\text{m}$ die niedrigsten Werte von 4

bis 7 W/kg. Die feinsten Fraktionen < 100 μm weisen dagegen die höchsten Hystereseverluste (7 - 11 W/kg) auf, während ab einer Partikelgröße von > 200 μm keine nennenswerten Veränderungen vorliegen und der Hystereseverlust konstant bleibt. In Abb. 98 (b) ist der Zusammenhang zwischen innerer Kornstruktur und resultierenden Eigenschaften im Hystereseverlust und Koerzitivfeld der bei 600 °C behandelten Fraktionen dargestellt. Die größten Körner weisen die 3 Fraktionen zwischen 100 - 250 μm auf. Das Koerzitivfeld zeigt in diesem Partikelgrößenbereich ebenfalls ein Minimum, wobei die Probe 100 - 150 μm den niedrigsten Hystereseverlust (24.1 W/kg bei 300 Hz / 1 T) aufweist.

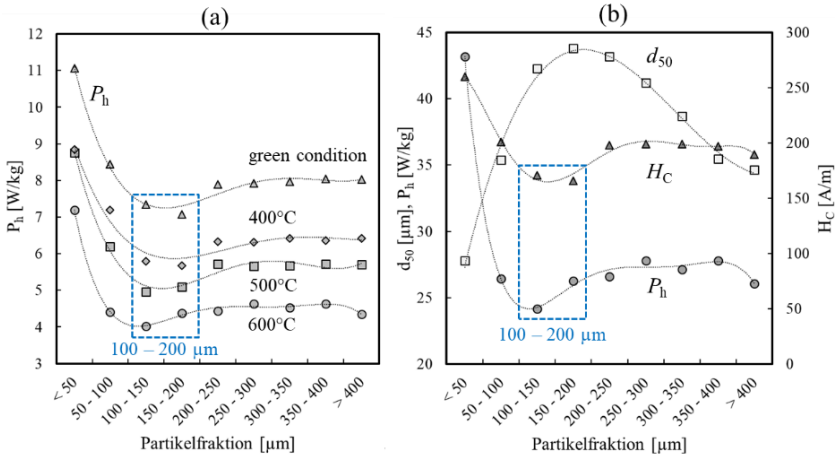


Abb. 98: (a) Einfluss der Wärmebehandlung zwischen 400 - 600 °C auf Hystereseverluste der AncorLam Partikelfractionen (1 T, 50 Hz) und (b) Zusammenhang aus Kornstruktur d_{50} und dem Koerzitivfeld H_C bzw. Hystereseverlust P_h der bei 600 °C behandelten Proben (300 Hz, 1 T).

Die EBSD-Analysen der Gefügestruktur von einzelnen ausgewählten Fraktionen sind in Abb. 99 dargestellt. Die Segmentierung mittels ROD unter Bewertung der Gefügebereiche mit geringem Missorientierungsanteil (< 3°) zeigt bei den feinsten Fraktionen (Abb. 99 (a) < 50 μm) die geringsten Flächenanteile (48 %), während bei der Fraktion 100 - bis 150 μm (Abb. 99 b) die

größten unverformten Flächenanteile (80 %) vorliegen. Ab einer Partikelgröße von 200 μm sind die Flächenanteile mit 74 % auf vergleichbarem Niveau.

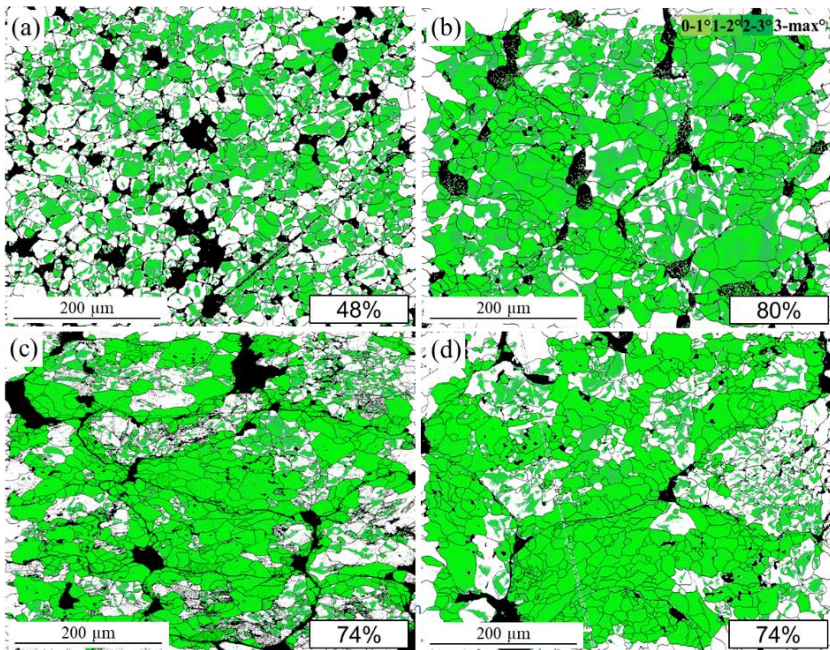


Abb. 99: EBSD-Analyse der unverformten Gefügebereiche bei 600 °C wärmebehandelter Partikelfractionen mit der Abstufung (a) < 50 μm , (b) 150 - 200 μm , (c) 200 - 250 μm und (d) > 400 μm , EBSD, ROD, < 3° segmentiert, 200x, Werkstoff AncorLam Fractionen.

Wird das Vorhandensein von unverformten Gefügebereichen mit geringem Missorientierungsanteil (< 3°) zwischen den Fractionen verglichen, zeigt sich, dass bei der feinsten Fraction kaum ein Korn vollständig unverformte und damit rekristallisierte Anteile aufweist (Abb. 99 a mit < 50 μm). Dagegen sind bei der Probe mit der Fraction 100 - 150 μm (Abb. 99 b) große Bereiche vollständig ohne Missorientierungen (< 3°) vorhanden. Auch die größeren Fractionen > 200 μm (Abb. 99 c - d) zeigen viele vollständig unverformte Bereiche, wobei hier sehr viel feinere Kornanteile auftreten. So weist die

Partikelfraktion $< 50 \mu\text{m}$ etwa 46 % Körner, 150 - 200 μm etwa 21 %, 200 - 250 μm etwa 41 % und die größte Variante 36 % Körner mit einer Größe $< 30 \mu\text{m}$ auf. Wie in Abb. 100 am Beispiel der Partikelfraktion 200 - bis 250 μm und einer kurzen Wärmebehandlung bei 1 h und 600 °C deutlich wird, befindet sich der Großteil der unverformten Gefügebereiche an den Partikelgrenzen (siehe weiße Pfeile). Zur besseren Deutung wie sich die Abnahme an verformten Bereichen in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer verändert sind in Abb. 101 an der Partikelfraktion (1) 200 - 250 μm und (2) $> 400 \mu\text{m}$ ausgehend von einer Wärmebehandlungsdauer von 1 h (Abb. 101 1a + 2a) noch weitere Zeitschritte mit (b) 2 h und (c) 3 h untersucht worden.

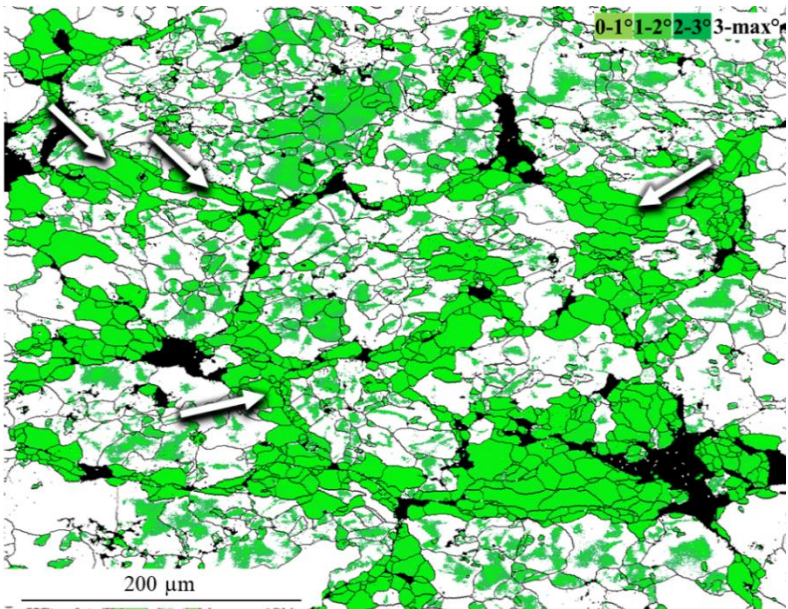


Abb. 100: EBSD-Analyse der Partikelfraktion (200 - 250 μm) nach Wärmebehandlung (600 °C / 1 h unter Segmentierung der unverformten Gefügebereiche mit geringen Missorientierungsanteilen ($< 3^\circ$), EBSD, ROD, $< 3^\circ$ segmentiert, 200x, Werkstoff AncorLam Fraktionen.

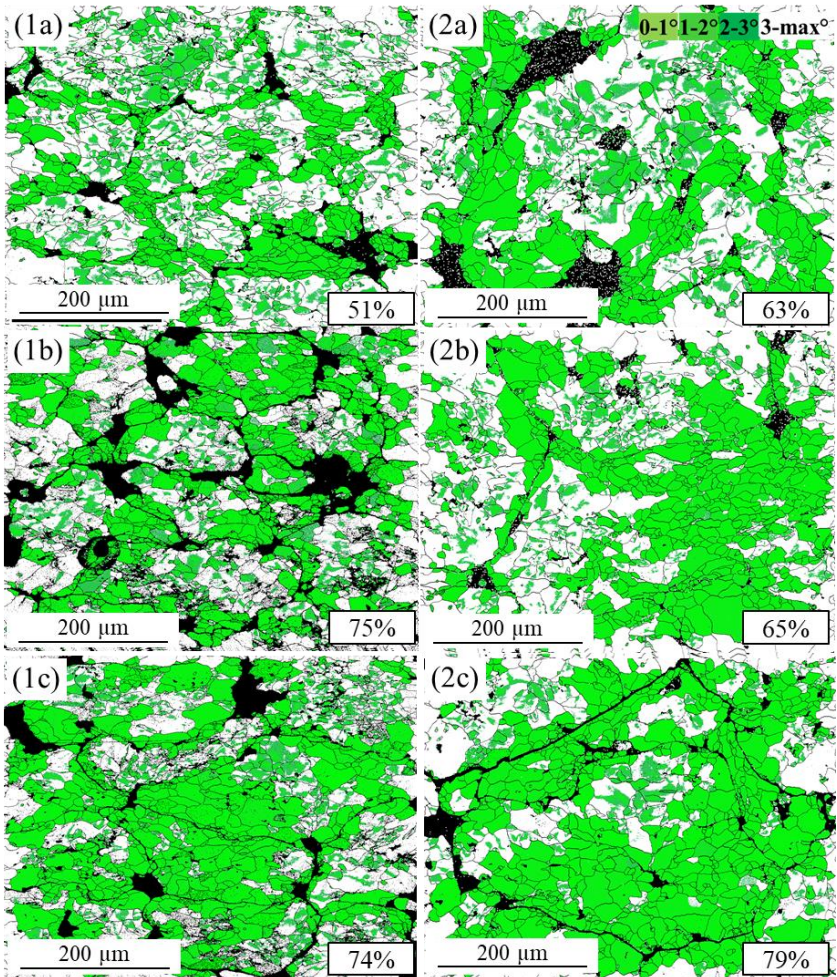


Abb. 101: EBSD-Analyse unterschiedlicher Wärmebehandlungsdauer unter Segmentierung der unverformten Gefügebereiche mit geringen Missorientierungsanteilen ($<3^\circ$) bei den beiden Partikelfraktionen (1) 200 - 250 μm und (2) $> 400 \mu\text{m}$ nach Wärmebehandlung bei 600 $^\circ\text{C}$ und (a) 1 h, (b) 2 h und (c) 3 h, EBSD, ROD, $< 3^\circ$ segmentiert, 200x.

Es ist erkennbar wie der Anteil an unverformten Gefügebereichen $< 3^\circ$ mit der Dauer der Wärmebehandlung zunimmt. Während der Großteil der unverformten Bereiche an den Partikelgrenzen vorliegt, nehmen mit längerer Wärmebehandlung auch im Partikelinneren die Anteile an Gefügebereichen mit hohen Missorientierungen ab (s. Abb. 101 c). Bei der größten Partikelfraktion zeigt sich, dass vor allem die besonders verformten Partikelbereiche mit einer deutlich länglichen Form nun unverformt vorliegen. Dies ist in der Ansicht der Partikelfraktion $> 400 \mu\text{m}$ nach 3 h in Abb. 102 nochmals vergrößert dargestellt. So sind vor allem im Partikelinneren noch Gefügebereiche vorhanden mit Missorientierungen vorhanden.

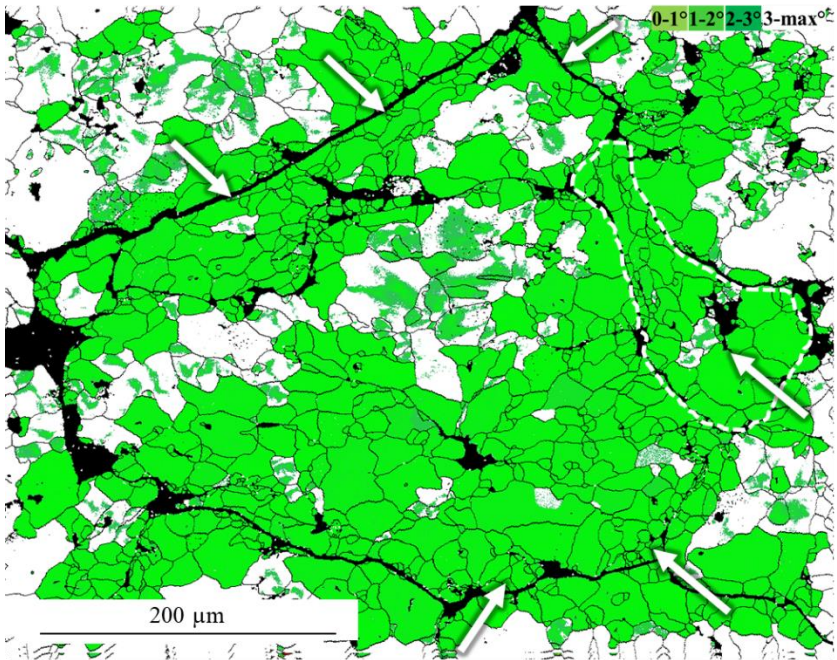


Abb. 102: EBSD-Analyse der AncorLam Partikelfraktion ($> 400 \mu\text{m}$) nach Wärmebehandlung ($600 \text{ }^\circ\text{C} / 3 \text{ h}$ unter Segmentierung der unverformten Gefügebereiche mit geringem Missorientierungsanteil ($< 3^\circ$), EBSD, ROD, segmentiert, 200x.

3.3.5 Dynamische Verlustanteile von Partikelfractionen

Wie in Abb. 103 dargestellt, steigen die dynamischen Verlustanteile ausgehend vom Grünzustand durch eine Wärmebehandlung an (s. auch Abb. 98, S. 162). Ausgehend vom Grünzustand ist die Zunahme hierbei abhängig von der Wärmebehandlungstemperatur und Partikelfraktion. So zeigen grobe Partikelfractionen die höchste Sensitivität und den größten Anstieg der dynamischen Verlustanteile. Ab einer Wärmebehandlung von 500 °C ist der Anstieg der dynamischen Verlustanteile signifikant. Bei Betrachtung des elektrischen Widerstands der Proben bei 500 °C (Abb. 103 b) zeigt sich, dass der spezifische elektrische Widerstand ρ_e um durchschnittlich 99 % abgenommen hat. Lediglich die feinsten Fractionen < 100 μm erreichen noch Werte des spezifischen elektrischen Widerstands > 30 $\mu\Omega\text{m}$. In Abb. 104 sind die resultierenden Aufteilungen der dynamischen Verlustanteile in den globalen Wirbelstromverlust (a) und den Partikelwirbelstromverlust (b) nach einer Wärmebehandlung bei 400 °C für 3 h und 500 °C für 3 h dargestellt.

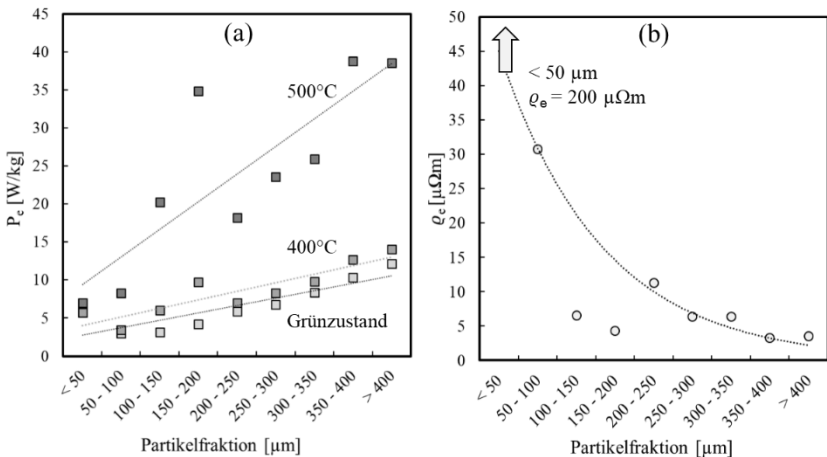


Abb. 103: Einfluss der Wärmebehandlung auf die (a) Wirbelstromverluste der Partikelfractionen bei 400 und 500 °C (1 T, 400 Hz) und (b) resultierender spezifischer elektrischer Widerstand nach einer Wärmebehandlung bei 500 °C in Abhängigkeit der Partikelfraktion.

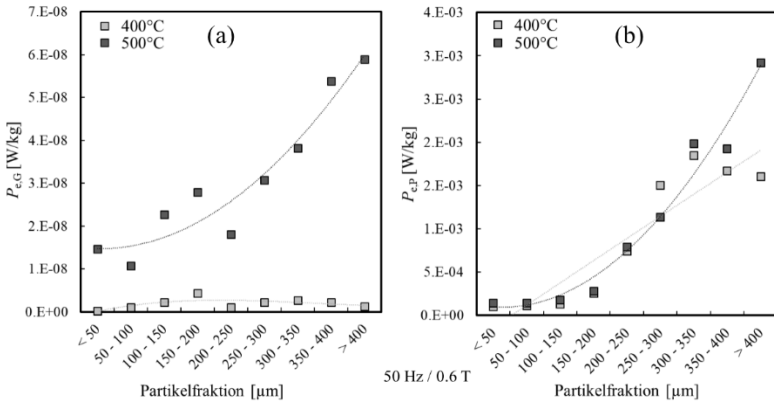


Abb. 104: Aufteilung der dynamischen Verlustanteile entsprechend dem Verlustvorhersagemodell IEM in (a) globale Wirbelstromverluste $P_{e,G}$ und (b) Partikelwirbelstromverluste $P_{e,P}$, (AC), 50 Hz und 0.6 T, Werkstoff AncorLam Partikelfractionen.

Es zeigt sich, dass der globale Wirbelstromverlust um mehrere Größenordnungen kleiner ist, als der Partikelwirbelstromverlust. Ab einer Temperatur von 500 °C nimmt der globale Wirbelstromanteil $P_{e,G}$ in Abb. 104 (b) zu von $1 \cdot 10^{-08}$ auf $6 \cdot 10^{-08}$. Die Zunahme ist hierbei bei groben Partikeln größer. Im Falle der Partikelwirbelströme $P_{e,P}$ ist kein Zusammenhang zur Wärmebehandlung feststellbar (Abb. 104 b). Aber auch hier sind die Partikelwirbelströme bei groben Partikelfractionen größer.

4 Diskussion

Im Folgenden werden, die innerhalb des Ergebnisteils dargelegten Themengebiete diskutiert und Fragestellungen zur weiteren Optimierung des Eigenschaftsspektrums weichmagnetischer Verbundwerkstoffe abgeleitet. Die Diskussion beginnt, wie der Ergebnisteil, mit den ersten Analysen von industriellen SMC-Varianten und fokussiert in Kap. 4.1 auf die dort erarbeiteten Gefüge- und Prozessauffälligkeiten wie Partikel- und Kornstruktur, Anisotropie, Porosität und Verformungs- und Rekristallisationsverhalten (Bewertung von Missorientierungen durch EBSD). Auch werden die Ergebnisse zur Temperaturstabilität von MgO-Beschichtungen diskutiert. Die in Kap. 4.1 aufgebauten Erkenntnisse an industriellen SMC-Varianten bilden die Ausgangsbasis für die eigenen Prozessbeeinflussungen an selbsthergestellten Probenzuständen in den nachfolgenden Kapiteln. Das Kap. 4.2 beginnt mit der Diskussion des Ausgangszustands des SMC-Pulvers vor Prozessierung und leitet im Kap. 4.3 den ersten Prozessschritt, die Kompaktierung und Verformung ein. Dort werden die Unterschiede im Verformungsverhalten von fraktionierten und konventionellen Pulvergrößenverteilungen diskutiert. In Kap. 4.4 wird auf den kompaktierten Zustand ohne Wärmebehandlung fokussiert. Hier sind Themen wie der Anteil an plastischer Deformation, der Kornform- und Anzahl und den magnetischen Eigenschaften des Grünzustands in Diskussion. Das letzte Kapitel beschäftigt sich mit den Einflüssen der Wärmebehandlung. So konzentriert sich das Kap. 4.5 auf die Mechanismen der Rekristallisation, Auswirkungen von Dauer und Höhe der Wärmebehandlung und deren Abhängigkeit zu Partikelfractionen.

4.1 Gefüge- und Prozessauffälligkeiten industrieller SMC-Varianten

Die in Kapitel 3 (S. 107) aufgezeigten Gefügebestandteile, die zur Beeinflussung des Eigenschaftsspektrums verändert werden können, werden im Folgenden nochmals aufgelistet und innerhalb Kap 4.1.1 bis 4.1.4 diskutiert:

1. Die Korngrößenverteilung zeigt signifikante Unterschiede.
2. Die Form der inneren Körner ist unterschiedlich.
3. Durch den Pressvorgang resultiert eine Partikelformanisotropie.
4. Größere Partikel zeigen auffällig großen inneren Porositätsanteil.
5. Bei gleichem Kompaktierungsdruck können in Abhängigkeit des SMC-Werkstoffs unterschiedliche Anteile und Verteilungen eingebrachter Missorientierungen (EBSD) bzw. Verformungen vorliegen.
6. Die in Folge einer Wärmebehandlung hervorgerufene Zunahme an un-verformten bzw. rekristallisierten Bereichen ($< 3^\circ$, EBSD) ist bevorzugt an den Partikelgrenzen feststellbar (EBSD).

4.1.1 Partikel- und Kornstruktur

In der Partikelmorphologie und Kornstruktur zeigten sich große Unterschiede in den vorliegenden industriellen SMC-Varianten (Abb. 46 und Abb. 47, S. 108). So weist der Werkstoff STX B7X eine mittlere Partikelgröße von $d_{50,f} = 190 \mu\text{m}$ und der Werkstoff AncorLam ein $d_{50,f}$ von $119 \mu\text{m}$ auf, während die Unterschiede in der Korngröße im Mittelwert nur marginal ausfallen ($47 \mu\text{m}$ und $50 \mu\text{m}$). Aber es sind in der Homogenität der Korngrößenverteilung Unterschiede vorhanden und der Werkstoff STX B7X hat eine schmalere Verteilung der Korngröße (Abb. 50, S. 112). Der mittlere Korndurchmesser d_{50} kann hier demnach nicht als einzige Größe herangezogen werden, die innere Kornstruktur von SMC-Werkstoffen zur Qualitätsbeurteilung zu verwenden. Vielmehr kommt es entscheidend auf den Anteil feiner Kornstrukturen ($< 40 \mu\text{m}$) an, die im Falle von FeSi-Legierungen zu einer deutlichen Zunahme der Hystereseverluste führen [28, 67, 69, 71] (s. auch Abb. 8, S. 29 und Kap. 1.1.4,

S. 26). Ein Beispiel aus der Analyse der Korngrößenverteilung von Elektroblechen wurde aus einer Arbeit von Landgraf et al. [67] in Abb. 105 zur Illustration übernommen. Hierbei handelt es sich um zwei Gefügebilder von, optisch erkennbar, unterschiedlichen Korngrößenverteilungen. Auch diese weisen den gleichen mittleren Korndurchmesser d_{50} auf, zeigen aber signifikante Unterschiede in den magnetischen Eigenschaften wie beispielsweise im Koerzitivfeld und der Polarisierung. So zeigten sich messbare Unterschiede in der Flussdichte von 1.72 T (linke Probe) und 1.76 T (rechte Probe).

