

***Qualifizierung von weichmagnetischen Materialien für die
Additive Fertigung mit dem SLM-Verfahren***

zur Erlangung des akademischen Grades
DOKTOR DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)
der Fakultät für Maschinenbau
der Universität Paderborn

genehmigte
DISSERTATION

von
Lennart Tasche, M.Sc.
aus Kassel

Tag des Kolloquiums: 17.06.2025
Referent: *Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper*
Korreferent: *Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster*

Widmung

Diese Arbeit widme ich Dr.-Ing. Anatolii Andreiev, meinem Freund und Kollegen, mit dem ich viele intensive und inspirierende Stunden der Forschung im Bereich der Fe-Si-Legierungen teilen durfte.

Anatolii war nicht nur ein herausragender Wissenschaftler, sondern auch ein Mensch voller Freundlichkeit, Hilfsbereitschaft und Tatkraft. Sein Engagement in der gemeinsamen Arbeit und seine positive Ausstrahlung haben meine Zeit im Forschungsumfeld entscheidend geprägt.

Mit tiefer Bewunderung und Trauer gedenke ich seines Entschlusses, in sein Heimatland zurückzukehren, um es in einer Zeit größter Not zu verteidigen. Später fiel er im Einsatz für die Freiheit seines Landes.

Sein Mut, seine Menschlichkeit und seine Leidenschaft für die Wissenschaft bleiben unvergessen.

Kurzfassung

Die additive Fertigung ist ein Fertigungsverfahren, welches die Herstellung von komplexen und individualisierten Bauteilen ermöglicht. Das selektive Laserschmelzen (SLM) ist ein Verfahren der additiven Fertigung, welches auf dem schichtweisen Aufschmelzen von Metallpulver basiert. Die Verarbeitung von weichmagnetischen Materialien mittels des SLM-Verfahrens bietet neue Möglichkeiten in vielen Industriezweigen, wie der Elektro- und Energietechnik.

In dieser Dissertation wird das selektive Laserschmelzen von weichmagnetischen Materialien untersucht, mit dem Ziel, die Verarbeitbarkeit zu verbessern, sowie die Mikrostruktur für die magnetischen Eigenschaften zu optimieren. Hierzu werden verschiedene Legierungen, Prozessparameter und Wärmebehandlungen getestet und ausgewertet. Anhand von einem additiv gefertigten Rotor einer permanentmagnetenerregten Synchronmaschine werden die praktischen Implikationen analysiert.

Die Ergebnisse zeigen, dass die additive Fertigung von Werkstücken aus weichmagnetischen Materialien mit dem selektiven Laserschmelzen möglich ist, aber Herausforderungen wie Poren und Risse mit sich bringt. Durch geeignete Parameterwahl und eine Weiterentwicklung des Verfahrens können diese Nachteile reduziert werden. Das Verfahren ermöglicht dann die Verarbeitung von neuen, für weichmagnetische Eigenschaften optimierte Materialien und die Fertigung von weichmagnetischen Bauteilen, welche klassisch hergestellten Bauteilen in vielen Aspekten überlegen sind.

Abstract

Additive manufacturing is a manufacturing process that enables the production of complex and individualized components. Selective laser melting (SLM) is an additive manufacturing method based on the layered melting of metal powder. The processing of soft magnetic materials using the SLM process opens new possibilities in many branches of the industry, such as electrical engineering and energy technology.

In this dissertation, the selective laser melting of soft magnetic materials is investigated with the aim of improving workability and optimizing the microstructure for the magnetic properties. For this purpose, various alloys, process parameters and heat treatments are tested and evaluated. The practical implications are determined based on an additively manufactured rotor of a permanent-magnet synchronous machine.

The results show that additive manufacturing of soft magnetic workpieces using selective laser melting is possible but poses challenges such as pores and cracks. These disadvantages can be reduced by selecting suitable parameters and further developing the method. The process then enables the processing of new materials optimized for soft magnetic properties and the production of components that are superior to conventionally manufactured components in many respects.

Liste der Veröffentlichungen

Tasche, Lennart; Hoyer, Kay-Peter; Zhuravlev, Evgeny; Grundmeier, Guido; Schaper, Mirko; Keßler, Olaf (2019): *Surface Inoculation of Aluminium Powders for Additive Manufacturing Guided by Differential Fast Scanning Calorimetry*. In: TMS 2019 148th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. Cham: Springer International Publishing (The Minerals, Metals & Materials Series), S. 485–493. Verfügbar unter: DOI: 10.1007/978-3-030-05861-6_45

Tasche, Lennart (2019): *Additive Fertigung von Rotoren permanentmagneterregter Synchronmaschinen (PMSM)*. (Vortrag, 20.09.2019) Dresden: WerkstoffWoche 2019

Tasche, Lennart (2020): *Material Design for Additive Manufacturing of Soft Magnetic Materials for Permanent Magnet Synchronous Machine Rotors*. (Vortrag, 27.02.2020) San Diego, USA: TMS 2020 149th Annual Meeting & Exhibition.

Urbanek, Stefan; Frey, Pauline; Magerkohl, Sebastian; Zimmer, Detmar; Tasche, Lennart; Schaper, Mirko; Ponick, Bernd (2021): *Design and Experimental Investigation of an Additively Manufactured PMSM Rotor*. In: 2021 IEEE International Electric Machines & Drives Conference (IEMDC). Hartford, CT, USA, 5/17/2021 - 5/20/2021: IEEE, S. 1–6. Verfügbar unter: DOI: 10.1109/IEMDC47953.2021.9449566

Magerkohl, Sebastian; Zimmer, Detmar; Tasche, Lennart; Schaper, Mirko; Urbanek, Stefan; Ponick, Bernd (2021): *Funktionsoptimierte AM-Gestaltung eines E-Rotors*. In: Antriebstechnik - Zeitschrift für Konstruktion, Entwicklung und Anwendung von Antrieben und Steuerungen 60 (6). ISBN: 0722-8546

Pramanik, Sudipta; Tasche, Lennart; Hoyer, Kay-Peter; Schaper, Mirko (2021): *Investigating the microstructure of an additively manufactured FeCo alloy: an electron microscopy study*. In: Additive Manufacturing 46. Verfügbar unter: DOI: 10.1016/j.addma.2021.102087

Pramanik, Sudipta; Tasche, Lennart; Hoyer, Kay-Peter; Schaper, Mirko (2021): *Correlation between Taylor Model Prediction and Transmission Electron Microscopy-Based Microstructural Investigations of Quasi-In Situ Tensile Deformation of Additively Manufactured FeCo Alloy*. In: Journal of Materials Engineering and Performance 30 (11). Verfügbar unter: DOI: 10.1007/s11665-021-06065-9

Andreiev, Anatolii; Hoyer, Kay-Peter; Hengsbach, Florian; Haase, Michael; Tasche, Lennart; Duschik, Kristina; Schaper, Mirko (2023): *Powder bed fusion of soft-magnetic iron-based alloys with high silicon content*. In: Journal of Materials Processing Technology 317. Verfügbar unter: DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2023.117991

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Theoretische Grundlagen	3
2.1	Magnetismus von Festkörpern	3
2.1.1	Grundlagen	3
2.1.2	Weichmagnetische Werkstoffe	19
2.2	Additive Fertigung	29
2.2.1	Prozess	30
2.2.2	Selektives Laserschmelzen	31
3	Motivation und Zielsetzung	39
4	Experimentelle Methoden	42
4.1	Pulveranalyse	44
4.2	Parameterstudie	46
4.3	Alternative Prozessroute FeSi _{6,5}	53
4.4	Wärmebehandlung	56
4.5	Magnetische Prüfung	57
4.6	Mechanische Prüfung	58
5	Ergebnisse	63
5.1	Pulveranalyse	63
5.2	Parameterstudie	66
5.3	Alternative Prozessroute FeSi _{6,5}	70
5.4	Wärmebehandlung	75
5.5	Magnetische Prüfung	79
5.6	Mechanische Prüfung	83
6	Demonstrator	88
6.1	Grundlagen	88
6.2	Konstruktion und Fertigung	91
6.3	Ergebnisse	96
7	Diskussion	98
7.1	Qualifizierung der Werkstoffe für die additive Fertigung	98
7.2	Wärmebehandlung und magnetische Prüfung	103
7.3	Mechanische Prüfung	106
7.4	Praktische Implikation	108
8	Zusammenfassung	111
9	Literaturverzeichnis	113
10	Anhang	123

1 Einleitung

Klimawandel, erneuerbare Energien und grüne Antriebsalternativen sind dominante Themen der heutigen Zeit. Elektroautos nehmen immer größere Marktanteile ein und neuzugelassene Fahrzeuge dürfen EU-weit ab 2035 kein CO₂ mehr ausstoßen. Wind- und Solarenergie, Biomasse und Wasserkraft treiben die Energiewende mit Großanlagen an, aber auch kleine, individuelle Anwendungen tragen zur Energiewende bei. Die Stromerzeugung aus erneuerbaren Energien hat in Deutschland 2022 einen Rekordwert von 254 TWh erreicht. Bereits 2014 lag der Anteil an erneuerbarer Energie am Gesamtenergieverbrauch an einzelnen Tagen bei über 80 %. [1–3]

Entscheidend für die Energiegewinnung aus erneuerbaren Energiequellen, sowie für grüne Antriebsalternativen wie Elektroautos, Züge oder auch elektrische Flugzeuge ist vor allem ein Baustein: Elektrische Maschinen. Als Strom-Konsumenten werden diese in Form von Elektromotoren, zum Beispiel in Autos und Haushaltsgeräten, eingesetzt. Als Erzeuger für erneuerbare Energien in Form von Generatoren, finden sie beispielsweise in Windkraftträdern oder Wasserkraftwerken Verwendung. Durch Elektromotoren können anstelle von fossilen Brennstoffen also erneuerbare Energien genutzt werden, deren Gewinnung durch Generatoren ermöglicht wird. Aufgrund der steigenden Bedeutung von elektrischen Maschinen wird auch die Forschung an Elektromotoren und Generatoren weiter vorangetrieben. Ziele sind unter anderem eine Steigerung der Effizienz, Leichtbau, kompaktere Bauweisen bei gleicher Leistung und besseres Temperaturmanagement. Dies kann über die konstruktive Auslegung der elektrischen Maschinen umgesetzt werden, aber auch durch eine Weiterentwicklung der verwendeten Materialien. Für beide Aspekte bietet die additive Fertigung neue Entwicklungsmöglichkeiten. [4]