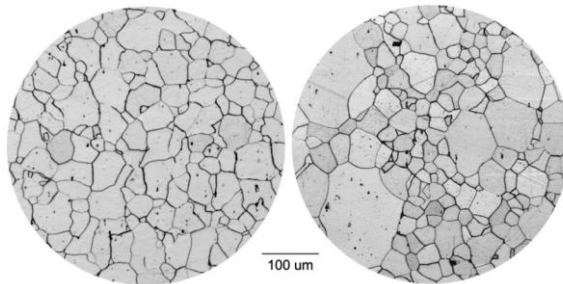


Abb. 105: Darstellung zweier geätzter lichtmikroskopischer Schlifffanalysen an zwei Elektroblechen mit gleichem mittleren Korndurchmesser d_{50} aber unterschiedlichen Korngrößenverteilungen, nach [67].

Bei Korrelation von Strukturinformationen wie der Korngröße und Partikelgröße von SMC-Werkstoffen mit magnetischen Eigenschaften wie der Permeabilität und dem Koerzitivfeld, sind nur sehr schwer direkte Aussagen möglich. So führt eine geringe Anzahl an Partikel- und Korngrenzen zwar zu einer theoretisch weniger gestörten magnetischen Flussführung und lässt sich an manchen Beispielen der Gefügebilder industrieller SMC-Werkstoffe in Abb. 46 und Abb. 47 (S. 108) grob bewerten. Weitere Eigenschaften wie der Verformungszustand, die Reinheit der Ausgangsmaterialien, prozessbedingte Porosität und die Güte und der Aufbau des Schichtsystems sind hier aber zusätzliche wechselwirkende Einflussgrößen. Demnach können sich SMC-Werkstoffe nicht nur unter Vergleich der Partikel- und Kornstruktur einer bestimmten Güte oder Qualität zuordnen lassen. Auch besteht aktuell noch keine Norm zur Beschreibung von SMC-Werkstoffen, wie es im Falle der

Elektrobleche in DIN 10106 der Fall ist [88]. So ist es am Beispiel der Elektrobleche durchaus im begrenzten Rahmen möglich, über Kornstruktur, Dicke und Legierungsgehalt Aussagen zur Güte und Qualität eines Werkstoffs zu treffen [69, 83]. Es zeigt sich jedoch bei SMC-Werkstoffen, dass eine grobe Kornstruktur ebenfalls als entscheidendes Indiz für eine hohe Permeabilität steht und nicht nur eine grobe Partikelgröße ausschlaggebend ist. So weisen vor allem die Varianten mit groben Kornstrukturen in Abb. 46 und Abb. 47 (S. 108) eine hohe Permeabilität auf. Die Form der inneren Körner kann hier als ein gutes Indiz für den Rekristallisations- und damit Wärmebehandlungszustand dienen. Demnach weisen Körner ohne Formanisotropie auf eine bereits durchgeführte Wärmebehandlung hin. Sofern noch viele sehr kleine Körner ($< 40 \mu\text{m}$) im Inneren großer Partikel vorhanden sind, ist dies ein mögliches Zeichen für zu geringe Wärmebehandlungstemperaturen oder zu kurze Prozesszeiten. Denn die Rekristallisation beginnt sich von den Partikelgrenzen ausgehend in das Innere der Partikel hin auszubreiten (siehe z.B. Abb. 100, S. 164). Die Partikelgröße erlaubt dagegen Abschätzungen über die Frequenzstabilität und feine Partikelstrukturen sprechen, auch ohne Kenntnis des Schichtsystems, für tendenziell geringere dynamische Verluste bei hohen Frequenzen, geringere Permeabilität durch zusätzliche Scherung der Hystereseschleife und einen höheren elektrischen Widerstand.

4.1.2 Pressbedingte Partikelformanisotropie

Ein interessantes Merkmal der besonders groben SMC-Variante STX B7X zeigte sich in der pressbedingten Formanisotropie der Partikel (Abb. 53 und Abb. 54, S. 115). Wie dort aufgezeigt werden konnte, neigen grobe Partikel ($> 400 \mu\text{m}$) zu einer langgestreckteren und flacheren Morphologie. Diese Eigenschaft kann beispielsweise durch das Feret.ratio beschrieben werden (Abb. 36, S. 90). Hier zeigen ausgehend von kleinen Partikelgrößen mit Werten zwischen 0.5 bis 0.6, die größten Partikel ($680 \mu\text{m}$) ein Feret.ratio von 0.3 und damit eine flachere, ausgedehnte Form. Dadurch kommt es durch den Kompaktierungsvorgang zu anisotropen Zuständen und quer zur Pressrichtung

ist die Anzahl an Partikelgrenzen bereits bei konventionellen Partikelgrößenverteilungen um etwa 30 % reduziert. Diese Eigenschaft könnte sich beispielsweise für die in Abb. 106 dargestellte Elektromotorkomponente ausnutzen lassen. So könnten in bestimmten Bereichen eines Bauteils, durch eine Variation des Pressdrucks bei Nutzung einer industriellen Presse mit variabler Stempelregelung, die vorteilhaften magnetischen Eigenschaften länglicher Partikel, nämlich die höhere Permeabilität quer zur Pressrichtung, gezielt ausgenutzt werden. Da aus Gründen des Werkzeugverschleißes, Toleranzaspekten und der Wirtschaftlichkeit in industriellen Anwendungen häufig nur auf eine bestimmte Dichte des SMC-Materials hin verdichtet wird, ergibt sich mit der Ausnutzung von anisotropen Eigenschaften eine zusätzliche Stellgröße.

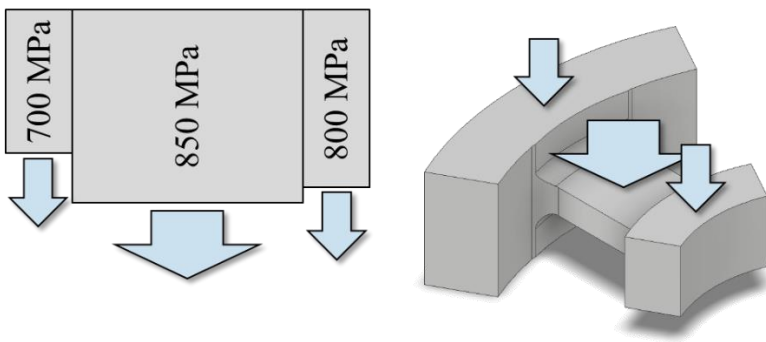


Abb. 106: Ausnutzung der Partikelanisotropie durch variable Pressdruckbeaufschlagung in Abhängigkeit der Bauteilposition und dem dort vorliegenden Flussverlauf.

In einer Arbeit von Hultmann et al. [146] werden verwandte Themengebiete und der Einsatz von unterschiedlichen Partikelmorphologien (sphärisch, zylindrisch und Flakes) als Ausgangsmaterial diskutiert. Er kommt ebenfalls zu der theoretischen Aussage, wie ein Aufbau aus Flakes unter 2-dimensionalen Gesichtspunkten, verbesserte Eigenschaften bei SMC zeigen würde (entsprechend der Magnetisierungsrichtung) und untermauert die eigenen

Ergebnisse in der vorliegenden Arbeit. Auch stellt er Messungen vor, die aufzeigen, dass der Unterschied zwischen Partikeln mit und ohne Beschichtung einen Einfluss von etwa 11 % in der maximalen Permeabilität zeigen. Dies kann unter den Gesichtspunkten einer Beeinflussung der Partikelgrendichte, wie hier durch die pressbedingte Anisotropie gezeigt, als Anhaltspunkt für das Potenzial dienen. In eigenen Untersuchungen an groben Partikelfraktionen ($> 400 \mu\text{m}$, AncorLam-Fraktionen) und einer Pressdruckspanne von 600 - 1000 MPa, konnte das Feret.ratio von 0.58 auf 0.53 verringert (8 %) werden. Der dort verwendete Werkstoff AncorLam zeigt durch seine feine Partikelgrößen- als auch Korngrößenverteilung jedoch nicht die optimalen Bedingungen möglichst hohe Partikelformanisotropien einzustellen (siehe Abb. 46 b). Eine bessere Basis bietet dagegen der Werkstoff STX B7X (siehe Abb. 46 a) der zur magnetischen Messung an herausgearbeiteten Balkenproben (längs- und quer zur Pressrichtung) eingesetzt wurde Abb. 54 (S. 115). Hier konnte zumindest eine vorsichtige Bestätigung der unterschiedlichen magnetischen Eigenschaften (+ 5 % in der Permeabilität) in Abhängigkeit von der Pressrichtung festgestellt werden. Der Aufbau als Epsteinrahmen bringt große Nachteile aufgrund der nicht zu vermeidenden Luftspalte und somit starke Messstreuungen zwischen den einzelnen Probensegmenten und dient daher nur als grober Anhaltspunkt. Auch Messungen mittels eines Impedanzanalysators (Keysight E4990A-010) an einzelnen bewickelten Probensegmenten (Luftpule mit Eisenkern) bestätigten eine messbar höhere Permeabilität der Proben quer zur Pressrichtung. Weitere 3-dimensionale Messungen an SMC-Werkstoffen, wie in einer Arbeit von Zhu et al. [133] dargestellt, zeigen dagegen keine Anisotropie der magnetischen Eigenschaften. Der Grund ist möglicherweise die zu feine Partikelgrößenverteilung des dort untersuchten Werkstoffs Somaloy 500. Die gleichen Untersuchungen am Werkstoff STX B7X mit der dort vorhandenen herausragenden Verformbarkeit sollte andere Ergebnisse zeigen. Nach Aussage des Herstellers auf den Datenblättern, basiert der Werkstoff STX B7X auf dem Werkstoff Somaloy 700 3P. Letzterer zeigt wie in Abb. 16 (S. 52) dargestellt, eine sehr breite Partikelgrößenverteilung mit groben Partikeln ($\sim 550 \mu\text{m}$) und grober Kornstruktur. Wie im späteren Verlauf in Abb. 107 (S. 181) dargestellt, sollten beide Struktureigenschaften das Verformungsverhalten beeinflussen.

4.1.3 Inter- und intragranulare Porositäten

Eine weitere Auffälligkeit bei den Untersuchungen der industriellen SMC-Varianten zeigt sich in der größeren inneren Porosität der groben Partikel (Abb. 49, S. 111, Beispiel Somaloy 700 HR 3P). Hier scheinen durch das Wasserverdüsen prozessbedingt bei groben Partikeln vermehrt größere intragranulare Porositäten zu entstehen. Dies ist an allen industriellen SMC-Varianten mit groben Partikelgrößenverteilungen in größerem Ausmaß erkennbar. Durch die Kompaktierung können viele dieser Störstellen wieder verschlossen werden. Dies wird beispielsweise durch die eigenen Untersuchungen in der Pressdruckvariation in Abb. 70 (S. 135) deutlich. Durch den größeren Anteil intragranularer Porosität ermöglicht sich in gleichem Zuge sicherlich auch ein erhöhter Freiraum in der Verformungsbewegung der Partikel- und Kornstruktur während des Kompaktierungsvorgangs. Trotzdem finden sich aber auch im Endzustand noch viele Porenanhäufungen wie in Abb. 49 (S. 111) bestätigt wird. Wie verschiedene Arbeiten außerdem zeigen, ist es kaum möglich, derartig kleine innere Poren durch konventionelles axiales Pressen vollständig zu schließen, auch nicht durch mehrmalige Pressabläufe oder Vorwärmen [171, 172]. Dagegen resultieren die unterschiedlichen erreichbaren Dichten der SMC-Varianten in Abb. 48 durch pressbedingte Parameter wie Werkzeug- bzw. Pulvervorwärmung, Pressdruck, Schmiermittelgehalt und der Partikelgrößen- bzw. Korngrößenverteilung und intergranularer Porosität. Der Anteil der Porosität liegt bei industriellen SMC-Werkstoffen im Bereich von 2 % bis 10 % [21]. Durch eine höhere Porosität bleibt der Hystereseverlust dabei unverändert, sofern der gleiche Druck appliziert wurde [21]. Es kommt demnach nur zu einer erhöhten Scherung der Hystereseschleifen wie in Abb. 71 (S. 136) auch an den eigenen Untersuchungen an SMC-Werkstoffen bestätigt werden kann. Poren könnten hier als Fremdphasen auch die Wirkung von Pinning-Zentren übernehmen, sofern diese in der Größenordnung der Domänenwandbreite vorhanden sind (s. Kap. 1.1.4, S. 31).

4.1.4 Verformungs- und Rekristallisationszustand

Am Beispiel der Materialien STX B7X und AncorLam zeigte sich, wie unterschiedlich die beiden Werkstoffe auf die Kompaktierung reagieren und trotz gleichem Kompaktierungsdruck unterschiedlich starke Missorientierungsanteile im Grünzustand vorliegen (Abb. 56 a und c, S. 117). Dies führt zum Umstand, dass der Werkstoff STX B7X eine höhere und homogenere Veretzungsdichte aufweist und diese im Falle der Wärmebehandlung eine ausgeprägtere Rekristallisation (Reduzierung verformter Bereiche hoher Missorientierung) des Gefüges fördert (Abb. 56 b und d, S. 117). Beim Werkstoff AncorLam liegen auch nach der Wärmebehandlung noch vermehrt lokale Missorientierungsanteile vor. Eine Einflussgröße für die Effektivität der Rekristallisation ist die Reinheit des Ausgangswerkstoffs und Größe kritischer Einschlüsse. Hier verfügt das Ausgangspulver des Werkstoffs STX B7X (basiert auf Somaloy 700 3P, Höganäs AB) entsprechend Tab. 9 (S. 80) eine vergleichbare Reinheit wie AncorLam (basiert auf Ancorsteel 1000C, Hoeganaes Corp.).

4.1.5 Temperaturbeständigkeit der MgO-Beschichtung

Die Untersuchungen zeigten eine gute Temperaturbeständigkeit der MgO-Beschichtung bei einer Wärmebehandlungstemperatur von bis zu 600 °C. Die feinere Variante MBS R3 zeigte eine geringere Sensitivität in der Erhöhung der dynamischen Verlustanteile (Abb. 57, S. 119) als der gröbere Werkstoff MBS M21. Ähnliche Ergebnisse lieferten die Untersuchungen in den Pulverfraktionen (Abb. 103, S. 167), bei denen auch die feinere Varianten (< 100 µm) mit höherem Schichtsystemanteil (feinere Partikel bedeutet mehr Partikelgrenzen), bei gleicher Wärmebehandlung die höheren Widerstände aufrechterhalten konnten. Auch ist interessant, dass bei Temperaturen > 600 °C keine nennenswerte Reduktion des Koerzitivfeldes der MgO SMC-Varianten mehr möglich ist, während die Abnahme bis 600 °C bei beiden Werkstoffen (MBS M21 und MBS R3) etwa 50 % betrug. Auch in einer Arbeit von Hoeganaes Corp. werden Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen vorgestellt, die zu dem gleichen Ergebnis kommen. Der größte Sprung im Koerzitivfeld findet

dort zwischen 450 - und 650 °C statt und zeigt dann selbst bei 870 °C kaum noch Veränderungen [123]. Die Wechselfeldverluste nehmen auch hier sprunghaft zu. Der Grund sind wohl neben Beschichtungsdegregationen die zunehmende Oxidation der Beschichtung und des Grundmaterials entlang der Partikelgrenzen unter Bildung verschiedener Eisenoxidphasen [173]. Eigene lichtmikroskopische Untersuchungen zeigten eine massive Oxidation der Partikelgrenzen, die trotz der Schutzgasatmosphäre im Ofen nicht verhindert werden konnte.

4.2 Einfluss des Ausgangszustands des unkompaktierten Pulvers

Die Analysen des noch unkompaktierten Pulvers in Kapitel 3.2.1 (S. 125) führten zu mehreren Erkenntnissen. (1) Noch nicht prozessierte SMC-Pulver weisen im Vergleich zu wärmebehandelten kompaktierten Zuständen eine gröbere Gefügestruktur auf, deren feinste Körner statistisch regellos verteilt in den Partikeln vorliegen (Abb. 62 (b) S. 126). Bei den wärmebehandelten und rekristallisierten Proben kommen die feinen Kornanteile dagegen vor allem an den Partikelgrenzen vor (s. Abb. 102, S. 166). (2) Außerdem liegen bereits im Ausgangszustand mit 25 % nennenswerte Anteile an Missorientierungen $> 4^\circ$ vor. Dies könnte sich durch bereits in der Herstellung und dem Transport der Pulver begründeten eingebrachten Verformungen erklären lassen. Die Verformungen liegen dabei Großteils an den Partikelgrenzen vor. Auch dieser Umstand spricht dafür, dass die Verformungen ihre Ursache in Abscherungsvorgängen etc. sich berührender Partikel besitzen. Eine weitere Einflussgröße könnten Verrundungen der Partikelkanten in Folge der metallographischen Präparation sein. Hierbei würde es aber nicht zu so stark asymmetrischen Verformungsanteilen kommen, wie diese in Abb. 65 (c) und (d) (S. 129) auftreten. Der detektierte Anteil von Missorientierungen (25 % an $> 4^\circ$) wird außerdem kaum von den äußersten Verformungen an der Partikelgrenze generiert, wie bei Vergleich von Abb. 65 (c) und Abb. 65 (d) ersichtlich wird. So kommt es durch das Verfahren nach ROD zu einer Art Clean-up der Orientierungsgradienten an der Partikelgrenze und nur größere verformte Kornbereiche

gehen in die Analyse ein. (3) Zuletzt zeigte sich an einer korrelativen kerrmikroskopischen Untersuchung und EBSD-Analysen in Abb. 66 (S. 130), dass die detektierten schwachen Missorientierungen an SMC-Werkstoffen bereits Anhaltspunkte zur Veränderungen der Domänenstruktur liefern können und das Pinning-Verhalten der in Abb. 67 (S. 132) dargestellten Domänenwandbewegungsprozesse erklären. Demnach ist die EBSD-Analyse bei feinen Schrittweiten (hier $0.23\ \mu\text{m}$) in der Lage, manche Störungen und Veränderungen der Domänenstruktur an SMC-Werkstoffen mit dort detektierten Orientierungsänderungen bzw. Kristallverformungen zu erklären.

4.3 Verformungsverhalten von SMC-Pulvern

4.3.1 Partikelfractionen

Innerhalb der Arbeit wurden mehrere Pressdruck-/Wegverläufe des Oberstempels unter uniaxialer Kaltkompaktierung entsprechend des in Kap. 2.1.2 (S. 81) beschriebenen Aufbaus und Ablaufs dargestellt. Bei einem Kompaktierungsprozess unter Verwendung von Schmiermittel, werden zwei verschiedene Mechanismen betrachtet: Dies ist (1) die Neuordnung bzw. Umlagerung von Pulverpartikeln und (2) die Verformung der Pulverpartikel [171]. Beide Mechanismen führen unter Druckbeaufschlagung zu einer Reduktion des Porositätsanteils und zur Kompaktierung des Grünteils. Zusätzliche Wechselwirkungen ergeben sich durch den Schmiermittelgehalt und prozessbedingten Parametern wie Werkzeuggeometrie, Matrizenwandreibung und Vorwärmtemperatur (Werkzeug und / oder Pulver). Bei den Ergebnissen in dieser Arbeit weisen vor allem die feineren Partikelfractionen mit $50 - 100\ \mu\text{m}$ und $100 - 150\ \mu\text{m}$ und der dort vorhandenen groben Kornstruktur als auch die mit besonders groben Partikelfractionen ($> 300\ \mu\text{m}$) und feiner Kornstruktur, einen frühen Kraftanstieg auf (Abb. 82, S. 146). Die Unterteilung des Pressdruckanstiegs in die einzelnen Bereiche in Abb. 81 (S. 145) sollte es ermöglichen, das weitere Verformungsverhalten, ausgehend vom ersten Kraftanstieg, zu verfolgen. Im niedrigen Druckbereich I ($10 - 25\ \text{MPa}$) zeigen hierbei die Fractionen mit den größten Kornstrukturen einen geringeren Widerstand gegenüber der Verformung und größere Stempelwege (Abb. 81, S.

145 a und b). Die Tendenz folgt dabei einem klaren Trend und nimmt von der feinsten Fraktion ($< 50 \mu\text{m}$) an zu, zeigt bei der Fraktion $100 - 150 \mu\text{m}$ (größte Kornstruktur) ein Maximum und fällt dann wieder gleichmäßig zu größeren Partikelfractionen (feiner werdende Kornstruktur) hin ab. Dagegen stellen die Verformungswege ab dem Druckbereich III mit $50 - 100 \text{ MPa}$ einen Schwellbereich dar. Hier nimmt die Verformbarkeit der größten Partikel stärker zu und konkurriert mit den feineren Partikeln mit größter Kornstruktur. Bei noch höheren Drücken scheint der Effekt der gut verformbaren inneren Kornstruktur dann immer geringer zu werden und es bildet sich ein klarer Zusammenhang aus noch vorhandener Verformbarkeit und Partikelgröße heraus (Abb. 81, S. 145 (d) IV: $100 - 200 \text{ MPa}$, (e) V: $200 - 400 \text{ MPa}$ (f) VI: $400 - 800 \text{ MPa}$). Je größer die Partikelgröße, desto mehr Verformungsweg ist noch möglich. Dies führt zu dem Schluss, dass sich bei geringeren Drücken ($< 100 \text{ MPa}$) vor allem Partikelverteilungen mit grober innerer Kornstruktur verformen können. Analog zum Zusammenhang von Hall-Petch [174] können bei größeren Körnern vermehrt Versetzungsbewegungen umgesetzt werden, ohne eine begrenzende Korngrenze zu erreichen. Bringt man hierzu noch die Ergebnisse der Kornverformung bei Pressdruckvariation ($200, 400$ und 800 MPa) ein, können die Vermutungen untermauert werden (Abb. 77 b, S.142). So zeigt sich auch in diesen Ergebnissen eine unterschiedliche Verformungstendenz in Abhängigkeit der Korngröße. Demnach ist hier die Form feiner Körner ($< 40 \mu\text{m}$) unabhängig vom Pressdruck, während grobe Körner die Form mit steigendem Pressdruck verändern. Hier kommt es jedoch erst bei Drücken von 400 MPa und höher zu einer messbaren Veränderung der Kornform (hier der Kornelliptizität). Die Verformungsneigung beginnt bei Körnern $> 40 \mu\text{m}$ einzusetzen, während kleinere Körner dieses Verformungsbestreben nicht zeigen, auch nicht bei den höchsten Drücken (hier 800 MPa). Bei den größten Partikelfractionen sind aber gerade diese sehr feinen Körner in größerem Maße vorhanden (Abb. 82, S. 146) und die mittlere Korngröße liegt bei $46 \mu\text{m}$ (s. Fraktion $> 400 \mu\text{m}$) im Vergleich zu $58 \mu\text{m}$ (s. Fraktion $100 - 150 \mu\text{m}$). Dies könnte zu einem unterschiedlichen Verformungsmechanismus während der Kompaktierung führen. Während im Falle grober Kornstrukturen der Großteil des Verformungsweges durch die Verformung (z.B. höhere Elliptizität quer zur Pressrichtung) der Kornstrukturen erfolgt, könnten

bei den größten Partikelfractionen mit feinen Kornstrukturen eher Scherprozesse zum Verformungsweg beitragen, wie in der nachfolgenden Abbildung schematisch dargestellt (Abb. 107 a und b). Letzteres hat zwei entscheidende Nachteile. (1) Zum einen führen diese Scherbewegungen in groben Partikeln zu einer bandartigen Ausprägung der stark verformten Bereiche. Dies hat den Nachteil, dass manche Gefügebereiche dadurch teilweise fast unverformt vorliegen können. Die Ergebnisse der EBSD-Analysen in Abb. 83 (S. 148) bestätigen diese Theorie und zeigen, wie sich bandartige Verformungsbereiche im Partikelinneren ausbilden und dadurch viele Gefügebereiche grober Partikelfractionen noch hohe Anteile an unverformten ($< 3^\circ$) bzw. geringere Anteile an stark verformten Bereichen ($> 10^\circ$) aufweisen (Abb. 84 a und b, S. 149). (2) Des Weiteren ist der Verformungsweg bezogen auf jeden einzelnen Partikel dadurch auch deutlich größer und die Isolationsbeschichtung der groben Partikel muss so viel größeren mechanischen Kräften standhalten. Dieser Aspekt konnte im elektrischen Widerstand der Proben nur bedingt festgestellt werden. So zeigen grobe Fractionen nach einer Wärmebehandlung eine deutlichere Abnahme des elektrischen Widerstands (Abb. 103 (b), S. 167). Dieser exponentielle Verlauf, in Abhängigkeit von der Partikelgröße, weist auf eine mit der Partikelgröße zunehmende Schwächung der Isolationsbeschichtung hin. Auch die weitere Unterteilung der dynamischen Verlustanteile (Abb. 104, S. 168) in globale Wirbelstromverluste und Partikelwirbelstromverluste zeigt, wie eine Wärmebehandlung bei groben Partikeln stärkere Anstiege verursacht. Der lineare Zusammenhang zwischen Partikelgröße und Wirbelstromverlust in Abb. 103 (a) (S. 167) geht so mit zunehmender Temperatur in einen immer steileren Verlauf über, wodurch der Unterschied in den Wirbelstromverlusten zwischen feinen und groben Partikelfractionen immer signifikanter wird. Natürlich ist aber auch der Effekt einer Schwächung der Isolationsbeschichtung bei groben Partikeln größer, da insgesamt weniger Beschichtungsphase vorliegt und eine durchbrochene Isolation zwischen zwei Partikeln größere Wirbelstrompfade $l_{m,p}$ öffnet (s. Abb. 10, S. 38) und kann auch hierdurch begründet werden.