Die additive Fertigung ist ein junges Fertigungsverfahren, welches über die letzten Jahre, vor allem bei der Verarbeitung von metallischen Werkstoffen, große Fortschritte gemacht hat. Über das schichtweise Auftragen von Metallpulver und das hochauflösende lokale Aufschmelzen der Pulverpartikel mittels eines Lasers entstehen konstruktive Freiheiten, welche den Einsatz der additiven Fertigung ressourcenschonend und nachhaltig machen. Nur geringe Mengen an Pulver gehen im Prozess verloren, der Großteil wird zum Bauteil verschmolzen, und als weitere Verbrauchsmaterialien sind lediglich Energie und Schutzgas wie Argon oder Stickstoff nötig. Die konstruktiven Freiheiten erlauben das Herstellen von komplexen Bauteilen, Funktionsintegration und Leichtbau. Gleichzeitig können aufgrund der neuen Verfahrensabläufe auch neue Materialien entwickelt werden, welche sich mit klassischen Verfahren nicht oder nur sehr begrenzt verarbeiten lassen. [5, 6] Für nachhaltige Fertigung im Allgemeinen ist die additive Fertigung daher zu einem festen Bestandteil geworden. Die Möglichkeiten der Weiterentwicklungen von Bauteilen und Produkten sind für Konsumenten interessant, können aber gleichzeitig gesellschaftlich bedeutend sein. Für elektrische Maschinen im speziellen ist das Fertigungsverfahren besonders interessant, da in allen Bereichen der elektrischen Maschinen die

konstruktiven Freiheiten und die Materialentwicklung zu teilweise erheblichen Verbesserungen beitragen können.

Im Folgenden werden die Potentiale der additiven Fertigung für weichmagnetische Materialien und elektrische Maschinen ermittelt. Hierzu werden zunächst die Grundlagen des Magnetismus und der additiven Fertigung erläutert, welche die Potentiale neuer Materialien darlegen. Anschließend werden für verbreitete Materialien sowie Sonderwerkstoffe die Möglichkeiten der additiven Fertigung mittels des selektiven Laserschmelzens ermittelt. Weiterhin werden die resultierenden magnetischen und mechanischen Eigenschaften vor und nach einer Wärmebehandlung geprüft. Anhand des Rotors einer permanentmagneterregten Synchronmaschine werden die Ergebnisse mit bestehenden Konzepten verglichen und die Weiterentwicklung von elektrischen Maschinen beschrieben. Der Demonstrator zeigt die Potentiale für Leichtbau, Effizienz und Leistungssteigerung durch die additive Fertigung, was wiederum den Einsatz des Fertigungsverfahrens für die Produktion von nachhaltigen Produkten für die Energiewende unterstützt.

2 Theoretische Grundlagen

Zur erfolgreichen Verarbeitung und Weiterentwicklung von weichmagnetischen Werkstoffen mittels der additiven Fertigung müssen zunächst die Grundlagen des Magnetismus und die Einflussfaktoren auf die magnetischen Eigenschaften betrachtet werden. Weiterhin hat die additive Fertigung mittels des selektiven Laserschmelzens (SLM) einen Einfluss auf die Materialeigenschaften, welcher sich von traditionellen Herstellungsverfahren maßgeblich unterscheidet. Ein Verständnis des Prozesses und der damit verbundenen Risiken und Chancen für die Materialentwicklung ist daher erforderlich. Im folgenden Kapitel werden zunächst die Grundlagen zum Magnetismus von Festkörpern und anschließend die Verfahren der additiven Fertigung erläutert.

2.1 Magnetismus von Festkörpern

Im Folgenden wird eine Einleitung zum Magnetismus von Festkörpern gegeben. Hierzu werden zunächst die grundlegenden Mechanismen des Magnetismus erläutert. Anschließend wird auf die für elektrische Maschinen entscheidenden weichmagnetischen Werkstoffe eingegangen, welche sich von den hartmagnetischen durch eine schmale Hysteresekurve mit einer Koerzitivfeldstärke von weniger als 1 kA/m abgrenzen. Abschließend werden die gängigen weichmagnetischen Werkstoffe miteinander verglichen.

2.1.1 Grundlagen

Die Ursprünge für Magnetfelder sind sich ergänzende Drehimpulse in magnetisiertem Material und elektrische Ströme. Das magnetische Moment \vec{m} (auch magnetisches Dipolmoment) einer geschlossenen Leiterschleife beliebiger Form, in Folge elektrischer Ströme, errechnet sich nach [7] mithilfe von Formel 1,

$$\vec{m} = I * \vec{A} \quad (1)$$

mit der Stromstärke I und der Fläche \vec{A} . Bei einer Spule wird die Windungszahl n als Multiplikator ergänzt.

Das magnetische Moment in magnetisiertem Material resultiert aus der Rotation von Protonen und Elektronen, sowie aus dem Bahndrehimpuls der Elektronen auf den Bohrschen Kreisbahnen der Orbitale. Das magnetische Moment infolge des Bahndrehimpulses entsteht analog zu dem magnetischen Moment in Leiterschleifen. Es berechnet sich nach [8] mittels Formel 2,

$$\vec{m}_B = \mu * \frac{\vec{l}}{\hbar} \quad (2)$$

mit dem Magneton μ , Bahndrehimpuls \vec{l} und dem Planckschen Wirkungsquantum \hbar . Das aus Elektronen resultierende magnetische Moment wird durch das Bohrsche Magneton μ_B ausgedrückt, welches die quantenmechanische Betrachtung des Bahndrehimpulses bezogen auf die Masse und Ladung des Elektrons darstellt (nach [8], Formel 3).