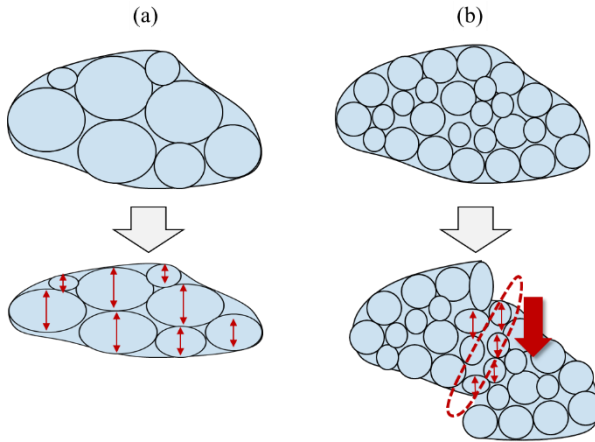


Abb. 107: Schematische Darstellung des möglichen Verformungsverhaltens von großen Partikeln mit (a) grober und (b) feiner innerer Kornstruktur zeigt, wie bei größerer innerer Kornstruktur eine Verformung (rote Pfeile) und im Falle einer feineren Kornstruktur eine Scherung (roter Bereich/Pfeil) resultieren könnte.

4.3.2 Industriell erhältliche Partikelgrößenverteilungen

Bei Betrachtung der industriell erhältlichen Partikelgrößenverteilungen (Abb. 68, S. 133) ist eine Deutung des Verformungsverhaltens schwieriger, da kein einheitliches Verhältnis aus Partikelgröße bzw. Korngröße vorliegt. Interessant ist, dass bereits die geringe Zugabe von 0.4 Gew.-% Kenolube als Schmiermittel im Verformungsweg erkennbar ist. So zeigen die Varianten mit Schmiermittel im Verformungsweg höhere Werte und den geringeren Verformungswiderstand (Abb. 68). Weiter zeigt auch hier die größte Partikelgrößenverteilung (AncorLam O/S), mit der dort vorhandenen feinen Kornstruktur, einen nur langsam ansteigenden Verformungswiderstand und höhere Verformungswege (Abb. 68). Der Fraktionen-Mix (s. Kap. 2.1.1, S. 79) weist stattdessen durch den hohen Anteil an feinen Partikeln und der sehr breiten Partikelgrößenverteilung (jeweils 20 % je Fraktion) mit 7.8 mm den geringsten Gesamtverformungsweg der dargestellten Werkstoffe in Abb. 68 auf.

4.4 Einfluss des Kompaktierungsdrucks auf Gefügestruktur und magnetische Eigenschaften

Die Analysen der Variation des Kompaktierungsdrucks zeigten, dass es möglich ist, durch eine Variation des Drucks zwischen 200 - und 800 MPa, folgende Gefügeeigenschaften des industriellen Werkstoffs AncorLam zu beeinflussen:

1. Missorientierungsanteil (25 % (Grünzustand) bis 67 % (800 MPa))
2. Kornanzahl pro Fläche (50 % mehr Körner)
3. Kornform (ausgehend von Feret.ratio 0.53)
4. Partikelformanisotropie
5. Anteil an Porosität (intra- und intergranular)
6. Magnetische Eigenschaften

Darauf wird im Folgenden genauer eingegangen.

4.4.1 Missorientierungsanteil

Bezogen auf den Ausgangszustand des unkompaktierten Pulvers, bei dem bereits 25 % der Messfläche Gradienten $> 4^\circ$ aufwiesen (Abb. 62, S. 126), konnte der Anteil an Missorientierungen durch Erhöhung des Pressdrucks auf 41 % (200 MPa), 56 % (400 MPa) und schließlich 67 % (800 MPa) erhöht werden (Abb. 75, S. 140). Es zeigte sich im späteren Verlauf, dass ein hoher eingebrachter Verformungsanteil auch zu einer ausgeprägteren Abnahme an verformten Bereichen bzw. Missorientierungen und damit stärkeren Rekristallisation des Gefüges führt (Abb. 87, S. 152). Hierauf wird in Kap. 4.5 (S. 187) noch näher eingegangen. Die Zunahme der Missorientierungen mit einem Gradienten $> 4^\circ$ steigt von einem Anteil von 25 % im Ausgangszustand des unkompaktierten Pulvers (Abb. 62, S. 126) um 64 % bei der ersten Druckstufe von 200 MPa. Bei Erhöhung des Drucks kommen weitere Anteile von 37 % (von 200 auf 400 MPa) und letztendlich weiteren 20 % (von 400 auf 800 MPa) an Missorientierungen $> 4^\circ$ hinzu. Auch hier folgen die EBSD-Analysen

demnach den Ergebnissen der Dichteverläufe und der magnetischen Eigenschaften, die ebenfalls einen Sättigungsbereich zeigen (Abb. 72, S. 137). Da vor allem grobe Partikel trotz höherem eingebrachtem Druck unverformte Gefügebereiche aufweisen (Abb. 75 c, S. 140), ist die Schlussfolgerung, dass auch höhere Drücke (> 800 MPa) nicht ausreichend sind, die dort vorhandenen feinkristallinen Strukturen vollständig zu kompaktieren bzw. zu verformen. Demnach werden hier immer Bereiche mit niedriger Versetzungsdichte vorliegen, die im späteren Verlauf zur eingeschränkten Rekristallisation führen (Kap. 4.5.1, S. 187). Taghvaei et al. [20, 120] zeigt mittels Restspannungsanalysen durch XRD-Messungen an SMC-Werkstoffen, wie eingebrachte Restspannungsanteile selbst bei höherem Druck (bis 1200 MPa) irgendwann in einen horizontalen Verlauf übergehen (ab 800 MPa). Vor allem bei hohen Schmiermittelgehalten (> 3 Gew.-%) sind kaum noch Veränderungen festzustellen und erhöhte Pressdrücke bewirken keine messbaren Spannungsveränderungen mehr. Gleiches zeigen die Auftragungen der Zunahme an plastischen Verformungen bzw. Missorientierungen im Bereich $5 - 10^\circ$ in Abb. 75 (S. 140). Auch hier sind kaum noch Unterschiede zwischen den einzelnen Pressdrücken erkennbar. Demnach eignet sich die EBSD-Analyse der Missorientierungen gut, den dort stattfindenden Verformungsmechanismen zu folgen und Aussagen zur Kaltverfestigung eines Bauteils zuzulassen. Der eingebrachte Anteil an Verformungen mit ansteigendem Pressdruck ist einer der Gründe, warum es in analoger Weise zur Erhöhung des Koerzitivfeldes der Probenzustände in Abb. 71 (S. 136) und Abb. 72 (S. 137) kommt.

4.4.2 Kornanzahl und Kornform

In Abb. 76 (S. 141) konnte gezeigt werden, wie durch den Pressdruckanstieg von 200 MPa auf 800 MPa vermehrt feine Körner ($< 40 \mu\text{m}$) auftreten und die mittlere anzahlgewichtete Korngröße von $22 \mu\text{m}$ (200 MPa) auf $16 \mu\text{m}$ (800 MPa) abnimmt. Dies und die Verdichtung des SMC-Werkstoffs hat zur Folge, dass die bei einem Druck von 800 MPa kompaktierten Probenzustände etwa 50 % mehr Körner pro Fläche (hier mm^2) aufweisen (s. Abb. 76 b). Wie innerhalb der Fehlerbetrachtung zur Messgenauigkeit in Kap. 2.6 aber gezeigt werden konnte, nimmt die Aussagekraft von EBSD-Analysen zur Korngröße bei hohen zu Grunde liegenden Verformungen, also vor allem bei Grünzuständen, ab (s. Abb. 43, S. 102). Da bei einer EBSD-Analyse das Orientierungsmapping als Messwert zur Generierung von Körnern (Bereiche ähnlicher Orientierung werden als Korn definiert) herangezogen wird und sensitiv auf den definierten Wert des Grain Tolerance Angle reagieren (s. Kap. 2.6.2, S. 103), sind einige der detektierten Körner daher ein Ergebnis der zunehmenden Missorientierungsgradienten mit steigendem Pressdruck. So ist die in Abb. 44 (S. 104) dargestellte hohe Messgenauigkeit nur bei wärmebehandelten Zuständen gegeben und zeigt bei Grünzuständen größere Abweichungen (Abb. 43, S. 102). Dieser Effekt wird durch eine anzahlgewichtete Analyse, wie diese in Abb. 76 (S. 141) vorliegt, verstärkt. Demnach wird es sich hierbei zum einen um ein Messartefakt handeln. Dem widerspricht jedoch der in Abb. 76 a (S. 141) dargestellte Sachverhalt. So ist bei einem Druck von 200 MPa die relative Zunahme an Missorientierungen $> 4^\circ$ mit 64 % ausgehend vom Grünzustand (s. Kap. 4.4.1, S. 182) am größten, die kumulierte anzahlgewichtete Korngrößenverteilung aber sehr ähnlich zum unverdichteten Zustand. Auch hier müsste sich der Effekt möglicherweise stärker bemerkbar machen und zu deutlich feineren Kornstrukturen durch die EBSD-Analyse führen. Der Grund für eine Erhöhung der Kornanzahl könnte teilweise auch in der Entstehung neuer feinerer Körner ($< 50 \mu\text{m}$) durch Verformungsprozesse unter Aufspaltung bestehender Körner begründet sein. Demnach könnten vor allem an großen Körnern Bereiche durch die Deformation abgespalten bzw. abgebrochen werden. Dies erzeugt also, in Folge der Kompaktierung, möglicherweise ein feinkristallineres Gefüge. Eine Erklärung dafür, dass bei 200 MPa Pressdruck zwar Missorientierungen deutlich zunehmen, die Kornanzahl aber

gleich bleibt, könnte sein, dass bei derartigen Drücken noch vermehrt Verformungen an bestehenden Körnern eintreten, die Bildung neuer Körner aber erst bei einer Abscherung unter höheren Drücken signifikant eintritt. Dies bestärkt die eigenen Modelle zum Verformungsverhalten von SMC-Partikeln in Kap. 4.3. Wie sich in Abb. 77 und Abb. 78 (S. 142) außerdem zeigte, nimmt auch die Kornanisotropie mit steigendem Pressdruck zu, indem die Körner quer zur Pressrichtung eine höhere Kornelliptizität bzw. flachere Form aufweisen. Dabei werden vor allem Körner ab einer Größe von etwa 40 μm durch den Pressdruck verformt, während dies bei kleinen Körnern nicht der Fall ist. Dieser für das Hall-Petch Model [174] typische Sachverhalt wird somit bestätigt als auch die in Abb. 107 (S. 181) dargestellten Mechanismen. Demnach können sich in groben Körnern höhere Versetzungsbewegungen und damit Verformungswege einstellen, während feinere Kornstrukturen zu höheren mechanischen Widerständen bei der Kompaktierung neigen, im Gegenzug aber leichter Scherbewegungen ausführen können. Da die Kornanisotropie durch die Rekristallisation wieder rückgängig gemacht wird, ist deren Effekt auf die magnetischen Eigenschaften im Vergleich zur Partikelanisotropie als geringfügig einzuschätzen.

4.4.3 Magnetische Eigenschaften

Der ansteigende Pressdruck bewirkt eine Zunahme des Koerzitivfeldes bei gleicher Feldvorgabe (DC) und eine Abnahme bei gleicher Polarisation (AC). Bei Vergleich der beiden unterschiedlichen Ergebnisse in Abb. 71 (S. 136) und Abb. 73 (S. 138) zeigt sich, dass hierfür die Permeabilität die entscheidende Einflussgröße ist. So kommt es bei geringen Drücken (200 MPa) aufgrund des höheren Anteils an Luft und der geringen Dichte zur stärkeren Scherung des Hystereseverlaufs. Dadurch muss ein bei 200 MPa kompaktierter Zustand zur Erreichung der Polarisation von 1 T, größeren Feldstärken unterworfen werden. Auch Castro et al. [21] untersucht diesen Zusammenhang, indem dem SMC-Pulver unmagnetische Anteile an Neodym als Porosität hinzugefügt werden. Denn bei einer Änderung des Pressdrucks, zur Erzeugung unterschiedlicher Porositätsanteile, kommt es im gleichen Zuge zu Unterschieden in der

eingebrachten Kaltarbeit. Dadurch kann der reine Einfluss von Poren auf die magnetischen Eigenschaften nur sehr schwer von anderen Einflussgrößen getrennt werden. Durch unterschiedliche Gehalte an Neodym ist dies dagegen möglich und der Einfluss der Porosität kann unabhängig betrachtet werden. In dem hier geschilderten Ergebnis muss das Koerzitivfeld mit erhöhtem Pressdruck zunehmen, wie auch in anderen Arbeiten dargestellt [123, 130]. So werden mit erhöhtem Druck zwar Poren geschlossen, aber in gleicher Weise Partikel und Körner verformt, wodurch das Koerzitivfeld gemäß (1.27) erhöht wird. Dagegen spielt bei Betrachtung der Wechselfeldeigenschaften unter Vorgabe einer Polarisation die Permeabilität eine entscheidende Rolle, wodurch die stark kompaktierten Proben letztendlich auch die geringsten Hystereseverluste aufweisen.

In der Literatur gibt es aber auch gegensätzliche Beispiele. So nimmt in einer Arbeit von Gutiérrez et al. [35] mit steigendem Pressdruck das Koerzitivfeld ab. Gleiches gilt für die Festigkeit der Grünzustände und es kommt zu einer Erhöhung des spezifischen elektrischen Widerstandes mit steigendem Pressdruck [35]. Da mit größerem Pressdruck vermehrt Schwächungen des Isolationssystems auf den Partikeln einhergehen sollten, könnte dieses umgekehrte Verhalten nur mit der vergleichsweise sehr feinen Korngrößenverteilung der Partikel (4 - 10 μm im Mittel) erklärt werden. So dürften in dessen Untersuchungen geringere Partikelverformungen festzustellen sein. Auch bei den eigenen Untersuchungen der Partikelfractionen treten die geringsten gemessenen Koerzitivfelder von ca. 120 A/m (Abb. 85, S. 150) bei den feinsten Partikelfractionen mit feiner Kornstruktur von $d_{50} = 40 \mu\text{m}$ (Abb. 82, S. 146) auf. So geht eine geringere Verformungsneigung und damit verbundenen geringeren Dichten des Bauteils nicht mit einem hohen Koerzitivfeld einher.

4.5 Einflussgrößen auf Rekristallisation und Kornwachstum

4.5.1 Höhe der eingebrachten Kaltarbeit

Wie durch Messung unverformter Gefügebereiche mit geringem Missorientierungsgehalt bzw. rekristallisierter Gefügeanteile in Abb. 87 (S. 152) aufgezeigt, nimmt das Rekristallisationsvermögen mit steigendem Gehalt an eingebrachter Kaltarbeit, nachgestellt durch die Variation im Pressdruck, zu. Dieser Umstand entspricht auch den Erfahrungen aus anderen Arbeiten an Reineisen [175, 176] und bestätigt, dass eine hohe Verformung bzw. Versetzungsdichte die Rekristallisation des Gefüges beschleunigt. So wurde in den Arbeiten von Terada et al. [170] und Rosen et al. [171] in Abhängigkeit von der Reineisenqualität eine erste Rekristallisation bei 300 °C - bis 400 °C festgestellt. Im ersten Abschnitt der Rekristallisation bilden sich neue Körner deren Korngrenzen sich dann unter der Triebkraft des Abbaus von Spannungen durch die stark deformierten Bereiche hindurchbewegen und zum Wachstum des Korns führen. Nach dieser primären Rekristallisation besitzen die meisten Körner einen ähnlichen spannungsfreien Grundzustand und die nächste treibende Kraft der Energieminimierung ist eine Reduktion der Oberflächenenergie der Großwinkelkorngrenzen ($> 15^\circ$, High Angle Boundary, HAB). Dies wird unter Kornwachstum innerhalb der sekundären Rekristallisation erreicht. Es ist des Weiteren bekannt, dass eine hohe Versetzungsdichte (Kaltarbeit) die entsprechende Starttemperatur zur Rekristallisation herabsetzt [177]. Wie in den Untersuchungen einer bewickelten Ringprobe im Grünzustand (kompaktiert bei 800 MPa) gezeigt werden konnte (Abb. 94, S. 158), beginnen die ersten Rekristallisationseffekte hier bei einer Temperatur von etwa 510 - bis 525 °C. In diesem Temperaturbereich ist eine sprunghafte Abnahme des Koerzitivfeldes und der Hystereseverluste erkennbar. Dies entspricht den Temperaturbereichen aus anderen Arbeiten an hochreinem Eisen [23, 175, 176]. Die Reinheit des Eisens und der Anteil an Einschlüssen und Verunreinigungen nehmen hier ebenfalls Einfluss. Gleiches gilt für den Anteil an Gitterfehlern (Versetzungen etc.). So sind bei Eisen mit einer Reinheit von 99.95 % erste sichtbare Ausheilungseffekte mit hochaufgelöstem

EBSD bei 300 °C zu beobachten, während Rekristallisationseffekte bei verformten Blechproben (mehrere Kaltwalzvorgänge) ab 400 °C detektiert wurden [175]. Ältere Arbeiten zeigen, dass ein Temperaturbereich ab 517 °C zur Rekristallisation an unverformtem Eisen führt und verformte Proben bei 440 °C nur Ausheilungseffekte aufweisen [176]. Dies erklärt, warum der Anteil an rekristallisierten Gefügeanteilen in Abb. 87 (S.152) bei einer Wärmebehandlung von 400 °C keine großen Veränderungen zeigt. Mittels der hier angewendeten EBSD-Methodik können nur Orientierungsunterschiede im Gitter des Probenzustands, also Verformungen, ermittelt werden (s. Kap. 2.3.3, S. 92). Da die Starttemperatur zur Rekristallisation auch bei den höheren Drücken von 800 MPa höher liegen müsste als die dort angewendeten 400 °C, darf das Messergebnis (Verformungsanteil) nicht von den Gefügekennwerten im Grünzustand abweichen. Da jedoch geringe Abweichungen sichtbar sind, muss hier von einem Effekt durch Streuung der Messwerte bei dem verwendeten Verfahren ausgegangen werden. Diese Streuung ist bei den schwach kompaktierten (200 MPa) größer, als bei den stark kompaktierten (800 MPa) Probenzuständen. Dies kann u.a. mit der schwierigeren Präparation der metallographischen Schlitze bei den poröseren Proben erklärt werden. Während der Grünzustand und die wärmebehandelten Proben bei einer vorhergehenden Kompaktierung von 800 MPa einen sehr starken Verbund bilden, kommt es bei schwächeren Drücken, trotz der angewendeten Nachinfiltration, zu einem leichteren Ausbrechen von Partikeln und größeren Herausforderungen, gleichbleibende Schliffqualitäten herzustellen. Schwark et al. [125] untersuchen Grenzflächeneigenschaften des SMC-Werkstoffs Somaloy 700 HR und zeigen in dieser Arbeit, wie sensitiv die Präparation die Gefügeeigenschaften beeinflussen kann. So kommen hier neben den mechanischen Präparationsverfahren auch das Ionenpolieren zum Einsatz. Ähnlich zur Arbeit von Schwark et al. [125] wurde bei der mechanischen Präparation aber mit geringen Anpressdrücken und verhältnismäßig langen Präparationszeiten gearbeitet (Abb. 34, S. 88). Auch schloss sich ein Vibrationspoliervorgang an, der ebenfalls eine sehr sanfte Gefügepräparation ermöglichte.

Auch Gutiérrez et al. [35] untersucht den Einfluss unterschiedlicher Druckstufen (400, 800 und 1100 MPa) bei verschiedenen Temperaturen (400 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C und 650 °C) auf Gefügestruktur und

magnetische Eigenschaften. Hier ist jedoch kein deutlicher Sprung in der Abnahme des Koerzitivfeldes erkennbar. Die Zustände 800 MPa und 1100 MPa verhalten sich im Hystereseverlust über den gesamten Temperaturbereich völlig identisch. Der Anteil rekristallisierter Gefügeanteile ist am Ende bei den bei 800 MPa kompaktierten Zuständen am höchsten (höher als bei 1100 MPa). Interessant ist auch, dass für den niedrigen Druckbereich (400 MPa) im Temperaturfenster zwischen 400 °C und 600 °C ein zwischenzeitlicher Anstieg der Hystereseverluste festgestellt wurde. Hier muss berücksichtigt werden, dass die Höhe der eingebrachten Deformationen zu völlig unterschiedlichen Rekristallisations- und Kornwachstumsprozessen führen kann. So wird Kornwachstum bei sehr geringen Deformationen (~ 2 %) verhindert, während Effekte der Sekundärrekristallisation bei höheren Deformationen (5 %) eintreten und noch höhere Deformationen zu einem frühen Stadium des Kornwachstums kleinerer Körner führen können [177]. Vergleicht man hierzu die Ergebnisse zur Entwicklung der Korngröße unter Wärmebehandlung in Abhängigkeit der eingebrachten Kaltarbeit (Pressdruckvariation) in Abb. 90 (S. 154), könnte dies eine Ursache für das unerwartete Ergebnis sein. So wäre anzunehmen, dass mit einer höheren Anzahl und einer größeren homogenen Verbreitung eingebrachter Missorientierungen und damit hoher Versetzungsdichte mehr Keime bei der Rekristallisation geschaffen werden. Stattdessen zeigte sich aber in dieser Arbeit, dass bei dem geringsten Pressdruck von 200 MPa, die Anzahl an neuen Körnern in Folge der Rekristallisation bei Temperaturen zwischen 400 °C - und 800 °C stärker zunimmt, als bei hohen eingebrachten Drücken von 800 MPa. Demnach setzen bei den höher kompaktierten Probenzuständen (> 400 MPa) bereits früher Kornwachstumsprozesse ein. Da bei den mit 200 MPa kompaktierten Probenzuständen das Koerzitivfeld zunimmt, während bei 400 und 800 MPa eine Reduktion des Koerzitivfeldes einsetzt, spricht auch dieser Umstand für umgekehrte Prozesse in der Keimbildung und dem Kornwachstum (Abb. 91 b, S. 155). Die stärkere Bildung neuer Körner an den bei 200 MPa kompaktierten Zuständen führt zu einer Erhöhung des Koerzitivfeldes nach Formel (1.28) S. 28). Durch die Rekristallisation kommt es neben einer Verringerung des Koerzitivfeldes auch zur Erhöhung der Permeabilität entsprechend (Abb. 91 a, S. 155). Es zeigt sich, dass, der Anstieg in der Permeabilität bei den stark kompaktierten Zuständen (z.B. bei 800 MPa) schon bei 600 °C deutlicher

zunimmt und schließlich bei 800 °C etwa eine Verdopplung der Permeabilität im Vergleich zur schwächeren Kompaktierung (z.B. bei 400 MPa) erreicht. In den lichtmikroskopischen Untersuchungen ist hier aber bereits ein Sintervorgang erkennbar, der eine Auflösung und Zerstörung der Isolationsschicht zeigt. Auch verschlechtern sich die Wechselfeldeigenschaften der Probenzustände massiv und der elektrische Widerstand der Proben ist stark reduziert.

4.5.2 Wärmebehandlungstemperatur und -dauer

Durch Auftragung über Wärmebehandlungstemperatur und -dauer in Abb. 92 (a) (S. 156) zeigt sich, dass die Abnahme des Koerzitivfeldes bei dem bei 800 MPa kompaktierten Zustand einem angenähert linearen Trend folgt und die Maximalpermeabilität ab 600 °C stark zunimmt. Letzteres ist eine Folge der Zerstörung der Isolationsbeschichtung der Partikel, die bei erhöhten Temperaturen versintern. Dadurch werden auch vergleichbare Permeabilitäten wie bei Sinterwerkstoffen (> 1000) erreicht. Diese sind untypisch für SMC-Werkstoffe (Abb. 14, S. 49). Im Falle des Koerzitivfeldes wurde bei Korrelation mit den EBSD-Analysen in Abb. 92 (b) gezeigt, dass es bei Temperaturen > 400 °C zu einer sprunghaften Abnahme des Koerzitivfeldes kommt. Hier stimmen die Ergebnisse der Zunahme der Anteile an rekristallisiertem Gefüge ($< 3^\circ$, ROD) sehr gut mit der Abnahme des Koerzitivfeldes überein. Demnach eignet sich die EBSD-Analytik, diese Effekte sichtbar zu machen und es zeigt sich ein deutlicher Sprung bei 600 °C. Wie sich bei feinerer Abstimmung der Wärmebehandlungsdauer zeigte (Abb. 93, S. 157), reichen bereits kurze Wärmebehandlungsdauern (hier 30 min, bei 400 °C), erste Ausheilungsprozesse zu starten. Bei einer Verdopplung der Wärmebehandlungsdauer auf 1 h konnten keine nennenswerten Abnahmen der Hystereseverluste festgestellt werden. Erst durch deutlich längere Prozesszeiten von 20 h, außerhalb industrieller Umsetzungsmöglichkeiten (konventionelle Wärmebehandlungen liegen bei 2 - bis 3 h), konnte bei 400 °C eine weitere Reduktion erreicht werden. Der eigentliche Sprung in der Abnahme der Hystereseverluste würde aber erst bei 500 °C einsetzen. So befindet sich dieser Temperaturbereich in der Größenordnung erster Rekristallisationsvorgänge, wie in den in-situ Ofenmessungen in Abb. 94 (S. 158) gezeigt wird. Hier wird ersichtlich, wie schnell Rekristallisationsprozesse bei

Erreichung der nötigen Temperatur eintreten können und zu einer Abnahme des Koerzitivfelds und der Hystereseverluste führen. Bei der in-situ Messung der magnetischen Eigenschaften im Ofen können die Gefügeveränderungen und das Auftreten der ersten Rekristallisationsprozesse sehr gut dargestellt werden. Hier muss aber angemerkt werden, dass durch die erhöhten Temperaturen auch Veränderungen in der magnetischen Performance eintreten. Demnach sind die dort angegebenen Koerzitivfelder und Verluste nicht als Absolutwert zu betrachten. Auf die Temperaturabhängigkeit der magnetischen Eigenschaften wurde bereits in der Beschreibung der experimentellen Versuchsdurchführung eingegangen (s. Kap. 2.6.3, S. 105). Auch Oikonomou et al. [24, 29] untersuchte die Entwicklung der Rekristallisation an SMC-Werkstoffen. Hier treten bereits bei 400 °C Veränderungen in der Korngröße (Gefüge wird feiner) auf und ab 550 °C stellt er ein messbares Kornwachstum (Gefüge wird gröber) fest. Durch mittels EBSD-Verfahren ermittelte „Recrystallization factor maps“ analysiert er den Anteil an rekristallisierten Gefügeanteilen. Hier werden bei 650 °C sehr hohe Anteile homogener Gefügeanteile detektiert, wobei ein Pulver des Herstellers Höganäs AB zum Einsatz kommt. Des Weiteren wird in einer Arbeit von Gutiérrez et al. [35] der Anteil rekristallisierter Gefügeanteile untersucht. Hier werden bei 650 °C rekristallisierte Anteile von > 90 % festgestellt.

Die Untersuchungen bei erhöhten Temperaturen in Kap. 3.3.3 (S. 158) hatten das Ziel, herauszufinden, in wie weit die bereits durch den Wasserverdunstungsprozess definierte Kornstruktur durch Wärmebehandlungen verändert werden könnte. Es zeigt sich, wie ausgehend vom Grünzustand die Kornstruktur bei Überschreiten der Rekristallisationstemperatur (hier etwa 500 °C) zur Entstehung einer feineren Gefügestruktur führt (Abb. 95 a, S. 159). Ausgehend von diesem Zustand können durch weitere nachträgliche Wärmebehandlungen die Kennwerte der mittleren Korngröße (hier $d_{50,f}$) beeinflusst werden (siehe Abb. 95 b). Demnach bildeten sich an diesem Beispiel bei 600 °C primär neue Körner an den Partikelgrenzen, denn dort liegt ein höherer Verformungsgrad (s. Kap. 4.5.1, S. 187) vor, der die Entstehung neuer Körner fördert. Dagegen erzeugen noch höhere Temperaturen (> 600 °C) ein voranschreitendes Kornwachstum. Es zeigte sich, dass es bei ausreichend temperaturstabilen Isolationsbeschichtungen möglich ist, die Kornstruktur auch im späteren

Prozessablauf zu vergrößern. Die Prozesszeiten sind hier mit 20 h sehr lang. Untersuchungen bei kürzeren Prozesszeiten könnten aber sehr ähnliche Ergebnisse liefern und Teil zukünftiger Untersuchungen werden.

4.5.3 Partikelfractionen

Die Untersuchungen unterschiedlicher Partikelfractionen im Bereich $< 50 \mu\text{m}$ - bis $> 400 \mu\text{m}$ zeigten, dass diese sich im Abbau von verformten bzw. missorientierten Gefügebereichen und damit dem Rekristallisationsverhalten unterscheiden (Abb. 99 S. 163). Bei den feinsten Fractionen ($< 50 \mu\text{m}$) sind die geringsten Anteile (48 %) rekristallisierter ($< 3^\circ$) Gefügebestandteile feststellbar (siehe Abb. 99 a). Dagegen zeigt vor allem die Fraction mit der größten Kornstruktur (hier 150 - bis $200 \mu\text{m}$) hohe Anteile (80 %) rekristallisierter Gefügebestandteile. Zuletzt sind bei den größten Fractionen mit der feinen inneren Kornstruktur noch größere zusammenhängende Bereiche mit Missorientierungen vorhanden. Mit einem Anteil von 74 % werden aber trotzdem hohe Anteile rekristallisierter Gefügebereiche festgestellt. Wie bereits in Kap. 4.3 (S. 178) gezeigt, sind die Kompaktierungsmechanismen der einzelnen Partikelfractionen sehr unterschiedlich (Abb. 107, S. 181). Die feinen Fractionen zeigen ein geringeres Verformungsbestreben und die geringsten Gesamtverformungswege ($\sim 7.9 \text{ mm}$ im Vergleich zu 8.7 mm bei $100 - 150 \mu\text{m}$). Dadurch ergeben sich verformte Grünzustände mit starken Missorientierungsgradienten im Gefüge (Abb. 83, S. 148) und messbar hohen Anteilen der Gradienten $5 - 10^\circ$ und $> 10^\circ$ (Abb. 84, S. 149), die aber nur lokal an vereinzelt Stellen vorliegen. Auch die Permeabilitätszunahme der feinsten Fraction ist nach der Wärmebehandlung am geringsten (Abb. 97, S. 161) als auch der Hystereseverlust und das Koerzitivfeld sind deutlich höher (Abb. 98, S. 162). Gründe hierfür könnten in dem auf die einzelnen kleinen Partikel konzentrierten Rekristallisationsvorgang, als auch in der feineren Kornstruktur liegen (Abb. 99, S. 163). So befinden sich in der feinsten Fraction vor allem am Partikelrand an kleinen lokalen Stellen verformte Gefügebereiche (Abb. 83, S. 148), die wiederum zu geringeren Rekristallisationsanteilen führen. Dies wird durch die zeitabhängigen Untersuchungen in Abb. 101 (S. 165) deutlich. Demnach beginnt die Rekristallisation am Partikelrand (höchste Versetzungsdichte) und wächst von

dort aus in das Partikelinnere hinein. Bei der Fraktion mit der größten Kornstruktur (100 - 200 μm) sind die deutlichsten Zunahmen der Permeabilität vorhanden und größten Anteile rekristallisierter Gefügebereiche (Abb. 99, S. 163). Auch ist hier ein sehr ausgeprägtes Verformungsverhalten feststellbar und damit eine hohe Kaltverformung bzw. hohe Versetzungsdichte (siehe 4.3.1, S. 178) vorhanden. Am Ende erreichen die Fraktionen mit der größten Kornstruktur die niedrigsten Hystereseverluste (Abb. 98, S. 162). Dieser Umstand bestätigt auch die Erkenntnisse der Abhängigkeit des Hystereseverlusts von der Korngröße des Materials in Abb. 8 (S. 29). Demnach müsste es auch bei SMC-Werkstoffen eine optimale Korngröße mit minimalen Hystereseverlusten geben. Bei Elektroblechen liegt diese im Bereich 100 - 150 μm . Da bei den hier durchgeführten Untersuchungen maximale Korngrößen von 44 μm (Abb. 98, S. 162) auftreten, könnte noch Potenzial nach oben sein und niedrigere Hystereseverluste mit größerer innerer Kornstruktur erreicht werden. Bei den größten Partikeln kann durch die bandartige Verformung (Abb. 83 e, S. 148) und der feinen Kornstruktur die Rekristallisation ebenfalls nur von diesen lokal stark verformten Bereichen ausgehend wachsen. Hier bleiben noch viele leicht verformte Bereiche zurück (Abb. 101, S. 165) und es wird nicht das ganze Potenzial der Rekristallisation (Abb. 97, S. 161) genutzt. Ein abgestimmtes Verhältnis aus groben Partikeln mit grober Kornstruktur könnte hier Stellgrößen liefern, das Rekristallisationsvermögen und damit die magnetische Performance weiter zu steigern.

5 Zusammenfassung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden umfassende metallographische Untersuchungen (Lichtmikroskopie, Kerr-Mikroskopie und EBSD) der Mikrostruktur weichmagnetischer Verbundwerkstoffe (SMC, *engl.* Soft Magnetic Composites) unter Korrelation mit der damit verbundenen magnetischen Performance durchgeführt. Zum einen wurden Größe, Form und Verteilung von Partikeln und inneren Kornstrukturen, die Porosität, Domänenstruktur und der Verformungs- und Rekristallisationszustand von industriellen SMC-Werkstoffen verschiedener Hersteller untersucht. Des Weiteren sind eigene Syntheseveränderungen unter Veränderung des Ausgangspulvers (Partikel- und Korngrößenverteilung und der Prozessparameter (Pressdruck, Wärmebehandlungstemperatur- und -dauer) Teil der Ergebnisse. Ziel war es, weitere Ansätze zur Verbesserung des Eigenschaftsspektrums dieser noch relativ neuen Materialklasse zu erarbeiten.

Analysen an industriellen SMC-Werkstoffen

Partikelgrößenverteilung und innere Kornstruktur

Um zu untersuchen, ob neben der Partikelgrößenverteilung von SMC-Werkstoffen auch Unterschiede in der Kornstruktur innerhalb der Partikel vorliegen, wurden metallographische Untersuchungen an mehreren SMC-Varianten verschiedener Hersteller durchgeführt und mit magnetischen Eigenschaften verglichen (Kapitel 3). Es zeigte sich, dass die höchste Permeabilität von 790 mit einer groben Partikel- und Kornstruktur erreicht werden konnte, das niedrigste Koerzitivfeld von 129 A/m bei einer homogenen Kornverteilung auftrat (s. Abb. 46 u. Abb. 47). Umfangreichere Untersuchungen wurden hierbei an den beiden SMC-Werkstoffen AncorLam und STX B7X durchgeführt (s. Kap. 3.1.1). Während der Werkstoff AncorLam eine mittlere Partikelgröße $d_{50,f}$ von 114 μm aufweist, ist diese mit einem $d_{50,f}$ von 190 μm beim Werkstoff STX B7X deutlich größer. Die größten Partikel erreichen im Feret (max.) eine maximale Ausdehnung von 380 μm (AncorLam) bzw. 680 μm (STX B7X). Durch eine detaillierte Untersuchung der Partikelverformung und Auswertung der Anzahl an Partikelgrenzen längs (11.6

Grenzen / mm) bzw. quer (7.8 Grenzen / mm) zur Pressrichtung, konnte eine pressbedingte Partikelformanisotropie mit einer $\sim 30\%$ geringeren Anzahl an Partikelgrenzen quer zur Pressrichtung nachgewiesen und durch magnetische Messungen an Balkenproben (5% höherer Permeabilität) bestätigt werden. Vor allem in großen Partikeln liegen vermehrt innere Poren vor. Auch zeigte sich, dass obwohl die inneren Kornstrukturen mit einem $d_{50,f}$ von $47\ \mu\text{m}$ (AncorLam) und $50\ \mu\text{m}$ (STX B7X) im wärmebehandelten Zustand sehr ähnliche Mittelwerte aufweisen, bei Betrachtung der mikroskopischen Gefügebilder und Korngrößenverteilungen deutliche Unterschiede vorliegen. So besitzt der Werkstoff STX B7X eine schmalere Korngrößenverteilung. Ausgehend von Untersuchungen der beiden Werkstoffe im Grünzustand konnte festgestellt werden, dass die Kornstruktur beim Werkstoff STX B7X mit einem $d_{50,f}$ von $100\ \mu\text{m}$ durch die Wärmebehandlung deutlich feinkörniger (-46% auf $50\ \mu\text{m}$) wird. Beim Werkstoff AncorLam mit einem $d_{50,f}$ von $54\ \mu\text{m}$ im Grünzustand setzen dagegen kaum Veränderungen (-6% auf $47\ \mu\text{m}$) der Kornstruktur nach der Wärmebehandlung ein. EBSD-Analysen des Missorientierungsanteils zeigen beim Werkstoff AncorLam vor der Wärmebehandlung einen Anteil von 67% an Gradienten $> 4^\circ$ und nach der Wärmebehandlung noch 29% (s. Kap. 3.1.2). Dagegen wird der höhere Anteil von 78% ($> 4^\circ$) beim Werkstoff STX B7X im Grünzustand durch die Wärmebehandlung auf 4% reduziert.

MgO-Beschichtung höherer Temperaturbeständigkeit

Um zu untersuchen, welche Auswirkungen höhere Wärmebehandlungstemperaturen ($> 600\ ^\circ\text{C}$) auf die Ausheilung besitzen, wurden SMC mit einer temperaturbeständigeren MgO-Beschichtung eingesetzt (s. Kap. 3.1.3). Es zeigte sich, dass hohe Temperaturen von $750\ ^\circ\text{C}$ nur noch marginale Abnahmen der Hystereseverluste und des Koerzitivfeldes bewirkten ($\sim 1 - 2\%$).

Eigenschaftsspektrum industrieller SMC-Varianten

In der vorliegenden Arbeit wurden insgesamt 10 SMC-Varianten im Detail untersucht und weitere 40 in Eigenschaftslandkarten verglichen. Den geringsten Gesamtverlust ($50\ \text{Hz} / 1\ \text{T}$) erreichte hierbei mit $3.15\ \text{W/kg}$ der Werkstoff STX B7X und der mit einer MgO-Beschichtung versehene

Werkstoff MBS M21 (3.85 W/kg, 750 °C Wärmebehandlung) (s. Kap. 3.1.4). Der niedrigste Hystereseverlust P_h lag bei 1 W/kg (STX B7X) und die dynamischen Verluste nahmen einen Bereich von 0.03 - bis 0.06 W/kg (50 Hz / 1 T) ein. Der höchste Widerstand von etwa 380 $\mu\Omega$ m wurde beim Werkstoff Somaloy 700 HR 3P festgestellt. Durch die Eigenschaftslandkarten an insgesamt 50 SMC-Varianten von 6 Herstellern wurden Permeabilitäten von 220 - 950, eine Biegebruchfestigkeit zwischen 30 - und 150 MPa und ein Verlust (1000 Hz / 1 T) von 92 - bis 245 W/kg erreicht (s. Kap. 3.1.5).

Erarbeitete Themenschwerpunkte

Aus den an industriellen SMC-Varianten durchgeführten Analysen konnten folgende Zusammenhänge erarbeitet werden. Diese bildeten die Basis für die aufbauenden Untersuchungen an eigens synthetisierten SMC-Varianten.

1. Innere Korngrößenverteilung zeigt signifikante Unterschiede
2. Form der inneren Kornstruktur ist unterschiedlich.
3. Durch Pressvorgang resultiert eine Partikelformanisotropie.
4. Größere Partikel zeigen auffällig großen inneren Porositätsanteil.
5. Anteil und Verteilung der eingebrachten Verformung variiert.
6. Rekristallisation ist teilweise nur lokal in einzelnen Kornbereichen vorhanden.

Um den Zusammenhang aus innerer Kornstruktur und Partikelgröße im Detail zu untersuchen, wurden verschiedene Partikelfractionen aus dem Werkstoff AncorLam im Bereich $< 50 \mu\text{m}$ bis $500 \mu\text{m}$ hergestellt. Dadurch war es auch möglich, Korngrößenverteilungen zwischen einem $d_{50,f}$ von $40 \mu\text{m}$ und $58 \mu\text{m}$ als Einflussgröße zu berücksichtigen, da diese in Abhängigkeit der Partikelgröße variierten ($< 100 \mu\text{m}$: $40 \mu\text{m}$, $100 - 200 \mu\text{m}$: $58 \mu\text{m}$, $200 - 300 \mu\text{m}$: $55 \mu\text{m}$, $300 - 400 \mu\text{m}$: $49 \mu\text{m}$ und $> 400 \mu\text{m}$: $46 \mu\text{m}$). Auch konnten so erste Einflüsse auf die Korn- und Partikelverformung an einem Werkstoffsystem systematisch erfasst werden. Letzteres wurde durch eine Pressdruckvariation (200 MPa, 400 MPa und 800 MPa), hochaufgelöster Messdatenerfassung und definierten Pressphasen möglich. Durch Vergleich mit dem Ausgangszustand ohne Kompaktierung und mit konventionellen Partikelgrößenverteilungen

können die Prozesseinflüsse herausgearbeitet werden. Außerdem war es durch die Untersuchung an Partikelfractionen möglich, zu klären, ob in größeren Partikeln andere Porositätsanteile vorliegen. Zuletzt ermöglichten die eigenen Synthesevariationen in Druck (Grünzustand, 200 MPa, 400 MPa und 800 MPa), Wärmebehandlung (400 - 800 °C, wenige Minuten bis Stunden) und Pulverzustand (Partikelgröße und Korngröße), den Prozessablauf beginnend bei der Kompaktierung unter Einbringung der Kaltverformung bis zum Einsetzen und Voranschreiten der Rekristallisation in Abhängigkeit aller Einflussgrößen systematisch zu untersuchen und mit magnetischen Eigenschaften zu korrelieren.

Eigene Synthesevariationen

Überblick

Die auf Basis der Ergebnisse der Untersuchungen an industriellen Varianten und den aufgeführten Themenschwerpunkten durchgeführten Synthesevariationen erfolgten in Kapitel 3.2 mit dem Fokus auf der Kompaktierung und in Kapitel 3.3 auf der Wärmebehandlung. Hierzu wurde in Kap. 3.2.1 der Ausgangszustand des Pulvers vor der Kompaktierung im Detail untersucht und auf dieser Basis das Verformungsverhalten konventioneller Partikelfractionen (Kap. 3.2.2) unter Variation des Pressdrucks (Kap 3.2.3) dargestellt. Dadurch war es möglich, erste Aussagen zu Partikel- und Kornform (Formanisotropie), Anzahl und Verteilung der inneren Kornstruktur als auch das Vorhandensein von Poren in Abhängigkeit von der Partikelgröße und von dem Pressdrucks herauszuarbeiten (Themenschwerpunkte 1 - 4). Kapitel 3.2 schließt mit einer Untersuchung von fraktionierten Partikelgrößenverteilungen (Kap. 3.2.4) ab. Hierdurch konnten die zuvor erarbeiteten Ergebnisse an konventionellen Partikelgrößenverteilungen noch genauer geprüft werden. In Kap. 3.3 wurden aufbauend auf den Ergebnissen der Kompaktierung, Einflüsse der Wärmebehandlung untersucht. Beginnend mit dem durch Variation des Pressdrucks eingebrachten Unterschieden in der Ausprägung der Kompaktierung des Materials (Kap. 3.3.1) wurden durch Variationen in der Wärmebehandlungsdauer (Kap. 3.3.2) und dem gezielten Kornwachstum bei hohen Temperaturen (Kap. 3.3.3) die Stellgrößen zur Mikrostrukturbeeinflussung an SMC-Materialien in Folge der Glühbehandlung herausgearbeitet. Dadurch ist es möglich,

die Spannweite an unterschiedlichen inneren Korngrößenverteilungen in den untersuchten industriellen Produkten besser zu verstehen und mit dem Ausgangszustand nach der Kompaktierung zu verbinden. Außerdem kommen nun die Themenschwerpunkte 5 und 6 in den Fokus und können an konventionellen Partikelfraktionen, als auch anhand fraktionierter Partikelgrößenverteilungen (Kap. 3.3.4), beantwortet werden. Das Kapitel Wärmebehandlung schließt mit einer Betrachtung der dynamischen Verlustanteile (Kap. 3.3.5) nach Durchführung der Wärmebehandlung ab.

Ausgangszustand des SMC-Pulvers

Beginnend bei der Analyse des Ausgangszustand des SMC-Pulvermaterials AncorLam (s. Kap. 3.2.1) wurden folgende Resultate erzielt: Den mit 20 % größten Flächenanteil der metallographischen Schlieffläche nehmen Körner mit einer Größe von $> 90 \mu\text{m}$ ein, während nur etwa 3 - bis 4 % der Fläche von Körner $< 30 \mu\text{m}$ herrühren. Die größten Kornstrukturen beim Ausgangspulver AncorLam sind $170 \mu\text{m}$ groß, wobei der $d_{50,f}$ der Korngröße bei $54 \mu\text{m}$ ($d_{90,f}$ bei $100 \mu\text{m}$) liegt. Um Poren herum sind dagegen häufiger auch sehr feine Kornstrukturen $< 10 \mu\text{m}$ vorhanden. Bereits im Ausgangszustand liegt ein Anteil von 25 % missorientierter Bereiche $> 4^\circ$ vor. Diese sind dabei vorwiegend an den Partikelgrenzen zu finden und nur selten im Inneren von kleineren Partikeln ($< 100 \mu\text{m}$). Vor allem große Partikel weisen im Inneren noch unverformte Bereiche auf. Um den Einfluss von Missorientierungen auf die Domänenstruktur und die Bewegungsfähigkeit der Domänenwände zu verstehen, wurden korrelative Untersuchungen mittels Kerrmikroskopie umgesetzt. Es zeigt sich, dass bereits kleinste mittels feinaufgelöster EBSD-Analysen ($0.25 \mu\text{m}$ Schrittweite) festgestellte Orientierungsgradienten die Domänenstruktur beeinflussen und eine Korrelation aus verformten Kornbereichen und der eingeschränkten Bewegungsfähigkeit der Domänenwände bei Feldbeaufschlagung möglich ist. So zeigte sich, dass die in Folge von EBSD-Analysen als verformte Bereiche detektierten Körner eine eingeschränkte Bewegungsfähigkeit der Domänenwand aufweisen. Damit konnte aufgezeigt werden, dass die beiden mikroskopischen Verfahren bei korrelativer Verwendung wichtige Erkenntnisse liefern.

Zustand nach dem Kompaktierungsvorgang

Im nächsten Schritt erfolgten Untersuchungen zum Einfluss des Kompaktierungsvorgangs auf das Ausgangspulver. Es zeigte sich, dass unverformte Bereiche nach Pressdruckbeaufschlagung vorwiegend in den größten Partikeln ($> 250 \mu\text{m}$) vorliegen. Diese größten Partikel weisen feinere Kornstrukturen und ein bandartiges Verformungsverhalten im Inneren auf (s. Kap. 3.2.2).

Pressdruckvariation

Eine Variation des Pressdrucks (200, 400 und 800 MPa) zeigte, wie die Dichte von 6.93 auf 7.13 und schließlich 7.36 g/cm^3 erhöht werden konnte, die Poren in den größten Partikel aber noch vorhanden sind (s. Kap. 3.2.3). Magnetische Messungen im Gleichfeld verdeutlichen, wie mit steigendem Pressdruck die Scherung der Hystereseschleife verringert wird und höhere Permeabilitäten (μ_{max} von 200 MPa: 80, 400 MPa: 225 bzw. 800 MPa 240) erreicht werden konnten. Gleichzeitig kam es mit steigendem Pressdruck aber auch zu einer Vergrößerung des Koerzitivfeldes (200 MPa: 223 A/m, 400 MPa: 312 A/m und 800 MPa: 320 A/m). Dies korreliert mit dem Anteil der Missorientierungen $> 4^\circ$, der von 25 % (Ausgangszustand) auf 41 % (200 MPa), 56 % (400 MPa) und schließlich 67 % (800 MPa) zunahm. Der Pressdruckanstieg erzeugt bei einer Verdopplung des Drucks aber keine Verdopplung des Anteils stark verformter Gefügebereiche. Stattdessen nimmt der Anteil an Missorientierungen zwischen $5 - 10^\circ$ von 200 MPa auf 400 MPa mit etwa 10 % deutlicher zu, als von 400 MPa auf 800 MPa mit 5 %. Viele der Körner sind quer zur Pressrichtung gestreckt. Die Elliptizität nimmt mit steigendem Pressdruck vor allem bei Körnern $> 60 \mu\text{m}$ zu.