$$\mu_B = -\frac{e}{2m_e} * \hbar \quad (3)$$

Das Bohrsche Magneton basiert auf der elektrischen Ladung des Elektrons $-e$ und der Masse des Elektrons m_e . Eingesetzt in Formel 2 ergibt sich für das magnetische Moment für Elektronen infolge des Bahndrehimpulses Formel 4 [7]:

$$\vec{m}_B = -\frac{e}{2m_e} * \vec{l} \quad (4)$$

Mit dem gyrometrischen Verhältnis γ , welches das Verhältnis von der Masse zur Ladung eines Teilchens darstellt, lässt sich dies nach [7] zu

$$\vec{m}_B = \gamma * \vec{l} \quad (5)$$

vereinfachen und zeigt die Proportionalität zwischen magnetischem Moment und Drehimpuls in Abhängigkeit des gyrostatischen Momentes. Das Spinnmoment, das magnetische Moment der Elektronen aufgrund des Eigendrehimpulses mit dem Spin von $\pm \frac{1}{2}$, basiert auf der relativistischen Quantenmechanik. Der Eigendrehimpuls der Elektronen berechnet sich nach [7] analog zu dem Bahndrehimpuls wobei hier anstelle des Bahndrehimpulses \vec{l} der Eigendrehimpuls \vec{s} verwendet wird.

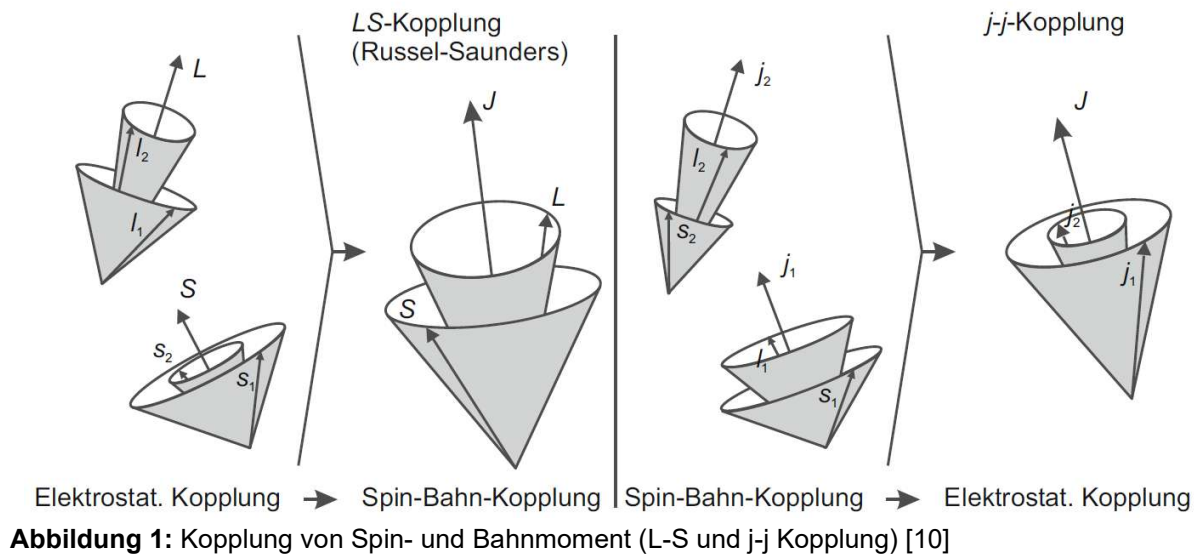
$$\vec{m}_E = -\frac{e}{2m_e} * \vec{s} \quad (6)$$

Analog zum Bahndrehimpuls und unter Verwendung des gyrometrischen Verhältnisses γ lässt sich Formel (6) nach [7] zu

$$\vec{m}_E = \gamma * \vec{s} \quad (7)$$

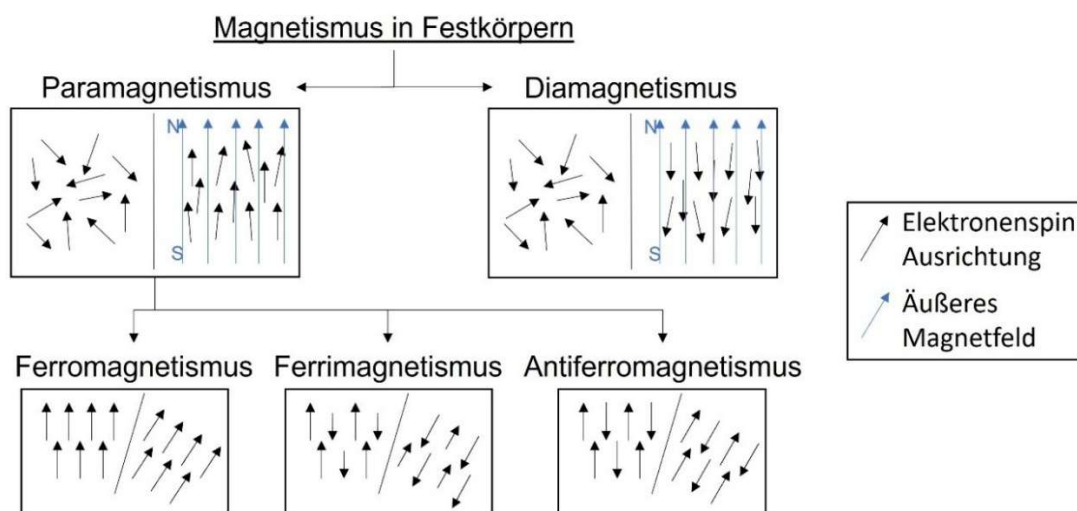
vereinfachen. Da das gyrometrische Verhältnis antiproportional zur Masse ist, sind die Drehimpulse in den Protonen im Atomkern etwa um den Faktor 10^3 geringer im Vergleich zu den Drehimpulsen der Elektronen. Ihr Einfluss auf den Magnetismus von Festkörpern wird daher im Folgenden vernachlässigt. [7, 9] Der Fokus liegt also auf dem magnetischen Moment in Folge von Eigendrehimpuls und Bahndrehimpuls der Elektronen. Jedes Elektron unterliegt stets beiden Drehimpulsen und das resultierende magnetische Moment erfolgt durch Kombination der Impulse. Hierbei existieren zwei Mechanismen der Kombination der Impulse innerhalb eines Elektrons sowie zwischen den Elektronen eines Atoms: Die L-S und die j-j Kopplung. Abbildung 1 stellt die zwei Kopplungen gegenüber.