Partikelfraktionen

Durch eine Variation der Partikelgröße in Fraktionen von $15 \mu\text{m} - 500 \mu\text{m}$ ($50 \mu\text{m}$ -Schritte) konnte gezeigt werden, dass sich Verformungsverhalten und Mikrostruktur korrelieren lassen (s. Kap. 3.2.4). Hierzu kam eine hochauflösende Messdatenerfassung (1 ms Zeitschritte) und zusätzliche Unterteilung der Pressphase in Kompaktierungsphasen (I: 10 - 25 MPa, II: 25 - 50 MPa, III: 50 - 100 MPa, IV: 100 - 200 MPa, V: 200 - 400 MPa, VI: 400 - 800 MPa) zum

Einsatz. Es zeigte sich, dass feine Partikelgrößenverteilungen ($< 200 \mu\text{m}$) bei geringen Drücken (I: 10 - bis 50 MPa) den größten Verformungsweg zeigen. Ab einem Druck von 50 MPa zeigen grobe Partikelfraktionen höhere Verformungswege. Bei noch höheren Drücken von 100 MPa zeigen gröbere Partikel bis zum finalen Druck von 800 MPa das größere Verformungsbestreben. Grobe Partikel neigen dabei zu Scherbewegungen der einzelnen inneren Kornstrukturen, während feinere Partikelgrößen (100 - 200 μm) mit grober Kornstruktur ein besseres Verdichtungsverhalten durch Verformung der einzelnen inneren Körner zeigen. Die niedrigsten magnetischen Verluste wurden hierbei bei einer Partikelgröße zwischen 100 - und 200 μm erreicht. Hier liegen mit 58 μm die größten Kornstrukturen im Grünzustand vor, während diese bei der feinsten Fraktion ($< 100 \mu\text{m}$) mit 40 μm und bei der größten Fraktion ($> 400 \mu\text{m}$) mit 46 μm niedriger liegen. Unter Auswertung der verformten Gefügebereiche als Resultat der Kompaktierung (800 MPa), zeigt sich, dass bei feinkörnigen Fraktionen vorwiegend an den Partikelgrenzen signifikante plastische Deformationen detektiert werden können. Der Anteil sehr hoher Missorientierungen ($> 10^\circ$) fällt hier mit 26 % am höchsten aus. Auch die Partikelfraktion mit den größten Partikeln ($> 400 \mu\text{m}$) erreicht mit 25 % sehr hohe Anteile starker Missorientierungen ($> 10^\circ$). Bei den größten Partikeln (> 300) ist aber auch ein erhöhter Anteil nicht verformter Bereiche vorhanden und die Verformungszonen sind teilweise auf lokale, bandartige Stellen fokussiert. Das Koerzitivfeld nimmt im Gleichfeld mit steigender Partikelgröße zu (von 130 A/m bis 265 A/m) und erreicht dann einen konstanten Wert von ~ 280 A/m. Gleiches gilt für die Permeabilität (steigt von 100 auf 400 an), wobei die Fraktion 150 - 200 μm als auch 350 - 400 μm bzw. $> 400 \mu\text{m}$ die größten Permeabilitäten aufweist.

Wärmebehandlungsvorgang

Pressdruckvariation und Wärmebehandlungsdauer

Aufbauend auf den Untersuchungen zur Pressdruckvariation wurden an den Proben unterschiedliche Wärmebehandlungen untersucht (s. Kap. 3.3). Es zeigt sich in Kap. 3.3.1, wie mit zunehmendem Pressdruck der Anteil an unverformten Gefügebereichen ($< 3^\circ$) um etwa 50 % abnimmt und eine Wärmebehandlung bei 400 °C nur eine leichte Abnahme (3 - 10 %) der

unverformten Gefügebereiche als Resultat hat. Bei einer Temperatur von 600 °C nimmt der Anteil an unverformten Gefügebereichen dagegen deutlicher zu und erreicht einen Anteil von 60 %. Zuletzt erreicht bei 800 °C der mit 800 MPa höchstverdichtete Zustand einen Anteil von 90 % homogener Gefügebereiche und damit eine Erhöhung von 430 % (400 MPa = 270 %, 200 MPa = 60 %). Untersuchungen verschiedener Wärmebehandlungsdauern zeigten, dass die Hystereseverluste (50 Hz, 1 T) durch die Zunahme der Permeabilität, bzw. Abnahme des Koerzitivfeldes von 8.1 W/kg (GZ) auf 6.8 W/kg (400 °C / 1 h) und dann 5.1 W/kg (500 °C / 20 h) reduziert werden konnten (s. Kap. 3.3.2). Dagegen nehmen die Wirbelstromverluste des Werkstoffs zu und zeigen bereits bei 400 °C / 0.5 h eine erste Zunahme (40 %) und bei 500 °C einen deutlichen Anstieg (300 %). Gründe liegen in den gegenläufigen Mechanismen von Spannungsabbau und gleichzeitiger Schwächung der Partikelisoliationsbeschichtung. Letztere zeigt bereits bei 400 °C eine erste Abnahme der Isoliationswirkung und ist bei 500 °C fast vollständig in ihrer Wirkung zerstört.

In-situ Messung und Bestimmung der Rekristallisationstemperatur

Durch eine in-situ-Messung einer bewickelten Ringprobe (800 MPa) im Ofen konnte die Temperatur festgestellt werden, in der erste Rekristallisationen stattfinden (s. Kap. 3.3.2). Diese Temperatur betrug etwa 510 - bis 525 °C.

Gezieltes Kornwachstum

Um den Einfluss der Wärmebehandlung auf die innere Kornstruktur zu verstehen, wurden Versuche zum gezielten Kornwachstum am Werkstoff STX B7X durchgeführt (s. Kap. 3.3.3). Während im Grünzustand ein großer Anteil (~ 50 %) an groben Körnern (> 90 µm) vorhanden ist, nimmt dieser durch eine Wärmebehandlung bei 500 °C sichtbar ab (~ 14 %). Dann sind vor allem an den Partikelgrenzen neue Körner (10 - 60 µm) sichtbar, die sich bandartig wie ein Netzwerk entlangziehen. Bei 600 °C nimmt die Anzahl dieser feinen Körner (< 60 µm) sprunghaft zu. Bei höheren Temperaturen (700 - 800 °C) dominiert Kornwachstum und die Korngröße steigt an.

Partikelfractionen

Die Untersuchungen an verschiedenen Partikelfractionen (s. Kap. Rekristallisation von Partikelfractionen) zeigen, dass die feinste Fraktion mit $< 50 \mu\text{m}$ nur geringfügige Permeabilitätserhöhungen ($\sim 15\%$) durch die Wärmebehandlung aufweist. Die mit 23 - bis 56 % höchsten Zunahmen sind bei der Fraktion mit $150 - 200 \mu\text{m}$ festzustellen. Auch die größte Partikelfraktion von $> 400 \mu\text{m}$ zeigt hier noch eine hohe Zunahme von 48 % in der Permeabilität (600°C). Vergleicht man hierzu die verschiedenen Verformungsmechanismen in Kap. 3.2.4, geht eine hohe Verformungsneigung bzw. ein hoher Verformungsweg unter homogen verteilter Kaltverformung (s. Abb. 81 u. Abb. 83) mit einer ausgeprägteren Rekristallisation (s. Abb. 99) und höheren Permeabilitätszunahme einher. Daher ist bei feinen Partikelfractionen mit der geringen Verformungsneigung, die eingebrachte Kaltverformung geringer und größtenteils auf die Partikelrandbereiche begrenzt, wodurch hier auch nur geringe Rekristallisationseffekte eintreten. Die Hystereseverluste sinken mit steigender Temperatur und erreichen bei den Fraktionen zwischen $100 - 200 \mu\text{m}$ die niedrigsten Werte von 4 bis 7 W/kg), Die feinsten Fraktionen $< 100 \mu\text{m}$ weisen dagegen die höchsten Hystereseverluste (von 7 - 11 W/kg) auf, während ab einer Partikelgröße von $> 200 \mu\text{m}$ keine nennenswerten Veränderungen vorliegen und der Hystereseverlust konstant bleibt. Die Segmentierung mittels ROD unter Bewertung der unverformten Gefügebereiche mit geringem Missorientierungsanteil ($< 3^\circ$) zeigt dabei bei den feinsten Fraktionen ($< 50 \mu\text{m}$) die geringsten Flächenanteile (48 %), während bei der Fraktion $100 - 150 \mu\text{m}$ die größten unverformten Bereiche (80 %) vorliegen. Ab einer Partikelgröße von $200 \mu\text{m}$ sind die Flächenanteile mit 74 % auf vergleichbarem Niveau. In Kap. 3.3.5 wird aufgezeigt, dass ab einer Wärmebehandlung von 500°C die dynamischen Verlustanteile signifikant ansteigen. Der globale Wirbelstromverlust ist dabei um mehrere Größenordnungen kleiner, als der Partikelwirbelstromverlust. Ab einer Temperatur von 500°C nimmt der globale Wirbelstromanteil $P_{e,G}$ zu (von 1^{-08} auf 6^{-08}), wobei die Zunahme bei groben Partikeln größer ist. Auch die Partikelwirbelströme $P_{e,P}$ sind bei groben Partikelfractionen größer. Der Effekt einer Schwächung der Isolationsbeschichtung ist bei groben Partikeln außerdem größer, da insgesamt weniger Beschichtungsphase vorliegt.

Einflussgrößendiagramm

Die in der Arbeit herausgearbeiteten Zusammenhänge können mit dem folgenden Einflussgrößendiagramm zusammenfassend dargestellt werden (Abb. 108). Das Diagramm spiegelt entscheidende Stellgrößen zur Beeinflussung des Eigenschaftsspektrums von SMC-Materialien für die drei Prozessschritte (Ausgangspulver, Kompaktierung und Wärmebehandlung) wider. Die Nummerierungen stellen dabei ein Ranking dar, inwieweit die Einflussgröße als Stellhebel zur Verbesserung der Eigenschaften nach eigener Einschätzung und auf Grundlage dieser Arbeit genutzt werden kann (1: niedrig, 2: mittel, 3 hoch). Die innerhalb dieser Arbeit untersuchten und diskutierten Einflussgrößen wurden dabei mit einem grünen Rahmen versehen.

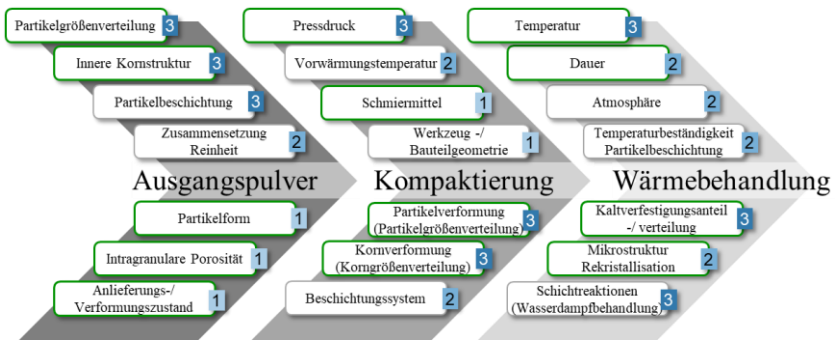


Abb. 108: Einflussgrößendiagramm zur Maßschneidung des Eigenschaftsspektrums von SMC-Materialien für die drei Prozessschritte (Ausgangspulver, Kompaktierung und Wärmebehandlung) unter Angabe eines Rankings, wie wesentlich die Einflussgröße zur Verbesserung der Eigenschaften genutzt werden kann (1: niedrig, 2: mittel, 3: hoch), grüner Rahmen = Inhalte wurden in der vorliegenden Arbeit untersucht.

Als großer mikrostruktureller Stellhebel zeigte sich demnach die Partikelgrößenverteilung und innere Kornstruktur. Für eine optimale Auslegung sollten Partikelgrößen $> 300 \mu\text{m}$ mit einer mittleren Korngröße von $50 - 100 \mu\text{m}$ angestrebt und so vergleichbarere Verhältnisse zu E-Blechen erreicht werden. Dieser Sachverhalt wird in Anbetracht ähnlicher Mecha-

nismen in der optimalen Korngröße gemäß Abb. 8 begründet. Durch eine abgestimmte Partikel- und Korngrößenverteilung und Kompaktierung unter hohem Kaltverformungsanteil (800 - 1000 MPa) kann so das Rekristallisationsvermögen weiter erhöht werden. Hierzu sind neben möglichst reinen Zusammensetzungen die gezielte Unterstützung des Rekristallisationsverlaufs und Kornwachstums durch homogen verteilte Verformungsanteile, ideale Stellhebel weitere Verbesserungen des Eigenschaftsspektrums von SMC-Werkstoffen zu erreichen.

6 Verzeichnisse

6.1 Abbildungsverzeichnis

- Abb. 1: Einflüsse auf den Energiebedarf elektrisch angetriebener Systeme. Abhängig von der eingebrachten Eingangsleistung P_{in} und den auftretenden Systemverlusten P_S ergibt sich eine nutzbare Ausgangsleistung P_{out} und ein Wirkungsgrad η , modifiziert nach [19].
2
- Abb. 2: Minimierung der freien Enthalpie (a) Streufeld eines Eindomänenteilchens, b) und c) Reduzierung des Streufeldes durch Zerfall in Domänen entgegengesetzter Polarisations, d) vollständiger Abbau des Streufeldes durch Bildung der Landau-Struktur (tritt nur bei Weichmagneten auf) [41]..... 9
- Abb. 3: Hystereseschleife eines wärmebehandelten weichmagnetischen SMC-Materials unter Einzeichnung relevanter magnetischer Kennwerte wie Feldvorgabe H , Polarisations J , Koerzitivfeld H_C , Remanenz J_R , Hystereseverlust P_h , DC, 10.000 A/m. 12
- Abb. 4: Schematische Darstellung des Neukurvenverlaufs weichmagnetischer Werkstoffe unter Darstellung der verschiedenen Mechanismen und Schritte der Domänenwandbewegung ausgehend vom reversiblen, irreversiblen und schließlich der Erreichung des Sättigungsverlaufs.
14
- Abb. 5: Einfluss der dynamischen Verluste P_{dyn} auf die Hystereseschleife am Beispiel eines SMC zeigt die Aufweitung des Schleifenverlaufs der stationären Verluste P_{stat} (DC, Gleichfeld) beim Durchlaufen einer alternierenden Feldbeaufschlagung (AC, Wechselfeld), hier 1 T und 3.000 Hz, Werkstoff AncorLam..... 16
- Abb. 6: Aufteilung des Wirbelstromverlusts pulvermetallurgischer Werkstoffe mit isolierten Partikeln in globale Wirbelströme P_e, G und Partikelwirbelströme P_e, P , modifiziert aus [28]. 19

- Abb. 7: Schematische Übersicht über die mikrostrukturellen Einflüsse auf die jeweiligen Verlustanteile von weichmagnetischen SMC-Werkstoffen unter alternierenden Feldern, in Anlehnung an das Verlustvorhersagemodell nach Bertotti [47]. 27
- Abb. 8: Beiträge zum Ummagnetisierungsverlust in Anlehnung an Elektroblech der Dicke 0.5 mm mit Gesamtverlust P_s , Hystereseverlust P_h , klassischem Wirbelstromverlust P_e und Anomalverlust P_a in Abhängigkeit der mittleren Korngröße d_{50} in $[\mu\text{m}]$, bei 1.5 T, 50 Hz [68]. 29
- Abb. 9: Übersicht weich- und hartmagnetischer Werkstoffe entsprechend Koerzitivfeldstärke H_C , Sättigungspolarisation J_S und Remanenzpolarisation J_R , modifiziert und ergänzt nach Kallenbach [79]. 33
- Abb. 10: Beispiel für Mikrostruktur (LM, Hellfeld, 100x) eines SMC-Werkstoffs mit eingezeichneter isolierter Partikelgrenzen (blau), welche eine Reduktion von Wirbelströmen (schwarze Pfeile) innerhalb der maximalen Weglänge l_m , P im Partikelvolumen ermöglichen. 38
- Abb. 11: Schematische Darstellung des Herstellungsprozesses von SMC-Werkstoffen bestehend aus (a) Pulveraufbereitung, (b) Kompaktierung, (c) Grünkörperzustand und (d) Wärmebehandlung. 39
- Abb. 12: Eigenschaftsprofil der Beschichtungsphase von SMC-Werkstoffen im Überblick. 44
- Abb. 13: Vergleich von verschiedenen SMC-Varianten unterschiedlicher Hersteller in Hinblick auf die Biegebruchfestigkeit (TRS), Werte nach Größe sortiert. 49
- Abb. 14: Vergleich von verschiedenen SMC-Varianten unterschiedlicher Hersteller in Hinblick auf die Maximalpermeabilität μ_{\max} , Werte nach Größe sortiert. 49
- Abb. 15: Vergleich von verschiedenen SMC-Varianten unterschiedlicher Hersteller in Hinblick auf die Eisenverluste P_s bei 1000 Hz und 1 T, Werte nach Größe sortiert. 50

- Abb. 16: Partikelgrößenverteilungen einiger konventioneller SMC-Werkstoffe, modifiziert und ergänzt nach [28]. 52
- Abb. 17: Vergleich der magnetischen Eigenschaften von Elektrolech (M270-35A, Ringstapel) und SMC (STX B7X) im Gleichfeld mit (a) Hystereseverlauf (DC) bis 2500 A/m und (b) Permeabilitätsverlauf durch Kommutierungskurve bestimmt (DCK) bis 5000 A/m. 53
- Abb. 18: Vergleich der Mikrostruktur von Elektrolech und SMC mit (a) Elektrolech (M270-35A) im Planschliff (geätzt, Nital) und (b) SMC (STX B7X), ungeätzt, HF 50x. 53
- Abb. 19: Vergleich der Mikrostruktur von Elektrolech und SMC mit (a) Elektrolech (M270-35A) im Querschliff und (b) SMC (STX B7X), EBSD, IPF, 100x..... 54
- Abb. 20: Vergleich der magnetischen Eigenschaften von Elektrolech (M270-35A, Ringstapel) und SMC (STX B7X) im Wechselfeld (AC) mit (a) Gesamtverluste PS , (b) Hystereseverlust Ph und dynamische Verluste P_{dyn} , 1 T, 50 - 5000 Hz..... 55
- Abb. 21: Vergleich der Induktionsabnahme in Abhängigkeit der Frequenz beim Vergleich zwischen SMC (STX B7X) und Elektrolech (M270-35A), 0,2 bis 1,0 T, 50 bis 3000 Hz. 55
- Abb. 22: Bauformen verschiedener Elektromotoren mit (a) Permanentmagneterregte Synchronmaschine, (b) Induktionsmaschine und (c) geschaltete Reluktanzmaschine [142]..... 62
- Abb. 23: Vergleich Verlustanteile unterteilt in Kupferverluste, mechanische Verluste und Eisenverluste bei verschiedenen Motortypen (a) PMSM mit 110 kW (51.000 rpm) (b) permanentmagneterregter Handmotor (36.000 rpm) und (c) 11 kW Induktionsmaschine (1.470 rpm) [36]. 64
- Abb. 24: Darstellung des optimalen Arbeitsbereichs (grün) und ineffizienter Bereiche (blau) des Kernmaterials bezogen auf den Neukurvenverlauf, nach [55]. 65
- Abb. 25: Vergleich beispielhafter geometrischer Freiheiten von SMC-Werkstoffen gegenüber Elektrolechen mit (1a) + (2a) der Möglichkeit variable Zahnhöhen und zusätzliche Radien einzubringen (1b) + (2b) in Flussrichtung auch kreisförmige

- Flussführungen zu erlauben, die einfach bewickelt werden können und (1c) + (2c) eine deutliche Verringerung an der Anzahl an Einzelkomponenten zu erlauben. 66
- Abb. 26: Beispiel für den industriellen Einsatz von SMC-Werkstoffen in einer Transversalflussmaschine des Herstellers Compact Dynamics (Typ DYNAX 60i). 73
- Abb. 27: Kostenkalkulation bei der Herstellung einer PMSM bezogen auf eine Produktion von 100.000 Stück, schematische Darstellung nach [87]. 75
- Abb. 28: Zusammenhang zwischen Produktivität und Kosten bei der Herstellung von SMC-Bauteilen in Abhängigkeit der eingesetzten Presskraft bzw. der Größe der Presse in Tonnen [132, 154]. 76
- Abb. 29: Darstellung des Pressvorgangs in Abhängigkeit der (a) Stempelposition s ausgehend vom ersten Kraftanstieg und unter Angabe des Schwelldrucks unter Reduzierung der Pressgeschwindigkeit und (b) der dazugehörige Stempeldruck P . Beide Größen sind in Abhängigkeit der Zeit t dargestellt. 83
- Abb. 30: Darstellung der einzelnen Pressphasen (I - VI) in Abhängigkeit des ersten Kontakts des Stempels bis zum maximalen Stempelweg von mehr als 7 mm unter Erreichung des maximalen Pressdrucks P von 800 MPa. 84
- Abb. 31: Schematische Darstellung des Presswerkzeugs zur Herstellung von Ringbauteilen mit \varnothing 40 mm Außen- und \varnothing 30 mm Innendurchmesser unter Bezeichnung der relevanten Werkzeugkomponenten. 85
- Abb. 32: Schematische Darstellung des Pressdruckgradienten innerhalb des Ringbauteilquerschnitts mit eingezeichneten Poren (schwarze Kreise), der sogenannten Pressseele (orange farbener Bereich) und dem charakteristischen Radialdruckverlauf (blaue Pfeile) [156]. 85
- Abb. 33: Mikrostruktur eines konventionellen SMC-Werkstoffs unter Verwendung verschiedener mikroskopischer korrelativer Analyseverfahren, 200x, mit (a) Hellfeld (poliert, Partikelgrenzen grün eingezeichnet), (b) Hellfeld (geätzter Gefügestand), (c)

EBSD-Aufnahme und (d) Kerr-Mikroskopie (bei 500x-facher Vergrößerung).....	87
Abb. 34: Präparationsrezept zur metallographischen Gefügevorbereitung von SMC-Materialien. Für die EBSD-Analysen wurde ein weiterer Schritt unter Vibrationspolieren angeschlossen.....	88
Abb. 35: Schematische Darstellung des Trennprozesses der einzelnen Proben aus einem Ringbauteil und deren Positionierung und Ausrichtung im eingebetteten Zustand zur metallographischen Untersuchung.	89
Abb. 36 Darstellung der Bewertung von Partikel- und Kornformen nach dem (a) sphärischen, (b) elliptischen und dem (c) unregelmäßigem Feret-Prinzip.	90
Abb. 37: Messaufbau zur Untersuchung der dynamischen Domänenwandbewegung an metallographischen Schliffproben mittels AxioImager Z2.m und einer Feldspule.....	91
Abb. 38: EBSD-Analysen liefern Aussagen zur (a) Image Quality (IQ) und zur (b) Orientierung der Messpunkte innerhalb der inversen Polfigur (IPF) bezogen auf die Kristallachse des Materials.	93
Abb. 39: Vergleich verschiedener Auswertetools am Beispiel einer SMC-Mikrostruktur (Material: AncorLam) mit (a) inverser Polfigur (IPF), (b) Reference Orientation Deviation (ROD), (c) Kernel Average Misorientation (KAM) und (d) Local Orientation Spread (LOS) 500x, EBSD.	94
Abb. 40: Ermittlung geeigneter Missorientierungsranges mittels Variation aus Pressdruck (200, 400 und 800 MPa) und Wärmebehandlung am Werkstoff AncorLam bei (a) 600 °C und (b) 800 °C.....	96
Abb. 41: Messaufbau zur Bestimmung der elektrischen Leitfähigkeit an Ringbauteilen mittels Vier-Punktmessung unter Angabe der relevanten Komponenten.	100
Abb. 42: Korrelativer Vergleich der Kornstrukturenanalysen mittels (a) quantitativer lichtmikroskopischer Verfahren (QGA) am geätzten Gefügeschliff und (b) EBSD-Analysen im (c) direkten Vergleich der detektierten Korngrößenverteilungen, am Beispiel des Werkstoffs STX B7X.	101

- Abb. 43: Messabweichung beim korrelativer Vergleich der Kornstrukturenanalysen mittels quantitativer lichtmikroskopischer Verfahren (QGA) am geätzten Gefügeschliff und EBSD-Analysen im direkten Vergleich der detektierten Korngrößenverteilungen, am Beispiel des Werkstoffs STX B7X unter verschiedenen Behandlungszuständen..... 102
- Abb. 44: (a) Reproduzierbarkeit der Missorientierungsanalysen mittels ROD am Beispiel einer bei 800 MPa kompaktierten Probe (Material: AncorLam). Vergleich von zwei unterschiedlichen Probenpositionen (b) + (c), 100x, EBSD, 2 μm Schrittweite, ~ 250.000 Messpunkte. 104
- Abb. 45: Einfluss des Grain Tolerance Angle auf die Bewertung von plastischen Deformationen an der Stanzkante eines Elektrobleches mit der Eingabe (a) max. 1° , (b) max. 2° und (c) max. 10° erforderlicher Orientierungsunterschiede zwischen benachbarten Körnern, 100x, EBSD..... 105
- Abb. 46: Vergleich der Gefügestruktur der SMC-Varianten (a) STX B7X, (b) AncorLam und (c) Somaloy 700 HR 3P im ungeätzten (links) und geätzten (rechts) Gefügezustand unter Angabe magnetischer Kenndaten, DC, 5000 A/m, 100x, HF..... 108
- Abb. 47: Vergleich der Gefügestruktur der SMC-Varianten (a) STX M7, (b) STX S10 und (c) STX S7 im ungeätzten (links) und geätzten (rechts) Gefügezustand unter Angabe magnetischer Kenndaten, DC, 5000 A/m, 100x, HF. 109
- Abb. 48: Vergleich der pressbedingten Porosität und ihrer Verteilung im Ringquerschnitt verschiedener industrieller SMC-Bauteile aus (a) Somaloy 500 1P, (b) AncorLam, (c) Somaloy 700 HR 3P, (d) STX B7X, (e) STX S10 und (f) STX S7, HF, MosaiX (aus Einzelaufnahmen mit 100x). 110
- Abb. 49: Vergleich der inneren Porosität von zwei SMC-Varianten im geätzten Gefügezustand mit (a) Werkstoff Somaloy 700 HR 3P (grobe Partikelgrößenverteilung) und (b) Werkstoff AncorLam (feinste Partikelgrößenverteilung), HF, geätzt, 3%ig Nital, 200x... 111

- Abb. 50: Vergleich der flächengewichteten Häufigkeit der Korngröße der beiden industriell verarbeiteten SMC-Varianten STX B7X und AncorLam unter rasterelektronenmikroskopischer Auswertung des Feret (max.) in $[\mu\text{m}]$, wärmebehandelte Zustände (AZ), EBSD. 112
- Abb. 51: Vergleich der flächengewichteten Häufigkeit der Partikelgröße der beiden industriell verarbeiteten SMC-Varianten STX B7X und AncorLam unter lichtmikroskopischer Auswertung des Feret (max.) in $[\mu\text{m}]$, LM, HF. 113
- Abb. 52: Vergleich der flächengewichteten kumulierten Häufigkeit der Partikelgröße und Kornstruktur der industriellen SMC-Werkstoffe AncorLam und STX B7X unter Auswertung des Feret (max.), wärmebehandelte Zustände (AZ), LM und EBSD. 114
- Abb. 53: Einfluss des Kompaktierungsvorgangs auf den Werkstoff STX B7X zeigt (a) Verformungsneigung der großen Partikel hin zu länglichen Körnern (100x, HF, geätzt) und (b) Verformungsneigung dargestellt am Feret.ratio nimmt mit groben Partikeln zu. 115
- Abb. 54: (a) Quantitative Gefügeanalyse am Ringquerschnitt des Werkstoffs STX B7X unter Angabe der Anzahl an Partikelgrenzen je Linienzug und (b) messtechnische Beurteilung der magnetischen Eigenschaften anhand eines Messrahmens für SMC-Balkenproben. 115
- Abb. 55: Darstellung der inversen Polfigur von zwei unterschiedlichen SMC-Varianten mit (a) STX B7X im Grünzustand (800 MPa), (b) STX B7X nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), (c) AncorLam im Grünzustand (800 MPa) und (d) AncorLam nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), 100x, IPF, EBSD. 116
- Abb. 56: Bewertung der Missorientierungen (ROD) an unterschiedlichen SMC-Varianten mit (a) STX B7X im Grünzustand, (b) STX B7X nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), (c) AncorLam im Grünzustand und (d) AncorLam nach Wärmebehandlung (600 °C / 20 h), 100x, ROD, EBSD. 117
- Abb. 57: Einfluss einer Wärmebehandlung auf die Veränderung der Gesamtverluste ausgehend vom Grünzustand nach einer Wärmebehandlung von 400 °C, 500 °C, 600 °C und 750 °C für 3 h

- bei zwei SMC-Werkstoffen mit einer MgO-Beschichtung (a) MBS M21 und (b) MBS R3..... 119
- Abb. 58: Vergleich der Kommutierungsverläufe der innerhalb der Arbeit vermessenen industriellen SMC-Varianten (a) im direkten Vergleich zu einem Elektroblech der Güte M270-35A und (b) dem Permeabilitätsverlauf aller SMC-Varianten, DCK, 5000 A/m..... 120
- Abb. 59: Vergleich der Eigenschaften industrieller SMC-Varianten unter Auftragung der Maximalpermeabilität gegenüber der Biegefestigkeit TRS (Transverse Rupture Strength) nach ISO 3325, Farbgebung nach Hersteller zugeordnet. 122
- Abb. 60: Vergleich der Eigenschaften industrieller SMC-Varianten unter Auftragung der Gesamtverluste PS (1 T, 1.000 Hz) gegenüber der Biegefestigkeit TRS (Transverse Rupture Strength), Farbgebung nach Hersteller zugeordnet. 122
- Abb. 61: Vergleich der Eigenschaften industrieller SMC-Varianten unter Auftragung der Gesamtverluste PS (1 T, 1000 Hz) gegenüber der Maximalpermeabilität μ_{\max} , Farbgebung nach Hersteller zugeordnet. 123
- Abb. 62: Darstellung verschiedener EBSD-Analysen an einem unkompaktierten Ausgangspulver des Werkstoffs AncorLam mit (a) inverser Polfigur, (b) segmentierter Korngröße, (c) Bewertung mittels ROD und (d) Bewertung mittels KAM, EBSD, 100x. 126
- Abb. 63: Vergleich der an losem Ausgangspulver AncorLam durchgeführten Analysen der Partikel-/und Korngrößenverteilungen unter Vergleich von Schliifproben und Pulveranalysen an losem Pulver mittels Stereomikroskop. 127
- Abb. 64: Kumulierte Häufigkeit der flächengewichteten Messgrößen der Partikelgrößen- und Korngrößenverteilung des Ausgangspulvers AncorLam (LM, EBSD). 128
- Abb. 65: EBSD-Analyse an einem einzelnen SMC-Partikel eines unkompaktierten Pulvers (AncorLam) mit (a) IPF von verschwommenen Orientierungsbereichen (weiße Pfeile) und auffälliger Kornansammlung (weißer Rahmen), (b) Korngröße

- Feret (max.) mit sehr feinen Körnern um innere Porosität herum (weißer Rahmen), (c) Missorientierungen über KAM an den Partikelgrenzen und inneren Poren (weiße Pfeile) und (d) Missorientierungen über ROD mit größten Gradienten im rechten Bereich (weißer Rahmen) und typischem zweigeteilten linienartigem Verlauf des Gradienten (weiße Pfeile), 500x, EBSD. 129
- Abb. 66: Korrelative EBSD-Analyse und Kerr-Mikroskopie in hoher Vergrößerung zur Bewertung des Einflusses kleinster Kornverformungen auf die Domänenstruktur des unkompaktierten Ausgangspulvers AncorLam mit (a) IPF mit eingezeichneten Raumrichtungen der 3 Körner, (b) Kerr-Mikroskopie, (c) KAM und (d) ROD, eingezeichnete weiße Pfeile geben auffällige Stellen mit hohen Orientierungsgradienten an, weiße Linie für beispielhafte Messstrecke, EBSD/Kerr, 1000x. 130
- Abb. 67: Kerrmikroskopische Untersuchung der Domänenwandbewegung mittels Jochaufbau unter ansteigender Feldbeaufschlagung (a) → (d), LM, 1000x. 132
- Abb. 68: Pressdruck (in [MPa]) über Verformungsweg (in [mm]) der industriellen Partikelgrößenverteilungen AncorLam, AncorLam O/S und einem Mix (AncorLam + AncorLam O/S mit gleichen Anteilen der Partikelfractionen in 100 μm Schritten) bei (a) geringen Drücken bis 250 MPa und (b) bis zum Maximaldruck von 800 MPa, HTSC-Messdatenerfassung. 133
- Abb. 69: Einfluss der Kompaktierung (800 MPa) auf Randbereich eines Ringquerschnitts des Werkstoffs AncorLam mit (a) IPF und (b) KAM, 200x, EBSD. 134
- Abb. 70: Einfluss der Pressdruckvariation am Werkstoff AncorLam (a) Detailaufnahme eines bei 200 MPa kompaktierten Partikels (geätzt, 200x) und Analysen bei geringerer mikroskopischer Vergrößerung der Zustände (b) 200 MPa, (c) 400 MPa und (d) 800 MPa jeweils 100x, LM. Exemplarische innere Poren sind mit weißen Pfeilen gekennzeichnet. 135

- Abb. 71: Einfluss der Pressdruckvariation in den Schritten (1) 200 MPa, (2) 400 MPa und (3) 800 MPa auf (a) Verlauf der Hystereseschleifen (DC, 2500 A/m) und (b) mikroskopische Querschnittsansichten ($\sim 5 \times 5$ mm) der Ringkörper aus AncorLam, LM, MosaiX. 136
- Abb. 72: Einfluss der Pressdruckvariation (200 - 800 MPa) auf Ringbauteile aus dem Werkstoff AncorLam auf die Dichte ρ und die magnetischen Eigenschaften im Koerzitivfeld HC und der Maximalpermeabilität μ_{max} , DC, 2500 A/m. 137
- Abb. 73: Darstellung der (a) Hystereseschleife (bei 50 Hz / 1 T) unter Variation des Pressdrucks am Werkstoff AncorLam in den Schritten (1) 200 MPa, (2) 400 MPa und (3) 800 MPa und (b) resultierende Eigenschaftsänderungen im Koerzitivfeld, Hystereseverlust und Dichte in Abhängigkeit des Pressdrucks, AC. 138
- Abb. 74: EBSD-Analyse der Orientierungsinformationen (IPF, linke Bildzeile) mittels ROD (rechte Bildzeile) am Werkstoff AncorLam unter Variation des Pressdrucks von (a) 200 MPa, (b) 400 MPa und (d) 800 MPa, 100x, ROD. 139
- Abb. 75: Einfluss der Variation des Pressdrucks (zwischen 200 - 800 MPa) auf die (a) Verringerung unverformter Gefügebereiche ($< 4^\circ$) und (b) Zunahme von Gefügebereichen mit hohen Missorientierungsanteilen ($> 4^\circ$, plastisch verformt) am Werkstoff AncorLam, ROD. 140
- Abb. 76: Einfluss der Variation des Pressdrucks (unverdichtet, 200 MPa, 400 MPa und 800 MPa) auf die Korngröße mit (a) anzahlgewichteter kumulierter Häufigkeit der Korngröße und (b) mittlere anzahlgewichtete Korngröße und Anzahl der Körner pro mm^2 , Werkstoff AncorLam. 141
- Abb. 77: Bewertung der Anisotropie feiner Kornstrukturen am Werkstoff AncorLam mit (a) EBSD-Analyse der Kornanisotropie mittels Feret (ratio.) bei einem Pressdruck von 800 MPa (500x, EBSD) zeigt einen bandartigen Verformungsbereich innerhalb eines Partikels (weiße Pfeile) und (b) quantitative Bewertung der Kornform anhand der Elliptizität in Abhängigkeit von Pressdruck und Korngröße. ... 142

- Abb. 78: Analyse des Verformungszustands einzelner Körner bei einem
 Pressdruck von 800 MPa mittels ROD zeigt bandartige Verformung
 (weiße Pfeile), 500x, EBSD, Werkstoff AncorLam..... 143
- Abb. 79: Darstellung der bei 800 MPa kompaktierten Probenzustände in
 verschiedenen Fraktionen für (a) $< 100 \mu\text{m}$, (b) $100 - 200 \mu\text{m}$, (c)
 $200 - 300 \mu\text{m}$, (d) $300 - 400 \mu\text{m}$ (e) $400 - 500 \mu\text{m}$ und (f) MIX mit
 jeweils 4 g jeder Fraktion, LM, 100x, Werkstoff AncorLam
 Partikelfraktionen..... 144
- Abb. 80: Analyse der Messdaten des Kompaktierungsvorgangs für Druck-
 Verformungswegverlauf ab Erreichen des Druckschwellwertes
 (10 MPa) bis zum Maximaldruck (800 MPa), Werkstoff AncorLam
 Partikelfraktionen..... 144
- Abb. 81: Verformungsweg in [mm] der einzelnen Pulverfraktionen in
 Abhängigkeit des jeweiligen Druckbereichs von (a) I: 10 - 25 MPa,
 (b) II: 25 - 50 MPa, (c) III: 50 - 100 MPa, (d) IV: 100 - 200 MPa, (e)
 V: 200 - 400 MPa (f) VI: 400 - 800 MPa, HTSC-Messdatenerfassung,
 Werkstoff AncorLam Fraktionen..... 145
- Abb. 82: Inverse Polfiguren der einzelnen Partikelfraktionen für (a)
 $< 100 \mu\text{m}$, (b) $100 - 200 \mu\text{m}$ (c) $200 - 300 \mu\text{m}$, (d) $300 - 400 \mu\text{m}$ und
 (e) $> 400 \mu\text{m}$ als auch die resultierende mittlere Korngröße d_{50}
 (Feret (max.)), 800 MPa, EBSD, IPF, 200x..... 146
- Abb. 83: Analyse der Missorientierungsanteile der einzelnen
 Partikelfraktionen für (a) $< 100 \mu\text{m}$, (b) $100 - 200 \mu\text{m}$ (c) $200 - 300$
 μm , (d) $300 - 400 \mu\text{m}$ und (e) $> 400 \mu\text{m}$ mit eingezeichneten
 Bereichen starker Orientierungsgradienten (weiße Pfeile), EBSD,
 200, Werkstoff AncorLam Partikelfraktionen. 148
- Abb. 84: Bewertung der Missorientierungsanteile bei unterschiedlichen
 Partikelfraktionen unter Darstellung des prozentualen Anteils (a) $< 3^\circ$
 und (b) $> 4^\circ$, EBSD, ROD, Werkstoff AncorLam Fraktionen. 149
- Abb. 85: Hystereseschleifen der einzelnen Partikelfraktionen mittels
 Gleichfeldmessungen (1000 A/m) bestimmt mit (a) Fraktionen < 200
 μm und (b) Fraktionen $> 200 \mu\text{m}$, DC, 1000 A/m, Werkstoff
 AncorLam Fraktionen..... 150

- Abb. 86: Magnetische Wechselfeldeigenschaften der einzelnen Partikelfractionen unter Aufteilung der Gesamtverluste P_s in stationäre (Hysterese) P_h und dynamische Verlustanteile P_{dyn} , AC, 3000 Hz / 1 T, Werkstoff AncorLam Fraktionen, ohne Wärmebehandlung (GZ). 150
- Abb. 87: Einfluss von Pressdruck und Wärmebehandlung auf den Anteil an Missorientierungen ($< 3^\circ$) von SMC-Werkstoffen mit (a) 200 MPa, (b) 400 MPa, (c) 800 MPa und (1) GZ, (2) 400 °C, (3) 600 °C und (4) 800 °C, EBSD, ROD $< 3^\circ$, 100x, Werkstoff AncorLam..... 152
- Abb. 88: Bewertung des Anteils an Missorientierungen durch KAM ($< 5^\circ$) der bei unterschiedlichen Pressdrücken kompaktierten Zustände im Vergleich zu 800 MPa und 800 °C wärmebehandelt, EBSD, KAM, Werkstoff AncorLam. 153
- Abb. 89: Restverformungen sind vor allem in großen Partikeln vorzufinden und zeigen dort lokale Ansammlungen bandartiger Verformungsbereiche. Hier beispielhaft in (a) und (b) an zwei Positionen mit eingezeichneter Partikelgröße (weißer Rahmen) und bandartigen Verformungszonen (gestrichelte Linien) dargestellt, Zustand 800 MPa und 800 °C, Werkstoff AncorLam, EBSD, ROD, 100x. 153
- Abb. 90: (a) Einfluss der Wärmebehandlung (400 - 800 °C) auf die Anzahl an Körnern in Abhängigkeit des eingebrachten Pressdrucks (200 - 800 MPa) und (b) EBSD-Analyse des Grünzustands (200 MPa) und der bei 800 °C wärmebehandelten Probe, Werkstoff AncorLam, EBSD, 100x. 154
- Abb. 91: Einfluss einer Wärmebehandlung auf unterschiedlich stark kompaktierte Probenzustände (200, 400 und 800 MPa) unter Angabe von (a) Maximalpermeabilität und (b) Koerzitivfeld, DC, 2500 A/m, Werkstoff AncorLam. 155
- Abb. 92: Einfluss der Wärmebehandlung auf die magnetische Performance von bei 800 MPa kompaktierten Probenzuständen unter Angabe (a) des Koerzitivfeldes und der Maximalpermeabilität und (b) Korrelation der Zunahme an unverformten Gefügebereichen ($< 3^\circ$,

- ROD, EBSD) mit der Abnahme des Koerzitivfeldes, DC, 2500 A/m, Werkstoff AncorLam. 156
- Abb. 93: Einfluss der Wärmebehandlung auf die stationären und dynamischen Verlustanteile der bei 800 MPa kompaktierten Probenzustände zwischen GZ und 500 °C / 20 h, AC, 50 Hz und 1 T. 157
- Abb. 94: Einfluss einer in-situ Messung einer Ringprobe (Grünzustand, 800 MPa) in einem dynamisch aufheizenden Ofen ($T = 200\text{ °C} - 600\text{ °C}$) unter Bestimmung der Veränderung auf (a) Koerzitivfeld H_C und (b) Hystereseverluste Ph , Werkstoff AncorLam Partikelfraktion 400 - 500 μm 158
- Abb. 95: Entstehung der Kornstruktur am industriellen Werkstoff STX B7X mit (a) kumulierter flächengewichteter Korngrößenverteilung ausgehend vom Grünzustand und konventioneller Wärmebehandlung (500 °C / 2 h) und (b) Einfluss einer zusätzlichen Wärmebehandlung bei höheren Temperaturen auf Kornanzahl und mittlere Korngröße (aufbauend auf Standardprozess bei 500 °C / 2 h), bei 20 h, EBSD. 159
- Abb. 96: Einfluss der Wärmebehandlung auf die Korngröße des industriellen Werkstoffs STX B7X unter segmentierter EBSD-Analyse bei (a) Grünzustand, (b) 500 °C, (c) 600 °C und (d) 800 °C, EBSD, segmentierte Korngröße, 100x. 160
- Abb. 97: Einfluss der Wärmebehandlung auf den Permeabilitätsverlauf der einzelnen Fraktionen mit (a) Grünzustand, (b) 400 °C, (c) 500 °C und (d) 600 °C, DCK, 5000 A/m. 161
- Abb. 98: (a) Einfluss der Wärmebehandlung zwischen 400 - 600 °C auf Hystereseverluste der AncorLam Partikelfraktionen (1 T, 50 Hz) und (b) Zusammenhang aus Kornstruktur d_{50} und dem Koerzitivfeld H_C bzw. Hystereseverlust Ph der bei 600 °C behandelten Proben (300 Hz, 1 T). 162
- Abb. 99: EBSD-Analyse der unverformten Gefügebereiche bei 600 °C wärmebehandelter Partikelfraktionen mit der Abstufung (a) $< 50\ \mu\text{m}$,

- (b) 150 - 200 μm , (c) 200 - 250 μm und (d) > 400 μm , EBSD, ROD, < 3° segmentiert, 200x, Werkstoff AncorLam Fraktionen..... 163
- Abb. 100: EBSD-Analyse der Partikelfraktion (200 - 250 μm) nach Wärmebehandlung (600 °C / 1 h unter Segmentierung der unverformten Gefügebereiche mit geringen Missorientierungsanteilen (<3°), EBSD, ROD, < 3° segmentiert, 200x, Werkstoff AncorLam Fraktionen. 164
- Abb. 101: EBSD-Analyse unterschiedlicher Wärmebehandlungsdauer unter Segmentierung der unverformten Gefügebereiche mit geringen Missorientierungsanteilen (<3°) bei den beiden Partikelfraktionen (1) 200 - 250 μm und (2) > 400 μm nach Wärmebehandlung bei 600 °C und (a) 1 h, (b) 2 h und (c) 3 h, EBSD, ROD, < 3° segmentiert, 200x. 165
- Abb. 102: EBSD-Analyse der AncorLam Partikelfraktion (> 400 μm) nach Wärmebehandlung (600 °C / 3 h unter Segmentierung der unverformten Gefügebereiche mit geringem Missorientierungsanteil (< 3°), EBSD, ROD, segmentiert, 200x..... 166
- Abb. 103: Einfluss der Wärmebehandlung auf die (a) Wirbelstromverluste der Partikelfraktionen bei 400 und 500 °C (1 T, 400 Hz) und (b) resultierender spezifischer elektrischer Widerstand nach einer Wärmebehandlung bei 500 °C in Abhängigkeit der Partikelfraktion. 167
- Abb. 104: Aufteilung der dynamischen Verlustanteile entsprechend dem Verlustvorhersagemodell IEM in (a) globale Wirbelstromverluste $P_{e,G}$ und (b) Partikelwirbelstromverluste $P_{e,P}$, (AC), 50 Hz und 0.6 T, Werkstoff AncorLam Partikelfraktionen. 168
- Abb. 105: Darstellung zweier geätzter lichtmikroskopischer Schlifffanalysen an zwei Elektroblechen mit gleichem mittleren Korndurchmesser d_{50} aber unterschiedlichen Korngrößenverteilungen, nach [67]. 171
- Abb. 106: Ausnutzung der Partikelanisotropie durch variable Pressdruckbeaufschlagung in Abhängigkeit der Bauteilposition und dem dort vorliegenden Flussverlauf..... 173

Abb. 107: Schematische Darstellung des möglichen Verformungsverhaltens von großen Partikeln mit (a) grober und (b) feiner innerer Kornstruktur zeigt, wie bei gröberer innerer Kornstruktur eine Verformung (rote Pfeile) und im Falle einer feineren Kornstruktur eine Scherung (roter Bereich/Pfeil) resultieren könnte. 181

6.2 Tabellenverzeichnis

Tab. 1: Überblick über die Modelle zur Eisenverlustbeschreibung mit den Verlustkoeffizienten für Hystereseverlust k_h , dem Wirbelstromverlust k_e , dem Anomalverlust k_a , dem Skin-Effekt F_{skin} und weiteren teilweise nicht physikalisch begründeten freien Variablen a zur Parametrierung, bekannte Gültigkeitsbereiche in Anlehnung an [28] angegeben.	25
Tab. 2: Übersicht über die Einflüsse mikro-/und makrostruktureller Gegebenheiten auf die magnetische Performance weichmagnetischer Werkstoffe unterteilt in Hystereseverlust P_h , Wirbelstromverlust P_e , Anomalverlust P_a , Sättigungsmagnetisierung J_S und Koerzitivfeld H_C in Anlehnung an [59, 65].	28
Tab. 3: Überblick weichmagnetischer Werkstoffe für Traktionsmotoren und maßgeblicher Kenndaten wie Gesamtverlust P_S bei 1 T / 400 Hz, Flussdichte B_{25} bei 2500 A/m, elektrischer Widerstand ρ_e , Dichte ρ , Curie-Temperatur T_C und Sättigungspolarisation J_S [55, 100, 104, 115].	37
Tab. 4: Nomenklatur bei der Bezeichnung der SMC-Varianten AncorLam®.	51
Tab. 5: Nomenklatur bei der Bezeichnung der SMC-Varianten Somaloy®.	51
Tab. 6: Vor- und Nachteile von SMC-Werkstoffen [22, 31, 87].	58
Tab. 7: Vor- und Nachteile von Elektroblech [22, 31].	58
Tab. 8: Übersicht verschiedener Motortypen unter Bewertung der Vor- und Nachteile zur Anwendung in Traktionsmotoren mit Synchronmaschine (SM), permanentmagneterregte Synchronmaschine (PMSM), Asynchronmaschine (ASM) und geschaltetem Reluktanzmotor (GRM) [87].	63
Tab. 9: Zusammensetzung und physikalische Eigenschaften der unbeschichteten Ausgangspulver für die SMC-Synthese der beiden Hersteller Höganäs AB und Hoeganaes Corp. [16, 34].	80

Tab. 10: Vergleich der physikalischen Eigenschaften aller innerhalb dieser Arbeit untersuchten industriellen SMC-Varianten mit Angabe zu Dichte ρ , maximaler Permeabilität μ_{\max} , Koerzitivfeld H_C , Gesamtverlust P_S , dynamischem Verlust P_{dyn} , Hystereseverlust P_h und spezifischem elektrischen Widerstand ρ_e , DC (5000 A/m), AC (50 Hz und 1 T).....	121
--	-----

6.3 Literaturverzeichnis

- [1] M. Dijk, R. J. Orsato, and R. Kemp, “The emergence of an electric mobility trajectory,” *Energy Policy*, vol. 52, 2013, pp. 135–145, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.enpol.2012.04.024>.
- [2] Institut für Kraftfahrzeuge (ika), RWTH Aachen University, “Modellierung der zukünftigen elektromobilen Wertschöpfungskette und Ableitung von Handlungsempfehlungen zur Stärkung des Elektromobilitätsstandortes NRW: Abschlussbericht,” EM1006 - eVchain.NRW, Nordrhein-Westfalen, 2014, [Online]. verfügbar: [Abschlussbericht EM1006 \(rwth-aachen.de\)](Abschlussbericht EM1006 (rwth-aachen.de)), zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [3] T. Schlick, G. Hertel, B. Hagemann, E. Maiser, M. Kramer, “Zukunftsfeld Elektromobilität: Chancen und Herausforderungen für den deutschen Maschinen- und Anlagenbau,” Studie, VDMA e. V., Frankfurt, 2011, ID: 921628, [Online]. verfügbar: [Zukunftsfeld Elektromobilität \(vdma.org\)](Zukunftsfeld Elektromobilität (vdma.org)), zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [4] e-mobil BW GmbH, Fraunhofer-Institut für Arbeitswirtschaft und Organisation, Baden-Württemberg, Ministerium für Finanzen und Wirtschaft, “Strukturstudie BWe mobil 2015: Elektromobilität in Baden-Württemberg: 3. geänderte Auflage,” Studie, Stuttgart, 2015, [Online]. verfügbar: <https://www.e-mobilbw.de/fileadmin/media/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [5] H. Bolt, I. Arzberger, and C. Berger, “Werkstoffe und Materialien für die Energiewende,” Deutsche Akademie der Technikwissenschaften, acatech Materialien, Herbert Utz Verlag, München, 2017, ISBN: 978-3-8316-4505-3, [Online]. verfügbar: <https://www.acatech.de/publikation/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [6] P. Waide and C. U. Brunner, “Energy-efficiency policy opportunities for electric motor-driven systems,” IEA Energy Papers, Bericht, International energy agency, Paris, 2011, [Online]. verfügbar: <https://iea.blob.core.windows.net/assets/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.