Die L-S Kopplung tritt bei leichten Atomen bis zu den 3D-Ionen auf. Hierbei liegt eine schwache Kopplung zwischen Spin- und Bahnmomenten vor und es erfolgt die Kopplung der Spinnmomente zwischen den Elektronen sowie der Bahnmomente zwischen den Elektronen, bevor Gesamtspinquantenzahl S und Gesamtbahndrehimpuls L miteinander zum Gesamtdrehimpuls J koppeln. Für schwere Atome ist die Spin-Bahn-Kopplung entscheidend und es werden zunächst die



Spin- und Bahnmomente eines Elektrons zum Drehimpuls gekoppelt. Anschließend werden die Drehimpulse der einzelnen Elektronen zum Gesamtdrehimpuls J gekoppelt. Der resultierende Zustand der zwei Systeme weicht allerdings nur minimal voneinander ab. [7, 10]

Die Form, in welcher ein Festkörper auf ein umliegendes Magnetfeld reagiert, lässt sich in Diamagnetismus und Paramagnetismus einteilen. Diamagneten schwächen ein umliegendes Magnetfeld während Paramagneten das umliegende Magnetfeld verstärken. Alle gängigen Sonderformen, wie der hier entscheidende Ferromagnetismus, sind Unterformen des Paramagnetismus. Abbildung 2 zeigt eine Auswahl der gängigen Formen des Magnetismus und die typischen Anordnungen ihrer Gesamtdrehimpulse. [7]



Für die Erläuterung des **Diamagnetismus** ist die elektromagnetische Induktion entscheidend. Bei den zuvor dargestellten magnetischen Momenten handelt es sich um selbstinduzierte Momente in jedem Atom. Bei der Betrachtung der Wechselwirkung zwischen den Atomen und einem äußeren Magnetfeld müssen die Einwirkung des äußeren Magnetfeldes und die daraus folgende Interaktion mit den Elektronen

einbezogen werden. Nach dem Gesetz der elektromagnetischen Induktion erfahren die Elektronen auf den Kreisbahnen eine Kraft, welche sie je nach Ausrichtung beschleunigt oder abbremst. Aufgrund der Atomkonfiguration mit definierten Energieniveaus führt dies zu einer Larmor-Präzession des Atoms. Dies bedeutet, dass die Dipolachse des Atoms einen bestimmten Winkel zur Wirkrichtung des Magnetfeldes aufweist, und in einer kreisenden Bewegung um diese rotiert. Aus der Kreisbewegung des Atoms erfahren die Elektronen die erzwungene Beschleunigung trotz ihrer diskreten Energieniveaus auf ihren Elektronenbahnen. Das Atom pendelt vergleichbar mit einem ungewuchteten Kreisel. Nach der Lenz'schen Regel wirkt dies aufgrund des Energieerhaltungssatzes der Wirkung des magnetischen Feldes entgegen, was zu einer Schwächung des Feldes führt. [7, 9, 11] Dies ist ausschlaggebend für den gegensätzlichen Effekt von Diamagnetismus und Paramagnetismus. Bei Betrachtung des Bohrschen Atommodells heben bei vollständig besetzten Elektronenschalen die entgegengerichteten Spins der Elektronen jeder Schale den Eigendrehimpuls auf, sowie sich auch die Bahnmomente aufheben, und es entsteht kein nach außen wirkendes magnetisches Moment. In der Folge ist bei diesen Werkstoffen die elektromagnetische Induktion dominant. Festkörper mit dieser Konfiguration sind Diamagnetisch und schwächen ein äußeres Magnetfeld ab. Somit werden die Körper von Magnetfeldern abgestoßen und sie bewegen sich hin zu Bereichen geringerer magnetischer Sättigung. [7]

Bei Atomkonfigurationen mit nicht vollständig besetzten Orbitalen sind die magnetischen Momente als Kombination aus Eigendrehimpuls und Bahnimpuls der Elektronen dominant. Diese Werkstoffe werden als **paramagnetisch** bezeichnet. Aufgrund der einfach besetzten Orbitale wird jedes Atom zu einem magnetischen Dipol, wobei die Wärmebewegung der Atome zu einer regellosen Orientierung der Dipole führt. Die aus den Dipolen entstehende Magnetisierung des Materials hebt sich im unmagnetisierten Material daher nach außen auf. Durch ein äußeres Magnetfeld werden die magnetischen Momente der einzelnen Atome ausgerichtet und es resultiert daraus eine Verstärkung des äußeren Magnetfeldes, wobei der Mittelwert der Winkel der Dipolachsen der Atome zum äußeren Magnetfeld die Sättigung darstellt, wobei kleinere Winkel in einer höheren Sättigung resultieren. Die Beeinflussung der Atomdipole untereinander ist vernachlässigbar. [9] In der Grundform des Paramagnetismus verteilen sich die Atomdipole bei einer Zurücknahme des äußeren Feldes wieder regellos. Es besteht keine bleibende Magnetisierung. Bei Sonderformen wie dem Ferromagnetismus bleibt nach der Zurücknahme des Magnetfeldes die sogenannte Remanenz. Hierauf wird im Abschnitt zur Sonderform Ferromagnetismus detaillierter eingegangen.

Der Einfluss des Festkörpers auf das äußere Magnetfeld kann durch die **magnetische Suszeptibilität** χ dargestellt werden. Diese beschreibt das Verhältnis der Magnetisierung eines Stoffes, der magnetischen Flussdichte B , zur anliegenden magnetischen Feldstärke H . [12, 13] Bei diamagnetischen Stoffen ist die magnetische Suszeptibilität negativ, mit einem minimalen Wert von -1. Bei einem Wert von -1 wird das Magnetfeld im Material vollständig aufgehoben. Werkstoffe mit diesem Wert weisen den Meißner-Ochsenfeld-Effekt auf und werden als Supraleiter bezeichnet.

[10, 13–15] Paramagnetische Werkstoffe, sowie die hier relevanten ferromagnetischen Werkstoffe, weisen eine Suszeptibilität größer 0 auf und verstärken somit das äußere Magnetfeld. Die Körper bewegen sich zu Bereichen größerer magnetischer Sättigung. [10, 13] In der Literatur ist heute anstelle der magnetischen Suszeptibilität die **Permeabilität** μ verbreiteter und wird auch im weiteren Verlauf dieser Ausführungen verwendet. Zwischen Permeabilität und magnetischer Suszeptibilität besteht der lineare Zusammenhang $\mu = \chi + 1$. Somit haben diamagnetische Werkstoffe eine Permeabilität von 0 bis 1. Die Suszeptibilität von paramagnetischen Materialien liegt im Bereich 10^{-5} bis 10^{-2} , die Permeabilität ist also gerade größer 1. Der Vergleich wird im weiteren Verlauf in Abbildung 12 erneut aufgegriffen. Die Abhängigkeit der Suszeptibilität, und damit auch der Permeabilität von der Temperatur, wird durch das Curie-Weiss-Gesetz gegeben. Sie berechnet sich mithilfe der Curie-Konstante zu $\chi = C/T$. [9, 11, 13]

Die Sonderform **Ferromagnetismus** basiert auf den gleichen Elektronenanordnungen wie der Paramagnetismus. In der Folge einfach besetzte Orbitale sind die magnetischen Momente der Elektronenspins und Bahnmomente dominant. Der Unterschied zu paramagnetischen Werkstoffen liegt in der Coulombschen Wechselwirkung benachbarter Atomdipole. Die vernachlässigbare gegenseitige Beeinflussung benachbarter Atome bei paramagnetischen Werkstoffen äußert sich bei ferromagnetischen Werkstoffen in einer gegenseitigen Ausrichtung der Dipole. Dies reduziert die Gesamtenergie des Systems und führt zu Bereichen spontaner Magnetisierung im Material, welche auch Weiss'sche Bezirke oder Domänen genannt und im weiteren Verlauf näher erläutert werden. [9] Die Coulombsche Wechselwirkung ist antiproportional zum Abstand der Elektronen. Neben der abstoßenden Wirkung der elektronischen Ladung wird aufgrund des quantentheoretischen Pauli Prinzips der Abstand bei Fermionen mit gleichem Quantenzustand, und somit auch bei Elektronen mit identischem Spin, größer, was wiederum die Coulombsche Wechselwirkung reduziert. Aufgrund der parallelen Ausrichtung der Spins wird also zum einen die Unordnung und damit die Entropie und zum anderen die Coulomb-Energie geringer. [16]

Die gegenseitige Beeinflussung wird **Austauschenergie** genannt. Das Austauschintegral beschreibt das Verhältnis von Atomabstand zu Atomdurchmesser, bzw. dem Durchmesser der unvollständig besetzten Schale. Das Austauschintegral für ferromagnetische Werkstoffe ist in Form einer Bethe-Slater-Kurve in Abbildung 3 dargestellt. [17]

Die Austauschenergie kann mithilfe der Quantenmechanik beschrieben werden und ist abhängig von der Aufenthaltswahrscheinlichkeit der Elektronen. Oberhalb des kritischen Verhältnisses von Atomabstand zu Atomradius ist die Austauschenergie positiv und in der Folge richten sich die Atomdipole parallel aneinander aus. Mit ansteigendem Abstand der Atome verringert sich die Wechselwirkung zwischen den Atomen und die Wärmebewegung überlagert die Austauschenergie. Es tritt paramagnetisches Verhalten auf. Die Austauschenergie ist somit eng mit der Curie-Temperatur verknüpft, welche im weiteren Verlauf näher betrachtet wird. [9]