-
- [7] D. Gerada, A. Mebarki, N. L. Brown, C. Gerada, A. Cavagnino, and A. Boglietti, “High-speed electrical machines: technologies, trends, and developments,” *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, no. 6, 2014, pp. 2946–2959, DOI: <https://doi.org/10.1109/TIE.2013.2286777>.
- [8] A. J. Moses, “Energy efficient electrical steels: Magnetic performance prediction and optimization,” *Scripta Materialia*, no. 6, 2012, pp. 560–565, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.02.027>.
- [9] A. S. Arrott, “The past, the present and the future of soft magnetic materials,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, no. 215–216, 2000, pp. 6–10, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(00\)00054-8](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(00)00054-8).
- [10] A. Krings, A. Boglietti, A. Cavagnino, and S. Sprague, “Soft magnetic material status and trends in electric machines,” *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, vol. 64, no. 3, 2017, pp. 2405–2414, DOI: <https://doi.org/10.1109/TIE.2016.2613844>.
- [11] H. Naumoski, B. Riedmüller, A. Minkow, and U. Herr, “Investigation of the influence of different cutting procedures on the global and local magnetic properties of non-oriented electrical steel,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 392, 2015, pp. 126–133, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2015.05.031>.
- [12] H. A. Weiss, N. Leuning, S. Steentjes, K. Hameyer, T. Andorfer, S. Jenner, and W. Volk, “Influence of shear cutting parameters on the electromagnetic properties of non-oriented electrical steel sheets,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 421, 2017, pp. 250–259, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.08.002>.
- [13] A. Schoppa and P. Delarbre, “Soft magnetic powder composites and potential applications in modern electric machines and devices,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 50, no. 4, 2014, pp. 1–4, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2013.2290135>.
- [14] A. Hamler, V. Goričan, B. Šuštaršič, and A. Sirc, “The use of soft magnetic composite materials in synchronous electric motor,” *Journal*

- of Magnetism and Magnetic Materials*, no. 2, 2006, pp. 816–819, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2006.03.003>.
- [15] C. Gélinas, P. Viarouge, and J. Cros, “Use of soft magnetic composite materials in industrial applications,” Quebec Metal Powder Limited, 2018, 11, [Online]. verfügbar: <https://www.academia.edu>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [16] K. S. Narasimhan, M. L. Marucci F. Hanejko, “Effect of particle size and 2P2C technology on the soft magnetic properties of composite iron compacts: Hoeganaes Corporation,” 2012, [Online]. verfügbar: <https://www.gknpm.com/globalassets/downloads/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [17] H. Shokrollahi and K. Janghorban, “Soft magnetic composite materials (SMCs),” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 189, no. 1–3, 2007, pp. 1–12, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.02.034>.
- [18] E. A. Périgo, B. Weidenfeller, P. Kollár, and J. Füzér, “Past, present, and future of soft magnetic composites,” *Applied Physics Reviews*, vol. 5, no. 3, 2018, DOI: <https://doi.org/10.1063/1.5027045>.
- [19] F. J. T. E. Ferreira and A. T. Almeida, “Overview on energy saving opportunities in electric motor driven systems - Part 1: System efficiency improvement,” *IEEE/IAS, 52nd Industrial and Commercial Power Systems Technical Conference (I&CPS)*, 2016, pp. 1–8, DOI: <https://doi.org/10.1109/ICPS.2016.7490219>.
- [20] A. H. Taghvaei, H. Shokrollahi, and K. Janghorban, “Magnetic and structural properties of iron phosphate–phenolic soft magnetic composites,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 321, no. 23, 2009, pp. 3926–3932, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2009.07.061>.
- [21] A. N. Castro and F. Landgraf, “Porosity and magnetic losses in soft magnetic composites,” *Soft Magnetic Materials Conference*, 2003, [Online]. verfügbar: www.pmt.usp.br/ACADEMIC, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.

- [22] A. Schoppa, P. Delarbre, E. Holzmann, and M. Sigl, "Magnetic properties of soft magnetic powder composites at higher frequencies in comparison with electrical steels," *3rd International Electric Drives Production Conference (EDPC)*, Nürnberg, 2013, pp. 1–5, DOI: <https://doi.org/10.1109/EDPC.2013.6689717>.
- [23] T. Maeda, H. Toyoda, N. Igarashi, K. Hirose, K. Mimura, T. Nishioka, A. Ikegaya, "Development of super low iron-loss P/M soft magnetic material," *SEI-Technical Review*, no. 60, 2005, pp. 6–9, ISSN: 1343-4349.
- [24] C. Oikonomou, D. C. Gutiérrez, M. Monclús, J. M. Molina-Adareguia, "Assessment of the compacting and annealing process steps on the performance of finished soft magnetic composite components," *Euro PM2015 Proceedings*, European Powder Metallurgy Association (EPMA), Reims, Frankreich, 2015, pp. 1–6, ISBN: 978-1-899072-47-7.
- [25] S. Satomi, H. Hirofumi, M. Hiroyuki, and H. Suzuki, "Influence of heat treatment temperature on core loss of iron soft magnetic composite cores, for low frequency applications," *European PM Conference Proceedings*, European Powder Metallurgy Association (EPMA), Hamburg, 2016.
- [26] M. Hurrle, G. Steinhoff, P. Delarbre, H. G. Herzog, "Influence of the heat treatment on the properties of soft magnetic composites (SMC)," *20th Soft Magnetic Materials Conference (SMM11) Proceedings*, Verlag: Piraeus, Kos, Griechenland, 2011, ISBN: 9789609534147.
- [27] T. G. Schwark, "Deformation and fracture properties of the soft magnetic composite Somaloy 700 3P on different length scales," Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, 2017, ISBN: 9783731507598, DOI: <https://doi.org/10.5445/KSP/1000080372>.
- [28] M. C. Levin, "Charakterisierung von weichmagnetischen Pulververbundwerkstoffen für den Einsatz in Traktionsantrieben," Dissertation, Technische Universität München (TUM), München, 2014,

- ID: 1108721, [Online]. verfügbar: <http://www.gbv.de/dms/tib-ub-hannover/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [29] C. Oikonomou, “On surface characteristics and microstructural development of soft magnetic composite powder and components,” Dissertation, Chalmers University of Technology, Göteborg, Schweden, 2015, ISBN: 978-91-7597-279-4.
- [30] L. Frayman, S. Quinn, R. Quinn, D. Green, and F. Hanejko, “Advanced soft magnetic composite materials for AC applications with reduced iron losses,” *Powder Metallurgy*, vol. 58, no. 5, 2016, pp. 335–338, DOI: <https://doi.org/10.1080/00325899.2015.1133080>.
- [31] D. Yiping, Y. G. Guo, and J. Zhu, “Investigation of motor topologies for SMC application,” *International Conference on Electrical Machines and Systems (ICEMS)*, Seoul, Korea, 2007, pp. 695–698, ISBN: 978-89-86510-07-2.
- [32] G. Lei, J. Zhu, and Y. Guo, “Application-oriented design optimization methods for electrical machines: Multidisciplinary Design Optimization Methods for Electrical Machines and Drive Systems,” Springer-Verlag, Berlin, ISBN: 9783662492697, 2016, pp. 215–235, DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-662-49271-0_7.
- [33] Y. D. Peng, Z. Y Sun, J. W. Nie, W. J. Zhang, Z. G. Mao, and J. M. Ruan, “Influence of heat treatment processing on the magnetic properties of Fe-3.5Si soft magnetic composites in material application,” *Advanced Materials Research (AMR)*, no. 578, 2012, pp. 206–210, DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.578.206>.
- [34] M. Anhalt, “Magnetische Eigenschaften weichmagnetischer Composite,” Dissertation, Technische Universität Clausthal, Clausthal, 2008, ISBN: 978-3-940394-45-3, [Online]. verfügbar: <https://core.ac.uk/download/pdf/45268837.pdf>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [35] D. C. Gutiérrez, “Effect of mechanical deformation and microstructural evolution on the magnetic performance of soft magnetic composite

- components,” Diplomarbeit, Chalmers University of Technology, Göteborg, Schweden, 2016.
- [36] A. Krings, “Iron losses in electrical machines: Influence of material properties, manufacturing processes and inverter operation,” Dissertation, KTH Royal Institute of Technology, Stockholm, 2014, ISBN: 9789175950990, [Online]. verfügbar: <http://www.diva-portal.org/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [37] M. Born and A. Landé, “Kristallgitter und Bohrsches Atommodell,” *Fundamental Theories of Physics*, vol. 22, ISBN: 9789400939813, 1988, pp. 65–72, ISBN: 9789400939813, DOI: https://doi.org/10.1007/978-94-009-3981-3_8.
- [38] L. Michalowsky and J. Schneider, “Magnettechnik: Grundlagen, Werkstoffe, Anwendungen,” Vulkan-Verlag, Essen, 3. Auflage, 2006, ISBN: 380272139X.
- [39] D. Goll, “Mikrostruktur und magnetische Eigenschaften nanokristalliner und nanostrukturierter Hochleistungsdauermagnete,” Dissertation, Universität Stuttgart, Stuttgart, 2001, ISBN: 3898732339.
- [40] H. Kronmüller and S. Parkin, “Handbook of magnetism and advanced magnetic materials,” Wiley Online Library, Hoboken, USA, 2007, ISBN: 9780470022184.
- [41] D. Jiles, “Introduction to magnetism and magnetic materials,” CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, USA, dritte Auflage, 2016, ISBN: 978-1-4822-3887-7.
- [42] R. Hilzinger and W. Rodewald, “Magnetic materials: fundamentals, products, properties, applications,” Wiley, Hanau, 2013, ISBN: 3895783528.
- [43] E. Kneller, A. Seeger, and H. Kronmüller, “Ferromagnetismus: Mit einem Beitrag Quantentheorie und Elektronentheorie des Ferromagnetismus,” Springer-Verlag, Berlin, 1962, ISBN: 9783642491290.

-
- [44] A. J. Moses, “Advanced soft magnetic materials for power applications,” *Handbook of Magnetism and Advanced Magnetic Materials*, Wiley Online Library, Hoboken, USA, 2007, DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470022184.hmm430>.
- [45] C. P. Steinmetz, “On the law of hysteresis,” *Transactions of the American Institute of Electrical Engineers*, no. 1, 1892, pp. 1–64, DOI: <https://doi.org/10.1109/T-AIEE.1892.5570437>.
- [46] P. A. Wojciech, “Some properties of factors of specific total loss components in electrical steel,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 46, no. 2, 2010, pp. 322–325, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2009.2033559>.
- [47] G. Bertotti, “General properties of power losses in soft ferromagnetic materials,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 24, no. 1, 1988, pp. 621–630, DOI: <https://doi.org/10.1109/20.43994>.
- [48] G. Bertotti, “Physical interpretation of eddy current losses in ferromagnetic materials. I. Theoretical considerations,” *Journal of Applied Physics*, vol. 57, no. 6, 1985, pp. 2110–2117, DOI: <https://doi.org/10.1063/1.334404>.
- [49] A. P. Schoppa, “Einfluss der Be- und Verarbeitung auf die magnetischen Eigenschaften von schlussgeglühtem, nichtkornorientiertem Elektrobänd,” Dissertation, Technische Hochschule Aachen (RWTH), Aachen, 2001.
- [50] S. A. Muhammad, “Effect of harmonics on iron losses,” Masterarbeit, Electric Power Engineering, Chalmers University of Technology, Göteborg, Schweden, 2007.
- [51] C. Appino, O. Barrière, F. Fiorillo, N. Lobue, F. Mazaleyrat, and C. Ragusa, “Classical eddy current losses in soft magnetic composites,” *Journal of Applied Physics*, vol. 113, no. 17, pp. 1–17, 2013, DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4795744>.
- [52] L. P. Lefebvre, S. Pelletier, and C. Gélinas, “Effect of electrical resistivity on core losses in soft magnetic iron powder materials,”

- Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 176, no. 2-3, 1997, pp. 93–96, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(97\)01006-8](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(97)01006-8).
- [53] D. Schuller, T. Grubesa, T. Schubert, R. Löffler, T. Bernthaler, D. Goll, G. Schneider, “Influence of grain size and subgrain structure on magnetic properties of soft magnetic composites,” *7th International Conference On Magnetism And Metallurgy (WMM16) Proceedings*, Centro Sviluppato Materiali (CSM), Rom, Italien, 2016, pp. 431–441.
- [54] D. Schuller, D. Hohs, S. Schweizer, D. Goll, and G. Schneider, “Tailoring the microstructure of soft magnetic composites for electric motor applications,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 55, no. 2, 2018, pp. 1–4, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2018.2865660>.
- [55] A. Krings, M. Cossale, A. Tenconi, J. Soulard, A. Cavagnino, and A. Boglietti, “Magnetic materials used in electrical machines: a comparison and selection guide for early machine design,” *IEEE Industry Applications Magazine*, vol. 23, no. 6, 2017, pp. 21–28, DOI: <https://doi.org/10.1109/MIAS.2016.2600721>.
- [56] Y. Huang, J. Zhu, Y. Guo, Z. Lin, and Q. Hu, “Design and analysis of a high-speed claw pole motor with soft magnetic composite core,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 43, no. 6, 2007, pp. 2492–2494, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2007.894207>.
- [57] B. Koprivica, I. Dumitru, A. Milovanovic, and O. Caltun, “Harmonic analysis and modelling of magnetisation process in soft ferromagnetic material,” *Electronics and Energetics*, vol. 30, no. 1, 2017, pp. 121–136, DOI: <https://doi.org/10.2298/FUEE1701121K>.
- [58] K. Hameyer, N. Leuning, T. Kauder, “High efficient electrical drive systems: influence of power electronics on the magnetic circuit of electric motors,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, no. 2, 2018, pp. 407–422, ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [59] A. Krings and J. Soulard, “Overview and Comparison of Iron Loss Models for Electrical Machines,” *Journal of Electrical Engineering*,

- vol. 10, 2010, pp. 162–169, [Online]. verfügbar: <http://www.diva-portal.org/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [60] H. Skarrie, “Design of powder core inductors,” Dissertation, Department of Industrial Electrical Engineering, Lund University, Lund, Schweden., 2001, ISBN: 91-88934-19-5, [Online]. verfügbar: <https://www.iea.lth.se/publications/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [61] G. Bertotti and M. Pasquale, “Physical interpretation of induction and frequency dependence of power losses in soft magnetic materials,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 28, no. 5, 1992, pp. 2787–2789, DOI: <https://doi.org/10.1109/20.179627>.
- [62] D. Eggers, S. Steentjes, and K. Hameyer, “Advanced iron-loss estimation for nonlinear material behavior,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 48, no. 11, 2012, pp. 3021–3024, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2012.2208944>.
- [63] D. Schmidt, M. van der Giet, and K. Hameyer, “Improved iron-loss prediction by a modified loss-equation using a reduced parameter identification range,” *20th Soft Magnetic Materials Conference (SMM11) Proceedings*, Piraeus, Kos, Griechenland, 2011, pp. 421, ISBN: 9789609534147.
- [64] J. B. Goodenough, “A theory of domain creation and coercive force in polycrystalline Ferromagnetics,” *Physical Review*, vol. 95, no. 4, 1954, pp. 917–932, DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRev.95.917>.
- [65] M. F. Campos, “Measurements of residual stresses in FeSi steels and their effect on the hysteresis losses,” *8th International Conference on Magnetism and Metallurgy (WMM’18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 489–502 (Part: II), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [66] M. F. de Campos, J.C. Teixeira, and F.J.G. Landgraf, “The optimum grain size for minimizing energy losses in iron,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 301, no. 1, 2006, pp. 94–99, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2005.06.014>.

- [67] F. J. G. Landgraf, J. R. F. da Silveira, and D. Rodrigues-Jr., “Determining the effect of grain size and maximum induction upon coercive field of electrical steels,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 323, no. 18–19, 2011, pp. 2335–2339, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2011.03.034>.
- [68] F. Bölling, M. Espenhahn, K. Günther, M. Hastenrath, H. Huneus, “Trends und Ziele in der Entwicklung hochwertiger Elektrobleche,” *Stahl und Eisen*, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, vol. 107, 1987, ISSN: 0340-4803.
- [69] M. Shiozaki and Y. Kurosaki, “The effects of grain size on the magnetic properties of nonoriented electrical steel sheets,” *Journal of Materials Engineering*, vol. 11, no. 1, 1989, pp. 37–43, DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02833752>.
- [70] G. Bertotti, F. Fiorillo, and M. Pasquale, “Reversible and irreversible magnetization in soft iron-based polycrystalline materials,” *Journal of Applied Physics*, vol. 69, no. 8, 1991, pp. 5930–5932, DOI: <https://doi.org/10.1063/1.347819>.
- [71] F. J. G. Landgraf, M. Emura, J. C. Teixeira, and M. F. Campos, “Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 215–216, 2000, pp. 97–99, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(00\)00076-7](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(00)00076-7).
- [72] H. Shimanaka, Y. Ito, K. Matsumara, and B. Fukuda, “Recent development of non-oriented electrical steel sheets,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 26, 1-3, 1982, pp. 57–64, DOI: [https://doi.org/10.1016/0304-8853\(82\)90116-0](https://doi.org/10.1016/0304-8853(82)90116-0).
- [73] R. H. Wade, “The determination of domain wall thickness in ferromagnetic films by electron microscopy,” *Proceedings of the Physical Society*, vol. 79, no. 6, 1962, pp. 1237–1242.
- [74] O. Perevertov, J. Thielsch, and R. Schäfer, “Effect of applied tensile stress on the hysteresis curve and magnetic domain structure of grain-oriented transverse Fe-3%Si steel,” *Journal of Magnetism and*

- Magnetic Materials*, vol. 385, 2015, pp. 358–367, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2015.03.040>.
- [75] O. Perevertov and R. Schäfer, “Magnetic properties and magnetic domain structure of grain-oriented Fe-3% Si steel under compression,” *Materials Research Express*, vol. 3, no. 9, 2016, pp. 1–12, DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/3/9/096103>.
- [76] F.J.G. Landgraf, M. Emura, K. Ito, and P.S.G. Carvalho, “Effect of plastic deformation on the magnetic properties of non-oriented electrical steels,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 215-216, 2000, pp. 94–96, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(00\)00075-5](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(00)00075-5).
- [77] Y. Oda, M. Kohno, and A. Honda, “Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile electrical devices,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 20, 2008, pp. 2430–2435, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.03.054>.
- [78] M. Sarasa, “Einsatz neuer weichmagnetischer Werkstoffe bei elektrischen Maschinen im Kraftfahrzeug,” Dissertation, Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik, Universität der Bundeswehr München, München, 2006, [Online]. verfügbar: <https://d-nb.info/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [79] E. Kallenbach, R. Eick, P. Quendt, T. Ströhla, K. Feindt, M. Kallenbach, and O. Radler, “Elektromagnete: Grundlagen, Berechnung, Entwurf und Anwendung,” Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden, 4. überarbeitete und erweiterte Auflage, 2012, ISBN: 978-3-8348-8297-4.
- [80] S. Xie, X. Liu, X. Chen, B. Wang, “Evolutionary direction of non-oriented silicon steel materials technology,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 524–537 (Part: II), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [81] R. Rohan, “Electrical steel market by type (grain-oriented and non grain-oriented), application (transformers, motors, inductors), end-use

- industry (energy, automobile, manufacturing, household appliances):
Global Forecast,” Online Report, 2021.
- [82] N. Volbers, “Soft magnetic crystalline NiFe and CoFe alloys status and new developments,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 43–58 (Part: I), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [83] V. Pricop, E. Helerea, and M. D. Calin, “Influence of alloy elements on magnetic properties of electrical steels,” *International Conference on Applied and Theoretical Electricity (ICATE)*, Craiova, Rumänien, 2016, pp. 1–6, DOI: <https://doi.org/10.1109/ICATE.2016.7754607>.
- [84] Thyssen Krupp AG, “Thyssen Krupp techforum: Zeitschrift,” Thyssen-Krupp AG, Düsseldorf, 2009, ISSN: 1612-2771.
- [85] Magnetische Werkstoffe – Einteilung der Isolationen auf Elektroblech und -band und daraus gefertigten Stanzteilen, DIN EN 10342, Beuth-Verlag, Berlin, 2005, <https://dx.doi.org/10.31030/9643607>.
- [86] Z. Xia, Y. Kang, and Q. Wang, “Developments in the production of grain-oriented electrical steel,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 23, 2008, pp. 3229–3233, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.07.003>.
- [87] A. Kampker and C. Nowacki, “Elektromobilproduktion,” Springer Vieweg, Berlin, 2014, ISBN: 9783642420221, DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-642-42022-1>.
- [88] Kaltgewalztes nicht kornorientiertes Elektroblech und -band im schlussgeglühten Zustand, DIN EN 10106, Beuth-Verlag, Berlin, 2016, <https://dx.doi.org/10.31030/2315581>.
- [89] D. Hohs, D. Schuller, R. Stein, T. Bernthaler, D. Goll, and G. Schneider, “Microstructure characteristics of electrical steel for electrical power converters,” *Practical Metallography*, vol. 54, no. 9, 2017, pp. 615–635, DOI: <https://doi.org/10.3139/147.110479>.
- [90] E. Hilinski, “Annealing of fully-processed and thin non-oriented electrical steels - another form of semi-processed,” *8th international*

- Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 375–388 (Part: II), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [91] R. Kawalla et al., “Low-loss FeSi sheet for energy-efficient electrical drives,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 20–33 (Part: I), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [92] Cogent Power Inc. a Tata Steel Enterprise, Ed., “HI-LITE - high performance - ultra light: Electrical steel for next generation designs,” Produktbrochüre, [Online]. verfügbar: <http://hi-lite.se>, zuletzt geprüft: Jan. 31 2021.
- [93] N. Leuning, S. Steentjes, K. Hameyer, M. Schulte, and W. Bleck, “Effect of material processing and imposed mechanical stress on the magnetic, mechanical, and microstructural properties of high-silicon electrical steel,” *Steel Research International*, vol. 87, no. 12, 2016, pp. 1638–1647, DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201600039>.
- [94] H. Harstick, M. Ritter, and W. Riehemann, “Influence of punching and tool wear on the magnetic properties of non-oriented electrical steel,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 50, no. 4, 2014, pp. 1–4, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2013.2285243>.
- [95] Vacuumschmelze, “Weichmagnetische Werkstoffe: Einführung in den Magnetismus, VAC-Werkstoffe und ihre Anwendungen,” Publicis Corporate Publishing, Hanau, 4. Auflage, 1990, ISBN: 3800915464.
- [96] K. N Kim, L.M. Pan, J. P. Lin, Y. L. Wang, Z. Lin, and G. L. Chen, “The effect of boron content on the processing for Fe–6.5wt% Si electrical steel sheets,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 277, no. 3, 2004, pp. 331–336, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2003.11.012>.
- [97] R. Kawalla, H. Hermann, A. Stöcker, J. Schneider, “Research & development of non-oriented electrical steel at the institute of metal forming - technologies for optimized properties,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und

- Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 1–11 (Part: I), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [98] X. D. He, X. Li, and Y. Sun, “Microstructure and magnetic properties of high silicon electrical steel produced by electron beam physical vapor deposition,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, no. 3-4, 2008, pp. 217–221, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2007.05.030>.
- [99] T. Ros-Yañez, Y. Houbaert, O. Fischer, and J. Schneider, “Production of high silicon steel for electrical applications by thermomechanical processing,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 141, no. 1, 2003, pp. 132–137, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00247-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00247-4).
- [100] S. Kasai, M. Namikawa, T. Hiratani, “Recent progress of high silicon electrical steel,” JFE steel Corporation, JFE Technical Report, 2016, no. 21, [Online]. verfügbar: [021-04.pdf \(jfe-steel.co.jp\)](021-04.pdf), zuletzt geprüft: Jan. 31 2021.
- [101] F. Hanejko, H. Phan, H. Rutz, “Powder metallurgy materials for A.C. magnetic applications,” Technischer Bericht, Hoeganaes Corporation, PM²TEC World Congress, Washington D.C., USA, 1996, pp. 1–11, [Online]. verfügbar: <https://www.gknpm.com/globalassets/downloads/>, zuletzt geprüft: Mai. 20 2021.
- [102] M. Demper and N. Volbers, “Nickel-iron alloys (NiFe)- an overview of the NiFe alloys for sensor applications: Electromagnetic Measurements: Design, Application and Challenges,” MagNews, Autumn 2015, UK Magnetic Society, Portland, UK, pp. 24-26, [Online].
- [103] Vacuumschmelze GmbH, “Soft magnetic cobalt-iron alloys Vacoflux® and Vacodur®: VACOFLUX und VACODUR,” Produktbrochüre, Vacuumschmelze GmbH & Co. KG, Hanau, 2016, [Online]. verfügbar: [Cobalt-Iron Alloys.pdf \(vacuumschmelze.de\)](Cobalt-Iron Alloys.pdf), zuletzt geprüft: Jan. 31 2021.
- [104] R. S. Sundar and S. C. Deevi, “Soft magnetic FeCo alloys: alloy development, processing, and properties,” *International Materials*

- Reviews*, vol. 50, no. 3, 2013, pp. 157–192, DOI:
<https://doi.org/10.1179/174328005X14339>.
- [105] D. Schuller, T. Kunert, J. Schurr, T. Schubert, C. Sinz, T. Bernthaler, H. Riegel, M. Merkel, D. Goll, G. Schneider, “Realization of novel soft magnetic structures and components by additive manufacturing,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 274–283 (Part: I), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [106] D. Goll, D. Schuller, G. Martinek, T. Kunert, J. Schurr, C. Sinz, T. Schubert, T. Bernthaler, H. Riegel, G. Schneider, “Additive manufacturing of soft magnetic materials and components,” *Elsevier - Journal of Additive Manufacturing*, vol. 27, 2019, pp. 428–439, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.02.021>.
- [107] M. Garibaldi, I. Ashcroft, M. Simonelli, and R. Hague, “Metallurgy of high-silicon steel parts produced using Selective Laser Melting,” *Acta Materialia*, vol. 110, 2016, pp. 207–216, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.037>.
- [108] M. Garibaldi, I. Ashcroft, N. Hillier, S. A. C. Harmon, and R. Hague, “Relationship between laser energy input, microstructures and magnetic properties of selective laser melted Fe-6.9%wt Si soft magnets,” *Elsevier - Materials Characterization*, vol. 143, 2018, pp. 144–151, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.016>.
- [109] M. Garibaldi, I. Ashcroft, J.N. Lemke, M. Simonelli, and R. Hague, “Effect of annealing on the microstructure and magnetic properties of soft magnetic Fe-Si produced via laser additive manufacturing,” *Scripta Materialia*, vol. 142, 2018, pp. 121–125, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.08.042>.
- [110] J. N. Lemke, M. Simonelli, M. Garibaldi, I. Ashcroft, R. Hague, M. Vedani, R. Wildman, and C. Tuck, “Calorimetric study and microstructure analysis of the order-disorder phase transformation in silicon steel built by SLM,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol.