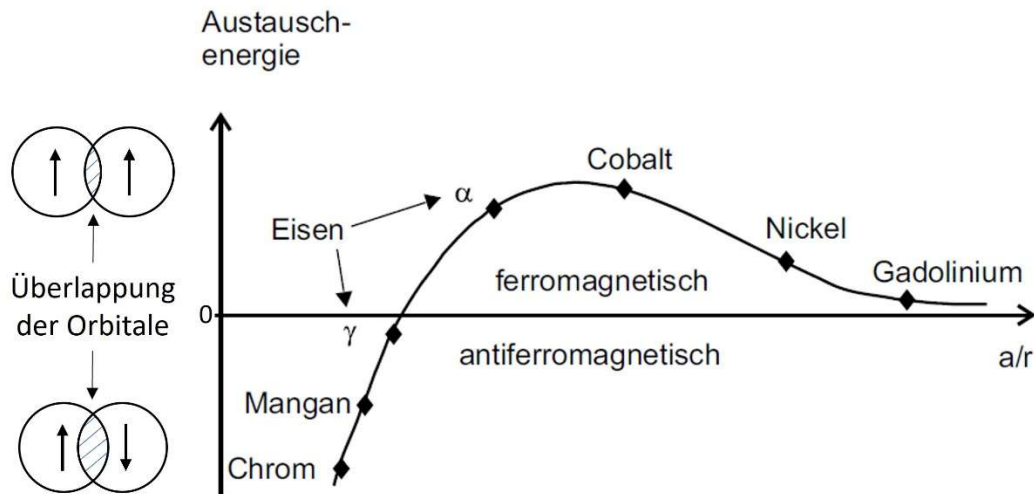


Abbildung 3: Bethe-Slater-Kurve für ausgewählte Metalle, nach [10, 17]

Bei einem größeren Überlappungsgrad überlappen sich die Orbitale der unvollständig besetzten Schale so sehr, dass der Quantenzustand der Elektronen der unbesetzten Schalen ein paralleles Ausrichten verhindert. Da nach dem Pauli-Prinzip Fermionen mit gleichem Quantenzustand nicht die gleiche Ortskomponente haben können, führt die größere Überlappung der Ortskomponente und damit der Schrödinger Wellenfunktionen dazu, dass sich der Quantenzustand unterscheiden muss und die Elektronenspins entgegengerichtet ausgerichtet werden. [16] Dies lässt sich am Beispiel von Eisen zeigen: in der krz-Packung mit einer Packungsdichte von 68% liegt eine Überlappung mit positiver Austauschenergie vor. Bei einem kfz-Gitter steigt die Packungsdichte auf 74%. Damit steigt der Überlappungsgrad der Orbitale und die Ausrichtung wird antiparallel. Diese Sonderform wird als Antiferromagnetismus bezeichnet, ist jedoch für die im weiteren Verlauf betrachteten technischen Anwendungen uninteressant, da sie zu keiner Verstärkung des äußeren Magnetfeldes führt. Die Bethe-Slater-Kurve zeigt somit die primär für ferromagnetische Anwendungen interessanten Werkstoffe. Hierzu zählen Legierungen auf der Basis von Eisen, Kobalt und Nickel. [9, 17]

Neben der direkten Austauschwechselwirkung zwischen benachbarten Atomen ist mit der indirekten Austauschwechselwirkung ein weiterer Effekt für die gegenseitige Ausrichtung der Dipolachsen in Metallen verantwortlich, welche als RKKY-Wechselwirkung bezeichnet wird. Hierbei erfolgt die Wechselwirkung über die frei beweglichen Elektronen im Leitungsband. Die Elektronen werden entsprechend des nächsten Atoms ausgerichtet und übergeben die Ausrichtung an das Folgeatom. So kann eine gegenseitige Beeinflussung auch in Gittern mit höherem Atomabstand erfolgen, wenn auch die Austauschenergie mit zunehmendem Atomabstand gedämpft wird. Das Vorzeichen der Austauschenergie oszilliert mit dem Atomabstand und der Einfluss kann somit zu einer ferromagnetischen oder antiferromagnetischen Ausrichtung führen. [17, 18]

Das magnetische Periodensystem in Abbildung 4 zeigt den Zusammenhang zwischen der Atomkonfiguration und den magnetischen Eigenschaften des Werkstoffes. Auffällig ist, dass sich alle Atome mit einer Domänenanordnung, also

antiferromagnetische und ferromagnetischen Werkstoffe, im 3d und 4f Orbital befinden. Die einzige Ausnahme hiervon ist Sauerstoff. Die gängigen ferromagnetischen Werkstoffe Eisen, Kobalt und Nickel stellen die Übergangsmetalle dar und werden im 3d-Orbital besetzt. Weiterhin sind ferromagnetische Werkstoffe in der Gruppe der Lanthanide zu finden, wobei Gadolinium das einzige Element ist, welches bei Raumtemperatur noch ferromagnetisch ist. Ferromagnetische Eigenschaften in Folge unvollständig besetzter Orbitale werden in Atomverbindungen durch chemische Verbindungen unterbunden. Dazu zählen Ionenbindungen, bei denen die Orbitale vollständig besetzt werden, und kovalente Bindungen mit der Ausbildung von Elektronenpaaren. Weiterhin sind bei Metallbindungen Leitungsbänder mit Valenzelektronen besonders zu betrachten: Während Valenzelektronen kein Bahnmoment aufweisen, bleibt der Eigendrehimpuls erhalten. Da bei den seltenen Erden, auch Lanthanide genannt, das unvollständig besetzte 4f-Orbital innenliegend ist, haben die Elektronen keinen Anteil an der Bindung oder dem Leitungsband. Die Elektronen erzeugen somit ungestört einen Atomdipol und Ferro- bzw. Antiferromagnetismus nach dem Heisenberg-Modell. Die Übergangsmetalle im 3d-Orbital weisen Bandmagnetismus auf. Bei der Bindung der Atome überlappen die 4s-Orbitale gefolgt von den 3d-Orbitalen. Aufgrund der Überlappung findet ein direkter Austausch der Elektronenspins statt und es werden 3d-Elektronen über die Fermi-Energie gehoben. Diese befinden sich im Elektronengas und ermöglichen so indirekten RKKY-Austausch. [7, 10, 19]