- 722, 2017, pp. 293–301, DOI:
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.06.085>.
- [111] I. Shishkovsky and V. Saphronov, “Peculiarities of selective laser melting process for permalloy powder,” *Materials Letters*, vol. 171, 2016, pp. 208–211, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.02.099>.
- [112] C. V. Mikler, V. Chaudhary, T. Borkar, V. Soni, D. Jaeger, X. Chen, R. Contieri, R. V. Ramanujan, and R. Banerjee, “Laser additive manufacturing of magnetic materials,” *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, vol. 69, no. 3, 2017, pp. 532–543, DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2257-2>.
- [113] B. Zhang, N. E. Fenineche, H. Liao, and C. Coddet, “Microstructure and magnetic properties of Fe–Ni alloy fabricated by selective laser melting Fe/Ni mixed powders,” *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 29, no. 8, 2013, pp. 757–760, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2013.05.001>.
- [114] A. B. Kustas, S. F. Donald, K. L. Johnson, S. R. Whetten, M. A. Rodriguez, D. J. Dagel, J. R. Michael, D. Keicher, and N. Argibay, “Characterization of the Fe-Co-1.5V soft ferromagnetic alloy processed by laser engineered net shaping (LENS),” *Elsevier - Additive Manufacturing*, vol. 21, 2018, pp. 41–52, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.02.006>.
- [115] A. Verma, M. I. Alam, R. Chatterjee, T. C. Goel, and R. G. Mendiratta, “Development of a new soft ferrite core for power applications,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 300, no. 2, 2006, pp. 500–505, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2005.05.040>.
- [116] K. Narasimhan, F. Hanejko, and M. L. Marucci, “PM soft magnetics knock on the door of commerciality,” *Metal Powder Report*, vol. 62, no. 11, 2007, pp. 23–25, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0026-0657\(07\)70232-1](https://doi.org/10.1016/S0026-0657(07)70232-1).
- [117] R. Bureš, M. Strečková, M. Fáberová, P. Kollár, and J. Fúzer, “Advances in powder metallurgy soft magnetic composite materials,”

Archives of Metallurgy and Materials, vol. 62, no. 2, 2017, pp. 1149–1154, DOI: <https://doi.org/10.1515/amm-2017-0168>.

- [118] A. Schoppa and K. Dollmeier, “Soft magnetic powder materials - status of development and applications,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 389–395 (Part: II), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [119] B. Jankowski, D. Kapelski, M. Karbowski, M. Przybylski, and B. Slusarek, “Influence of grain size on magnetic properties of soft magnetic composites,” *International Conference on Powder Metallurgy and Particulate Materials (Euro PM2012) Proceedings*, Princeton Verlag, Chicago, USA, 2013, pp. 150–158, ISBN: 978-0-9853397-3-9.
- [120] A. H. Taghvaei, H. Shokrollahi, K. Janghorban, and H. Abiri, “Eddy current and total power loss separation in the iron–phosphate–polyepoxy soft magnetic composites,” *Materials & Design*, vol. 30, no. 10, 2009, pp. 3989–3995, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.05.026>.
- [121] W. Martienssen, P. Beiss, R. Ruthardt, and H. Warlimont, “Powdermetallurgy data,” Springer-Verlag, Berlin, 2003, ISBN: 9783540429425, DOI: <https://doi.org/10.1007/b88278>.
- [122] A. H. Taghvaei, H. Shokrollahi, and K. Janghorban, “Properties of iron-based soft magnetic composite with iron phosphate–silane insulation coating,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 481, 1-2, 2009, pp. 681–686, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.03.074>.
- [123] F. Hanejko, “Novel soft magnetic composite for AC applications with reduced total core losses, Technischer Bericht,” Hoeganaes Corporation, 2010, [Online]. verfügbar: gknpm.com, zuletzt geprüft: Mai. 20 2021.
- [124] S. Tajima, T. Hattori, M. Kondoh, H. Kishimoto, M. Sugiyama, and T. Kikko, “Properties of high-density magnetic composite fabricated from iron powder coated with a new type phosphate insulator,” *IEEE*

- Transactions on Magnetics*, vol. 41, no. 10, 2005, pp. 3280–3282, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2005.854722>.
- [125] T. Schwark, M. Müller, Y. Mine, T. Kreuter, O. Kraft, and R. Schwaiger, “Preparing soft magnetic composites for structural and micromechanical investigations,” *Practical Metallography*, vol. 54, no. 6, 2017, pp. 366–387, DOI: <https://doi.org/10.3139/147.110424>.
- [126] M. Morimoto, “Iron loss of non-rare earth traction motor for electric vehicle,” *IEEE Vehicle Power and Propulsion Conference*, Lille, Frankreich, 2011, pp. 1–4, DOI: <https://doi.org/10.1109/VPPC.2010.5729030>.
- [127] A. H. Taghvaei, H. Shokrollahi, A. Ebrahimi, and K. Janghorban, “Soft magnetic composites of iron-phenolic and the influence of silane coupling agent on the magnetic properties,” *Materials Chemistry and Physics*, vol. 116, no. 1, 2009, pp. 247–253, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2009.03.023>.
- [128] Z. Y. L. Hultman, “Soft magnetic composites - properties and applications,” *World Congress on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, Metal Powder Industries Federation, Orlando, USA, 2002, ISBN: 1-878954-90-3.
- [129] H. Shokrollahi and 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, no. 1, 2007, pp. 182–186, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2006.12.022>.
- [130] H. Shokrollahi and K. Janghorban, “The effect of compaction parameters and particle size on magnetic properties of iron-based alloys used in soft magnetic composites,” *Materials Science and Engineering: B*, vol. 134, no. 1, 2006, pp. 41–43, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2006.07.015>.
- [131] H. Shokrollahi, K. Janghorban, F. Mazaleyrat, M. Lo Bue, V. Ji, and A. Tcharkhtchi, “Investigation of magnetic properties, residual stress and

- densification in compacted iron powder specimens coated with polyepoxy,” *Materials Chemistry and Physics*, vol. 114, no. 2-3, 2009, pp. 588–594, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2008.10.013>.
- [132] C. Liu, J. Zhu, Y. Wang, Y. Guo, G. Lei, and X. Liu, “Development of a low-cost double rotor axial flux motor with soft magnetic composite and ferrite permanent magnet materials,” *Journal of Applied Physics*, vol. 117, no. 17, 2015, pp. 1–14, DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4907235>.
- [133] J. Zhu, Y. Guo, Z. Lin, and Y. Huang, “Low cost high performance SMC motors: from material to application,” *International Conference on Applied Superconductivity and Electromagnetic Devices*, 2009, pp. 385–391, DOI: <https://doi.org/10.1109/ASEMD.2009.5306611>.
- [134] S. Imamori, S. Steentjes, and K. Hameyer, “Influence of interlocking on magnetic properties of electrical steel laminations,” *IEEE International Magnetism Conference (INTERMAG)*, Dublin, Ireland, 2017, pp. 1–8, DOI: <https://doi.org/10.1109/INTMAG.2017.8007767>.
- [135] S. Imamori, S. Steentjes, and K. Hameyer, “Influence of interlocking on magnetic properties of electrical steel laminations,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 53, no. 11, 2017, pp. 1–4, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2017.2713446>.
- [136] G. M. Chen, S-Y. Lin, “The effect of the punching clearance and interlocking shape on the magnetic properties of electrical steels,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 192–198 (Part: I), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [137] S. Lee and J-t. Park, “New products and technologies for non-oriented electrical steels ant POSCO,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 34–42 (Part: I), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [138] K. Bourchas, A. Stening, J. Soulard, A. Broddefalk, M. Lindenmo, M. Dahlen, and F. Gyllensten, “Influence of cutting and welding on

- magnetic properties of electrical steels,” *XXII International Conference on Electrical Machines (ICEM)*, Lausanne, Schweiz, 2016, pp. 1815–1821, DOI: <https://doi.org/10.1109/ICELMACH.2016.7732770>.
- [139] A. Schoppa, J. Schneider, C. D. Wuppermann, and T. Bakon, “Influence of welding and sticking of laminations on the magnetic properties of non-oriented electrical steels,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 254-255, 2003, pp. 367–369, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(02\)00877-6](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(02)00877-6).
- [140] A. Schoppa, J. Schneider, and C. D. Wuppermann, “Influence of the manufacturing process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 215-216, 2000, pp. 74–78, DOI: [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(00\)00070-6](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(00)00070-6).
- [141] M. Villani, “High performance electrical motors for automotive applications - status and future of motors with low cost permanent magnets,” *8th international Conference on Magnetism (WMM18) Proceedings*, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 59–73 (Part: I), ISBN: 978-3-86012-579-3.
- [142] T. Finken, M. Felden, and K. Hameyer, “Comparison and design of different electrical machine types regarding their applicability in hybrid electrical vehicles,” *18th International Conference on Electrical Machines (ICEM)*, 2008, pp. 1–5, DOI: <https://doi.org/10.1109/ICELMACH.2008.4800044>.
- [143] T. J. Woolmer and M. D. Mc Culloch, “Analysis of the yokeless and segmented armature machine,” *IEEE International Electric Machines & Drives Conference*, Antalya, Türkei, 2007, pp. 704–708, DOI: <https://doi.org/10.1109/IEMDC.2007.382753>.
- [144] A. Schoppa and K. Dollmeier, “Weichmagnetische Pulververbundwerkstoffe in elektrischen Antrieben: PMG Füssen GmbH,” *37. Hagener Symposium Pulvermetallurgie*, Fachverband Pulvermetallurgie e.V., Hagen, 2018.

- [145] M. Morimoto, "Performance improvement of induction motor made of three dimensional shaped SMC core," *IEEE 9th International Conference on Power Electronics and Drive Systems*, Singapur, 2011, pp. 162–166, DOI: <https://doi.org/10.1109/PEDS.2011.6147240>.
- [146] L. O. Hultman and A. G. Jack, "Soft magnetic composites-materials and applications," *IEEE International Electric Machines and Drives Conference (IEMDC'03)*, Madison, USA, no. 1, 2003, pp. 516–522, DOI: <https://doi.org/10.1109/IEMDC.2003.1211312>.
- [147] O. A. L. Hultman, "Advances in SMC technology - materials and applications," *International Powder Metallurgy Congress & Exhibition (Euro PM2009) Proceedings*, European Powder Metallurgy Association (EPMA), Kopenhagen, Dänemark, 2009, pp. 359–364, ISBN: 9781899072064.
- [148] C. W. Kim, G. H. Jang, J. M. Kim, J. H. Ahn, and J. Y. Choi, "Comparison of axial flux permanent magnet synchronous machines with electrical steel core and soft magnetic composite core," *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 53, no. 11, 2017, pp. 1–4, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2017.2701792>.
- [149] Y. G. Guo, J. G. Zhu, P. A. Watterson, and W. Wu, "Comparative study of 3-D flux electrical machines with soft magnetic composite cores," *IEEE Transactions on Industry Applications*, vol. 39, no. 6, 2003, pp. 1696–1703, DOI: <https://doi.org/10.1109/TIA.2003.818990>.
- [150] M. Morimoto, "Induction motor made of iron powder core," *International Power Electronics Conference - (ECCE ASIA)*, Sapporo, Japan, 2010, pp. 1–8, DOI: <https://doi.org/10.1109/IPEC.2010.5543562>.
- [151] J. B. Bartolo, H. Zhang, D. Gerada, L. De Lillo, C. Gerada, "High speed electrical generators, application, materials and design," *IEEE Workshop on Electrical Machines Design, Control and Diagnosis (WEMDCD)*, Paris, Frankreich, 2013, pp. 47–59, DOI: <https://doi.org/10.1109/WEMDCD.2013.6525164>.

- [152] T. Gündoğdu and G. Kömürgöz, “Technological and economical analysis of salient pole and permanent magnet synchronous machines designed for wind turbines,” *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 324, no. 17, 2012, pp. 2679–2686, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2012.03.057>.
- [153] B. Ladewig, “Kupfer im Automobil - Potentiale bis 2020: Technischer Bericht,” *Metall-Forschung*, Jahrgang 62, 2008, pp. 618–621, [Online]. verfügbar: <https://www.kupferinstitut.de/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [154] G. Lei, C. Liu, Y. Guo, and J. Zhu, “Multidisciplinary design analysis and optimization of a PM transverse flux machine with soft magnetic composite core,” *IEEE Transactions on Magnetics*, vol. 51, no. 11, 2015, pp. 1–4, DOI: <https://doi.org/10.1109/TMAG.2015.2440429>.
- [155] G. Lei, L. Liu, J. Zhu, and Y. Guo, “Techniques for multilevel design optimization of permanent magnet motors,” *IEEE Transactions on Energy Conversion*, vol. 30, no. 4, 2015, pp. 1574–1584, DOI: <https://doi.org/10.1109/TEC.2015.2444434>.
- [156] W. Wang, Q. Hui, P. Liu, Y. Zhao, and C. Chang, “Numerical simulation of densification of Cu–Al mixed metal powder during axial compaction,” *Metals*, vol. 8, no. 7, 2018, pp. 537, DOI: <https://doi.org/10.3390/met8070537>.
- [157] A. J. Wilkinson and T. B. Britton, “Strains, planes, and EBSD in materials science,” *Materials Today*, vol. 15, no. 9, 2012, pp. 366–376, DOI: [https://doi.org/10.1016/S1369-7021\(12\)70163-3](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(12)70163-3).
- [158] A. J. Wilkinson, T. B. Britton, J. Jiang, and P. S. Karamched, “A review of advances and challenges in EBSD strain mapping,” *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, no. 155, 2014, pp. 12–20, DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/55/1/012020>.
- [159] D. Hohs, D. Schuller, T. Grubesa, T. Schubert, R. Löffler, T. Bernthaler, D. Goll, and G. Schneider, “Quantitative Ermittlung von Gefügestrukturinformationen mittels korrelativer Mikroskopie und EBSD an weichmagnetischen Verbundwerkstoffen für elektrische

- Maschinen,” 50. *Metallographie-Tagung (MET16)*, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V. (DGM), Berlin, Deutschland, 2016.
- [160] D. Schuller, D. Hohs, R. Loeffler, T. Bernthaler, D. Goll, and G. Schneider, “Analysis of soft magnetic materials by electron backscatter diffraction as a powerful tool,” *AIP Advances*, vol. 8, no. 4, 2018, pp. 047612-1–047612-8, DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4994200>.
- [161] A. Hubert and R. Schäfer, “Magnetic domains: The analysis of magnetic microstructures,” Springer-Verlag, Berlin, 2014, ISBN: 9783540850540.
- [162] S. I. Wright, M. M. Nowell, and D. P. Field, “A review of strain analysis using electron backscatter diffraction,” *Microscopy and Microanalysis*, vol. 17, no. 03, 2011, pp. 316–329, DOI: <https://doi.org/10.1017/S1431927611000055>.
- [163] F. J. Humphreys, “Review: grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction,” *Journal of Materials Science*, vol. 36, no. 16, 2001, pp. 3833–3854, DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1017973432592>.
- [164] M. Letenneur, V. Brailovski, A. Kreitchberg, V. Paserin, and I. Bailon-Poujol, “Laser powder bed fusion of water-atomized iron-based powders: process optimization,” *Journal of Manufacturing and Materials Processing (JMMP)*, vol. 1, no. 2, 2017, pp. 23, DOI: <https://doi.org/10.3390/jmmp1020023>.
- [165] Magnetische Werkstoffe – Teil 4: Verfahren zur Messung der magnetischen Eigenschaften von weichmagnetischen Werkstoffen im Gleichfeld, Beuth-Verlag, Berlin, DIN EN 60404-4, 2009, <https://dx.doi.org/10.31030/1527262>.
- [166] Magnetische Werkstoffe – Teil 6: Verfahren zur Messung der magnetischen Eigenschaften weichmagnetischer und pulverförmiger Werkstoffe bei Frequenzen im Bereich 20 Hz bis 200 kHz mit Hilfe von Ringproben, DIN EN 60404-6 Berichtigung 1, Beuth-Verlag, Berlin, 2009, <https://dx.doi.org/10.31030/1523405>.

- [167] Berechnung der effektiven Kernparameter magnetischer Formteile, DIN EN 60205, Beuth-Verlag, Berlin, 2017, <https://dx.doi.org/10.31030/2680721>.
- [168] Magnetische Werkstoffe – Teil 2: Verfahren zur Bestimmung der magnetischen Eigenschaften von Elektrobund und -blech mit Hilfe eines Epsteinrahmens, DIN EN 60404-2, Beuth-Verlag, Berlin, 2009, <https://dx.doi.org/10.31030/1495294>.
- [169] Magnetische Werkstoffe – Teil 3: Verfahren zur Bestimmung der magnetischen Eigenschaften von Elektrobund und -blech mit Hilfe eines Tafelmessgerätes, DIN IEC 60404-3, Beuth-Verlag, Berlin, 2010, <https://dx.doi.org/10.31030/1582345>.
- [170] Magnetische Werkstoffe – Teil 13: Prüfverfahren zur Messung der Dichte, des spezifischen Widerstandes und des Stapelfaktors von Elektrolech und -band, DIN EN 60404-13, Beuth-Verlag, Berlin, 2008, <https://dx.doi.org/10.31030/1415620>.
- [171] K. Kondoh and R. Watanabe, “Analysis of warm compaction behavior of iron powder particles via cooper-eaton equation,” *Transactions of JWRI*, vol. 35, 2006, pp. 47–51, [Online]. verfügbar: <http://www.jwri.osaka-u.ac.jp/publication/>, zuletzt geprüft: Mai. 05 2021.
- [172] Höganäs AB, “Höganäs Handbook for warm compaction,” Produkthandbuch, Höganäs AB, Schweden, 2004, [Online]. verfügbar: [Handbook No.4.pdf \(scribd.com\)](Handbook No.4.pdf (scribd.com)), zuletzt geprüft: Apr. 05 2021.
- [173] C. Oikonomou., R. Oro, E. Hryha, and L. Nyborg, “Effect of heat treatment in air on surface composition of iron-phosphate based soft magnetic composite components,” *Materials Science and Engineering: B*, vol. 189, 2014, pp. 90–99, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2014.08.003>.
- [174] S. Takaki, “Review on the Hall-Petch relation in ferritic steel,” *Materials Science Forum (MSF)*, 654–656, 2010, pp. 11–16, DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.11>.

- [175] D. Terada, B. L. Li, M. Sugiyama, and N. Tsuji, "Low temperature recrystallization of high purity iron severely deformed by ARB process," *Materials Science Forum (MSF)*, 558-559, 2007, pp. 357–362, DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.558-559.357>.
- [176] A. Rosen, M. S. Burton, and G.V. Smith, "Recrystallization of high-purity iron," Institute of Metals Division, 1964, pp. 1-11. [Online]. Abstract verfügbar: <https://www.onemine.org/document/>, zuletzt geprüft: Mai 20 2021.
- [177] C. Antonione, G. Della Gatta, G. Riontino, and G. Venturello, "Grain growth and secondary recrystallization in iron," *Journal of Materials Science*, vol. 8, 1973, pp. 1–10, DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00755577>.

Betreute Abschlussarbeiten

2017

Dominic Hohs, „Korrelation maßgeblicher Gefügecharakteristika von Elektrobänd mit den magnetischen Verlusten von Elektromotoren“, Masterarbeit, Institut für Materialforschung Aalen (IMFAA), Hochschule Aalen, Aalen, 2017

Betreuer: Prof. Dr. Dagmar Goll, Prof. Dr. Gerhard Schneider

2018

Silvia Lina Schweizer, „Experimentelle, numerische und simulative Analyse der magnetischen Verluste vom Elektrobänd“, Masterarbeit, Institut für Materialforschung Aalen (IMFAA), Hochschule Aalen, Aalen, 2018

Betreuer: Prof. Dr. Dagmar Goll, Prof. Dr. Gerhard Schneider

Publikationsliste

- I. D. Schuller, T. Grubesa, T. Schubert, R. Löffler, T. Bernthaler, D. Goll, G. Schneider, “Influence of grain size and subgrain structure on magnetic properties of soft magnetic composites”, 7th International Conference on Magnetism and Metallurgy (WMM16), CSM, Rom, 2016, pp. 431–441.
- II. D. Schuller, D. Hohs, R. Löffler, T. Bernthaler, D. Goll, G. Schneider, „Analysis of soft magnetic materials by electron backscatter diffraction as a powerful tool“, AIP Advances 8, 4, 2018, <https://doi.org/10.1063/1.4994200>.
- III. D. Schuller, T. Kunert, J. Schurr, T. Schubert, C. Sinz, T. Bernthaler, H. Riegel, M. Merkel, D. Goll, G. Schneider, “Realization of novel soft magnetic structures and components by additive manufacturing”, 8th international Conference on Magnetism Proceedings, WMM’18, Acatrain e.V. und Bergakademie Freiberg, Dresden, 2018, pp. 274–283, ISBN: 978-3-86012-579-3.
- IV. D. Schuller, D. Hohs, S. Schweizer, D. Goll, G. Schneider, „Tailoring the microstructure of soft magnetic composites for electric motor applications“, IEEE Trans. Magnetics, vol. 55, 2, 2019, pp. 1–4, <https://doi.org/10.1109/TMAG.2018.2865660>.
- V. Abschlussbericht, IngenieurNachwuchs 2014, D. Schuller, D. Hohs, D. Goll, G. Schneider, „Verbesserung des Eigenschaftsspektrums maßgeschneiderter Weichmagnetwerkstoffe (PRISMA)“, Förderkennzeichen: 13FH019IX4, Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF), 2019.

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und nur unter Zuhilfenahme der ausgewiesenen Hilfsmittel angefertigt habe. Sämtliche Stellen der Arbeit, die im Wortlaut oder dem Sinn nach anderen gedruckten oder im Internet verfügbaren Werken entnommen sind, habe ich durch genaue Quellenangaben kenntlich gemacht.

Karlsruhe, Mai 2021

David Schuller