Magnetische Eigenschaften der Elemente

Ferromagnetisch

Ferromagnetisch (geringe Temp.)

Antiferromagnetisch

Paramagnetisch

Diamagnetisch

Supraleiter (geringe Temp.)

Supraleiter (Einschränkungen)

Keine Daten

1 H																	2 He	
3 Li	4 Be											5 B	6 C	7 N	8 O	9 F	10 Ne	
11 Na	12 Mg											13 Al	14 Si	15 P	16 S	17 Cl	18 Ar	
19 K	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se	35 Br	36 Kr	
37 Rb	38 Sr	39 Y	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te	53 I	54 Xe	
55 Cs	56 Ba			72 Hf	73 Ta	74 W	75 Re	76 Os	77 Ir	78 Pt	79 Au	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po	85 At	86 Rn
87 Fr	88 Ra			104 Rf	105 Ha	106 Sg	107 Bh	108 Hs	109 Mt	110 Ds	111 Rg	112 Cn	113 Nh	114 Fl	115 Mc	116 Lv	117 Ts	118 Og
57 La	58 Ce	59 Pr	60 Nd	61 Pm	62 Sm	63 Eu	64 Gd	65 Tb	66 Dy	67 Ho	68 Er	69 Tm	70 Yb	71 Lu				
89 Ac	90 Th	91 Pa	92 U	93 Np	94 Pu	95 Am	96 Cm	97 Bk	98 Cf	99 Es	100 Fm	101 Md	102 No	103 Lr				

Abbildung 4: Periodensystem der Elemente mit magnetischen Eigenschaften, nach [20]

Wie bereits beschrieben, wird die Wechselwirkung durch die Temperatur eingeschränkt. Durch die steigende Wärmebewegung wird die Gesamtenergie des Systems erhöht und die Nachbaratome richten sich nicht mehr parallel zueinander aus. Die **Curie-Temperatur** T_c beschreibt die Grenztemperatur, ab welcher sich die Bereiche spontaner Magnetisierung vollständig auflösen. Die spezifischen Temperaturen hängen eng mit der Austauschenergie zusammen. So liegt beispielsweise die Curie-Temperatur für Kobalt bei 1130 °C, für Eisen bei 770 °C und

für Nickel, welches in diesem Vergleich die geringste Austauschenergie aufweist, bei 358 °C. Als letztes Reinmetall ist Gadolinium ferromagnetisch, erreicht die Curie-Temperatur aber bereits bei 20 °C. Beim Überschreiten der Curie-Temperatur verhalten sich die Werkstoffe paramagnetisch. Die Atomdipole richten sich nach einem äußeren Magnetfeld aus und fallen bei der Wegnahme des Magnetfeldes zurück in eine regellose Anordnung. [9, 13] Unterhalb der Curie-Temperatur lässt sich der Einfluss der Temperatur auf die spontane Magnetisierung anhand der komplexen Brillouin-Funktion berechnen. Annäherungsweise zeigt diese, dass der Einfluss der Temperatur auf die Magnetisierung bis 0,75 T_c gering verläuft. Darüber fällt die Magnetisierung bis zum Erreichen der Curie-Temperatur stark ab. Oberhalb der Curie-Temperatur ist das Temperaturverhalten identisch zu dem der paramagnetischen Werkstoffe mit $\chi = C/(T - T_c)$. [7, 13]

Bei der spontanen Magnetisierung von Ferromagneten unterhalb der Curie-Temperatur resultiert aus einer **Vorzugsrichtung** im Kristall eine Ausrichtung der Magnetisierungsrichtung am Kristallgitter. Die genauen Hintergründe der Vorzugsrichtung sind noch nicht ausreichend erforscht, die Auswirkungen sind in Versuchen aber vielfältig nachgewiesen (siehe Abbildung 5). Zur theoretischen Erläuterung wird die Wechselwirkung zwischen Spin- und Bahnmoment betrachtet. [9, 21] Bei der Ausrichtung entstehen aus dem Bestreben die Energie des Systems gering zu halten sogenannte „Easy Axis“ und „Hard Axis“, also Kristallausrichtungen, entlang derer eine einfache Magnetisierung erfolgt und Kristallausrichtungen, die für eine Magnetisierung ungünstige Eigenschaften aufweisen. Bei einer spontanen Magnetisierung ohne äußere Einwirkung wird somit die Ausrichtung immer in einer einfachen Magnetisierungsachse liegen. Durch äußere Magnetfelder kann diese Ausrichtung beeinflusst werden. Das Resultat ist eine magnetische Anisotropie im Material. [16, 17] Abbildung 5 stellt die Magnetisierungskurven von Eisen- Nickel und Kobalt-Einkristallen gegenüber.

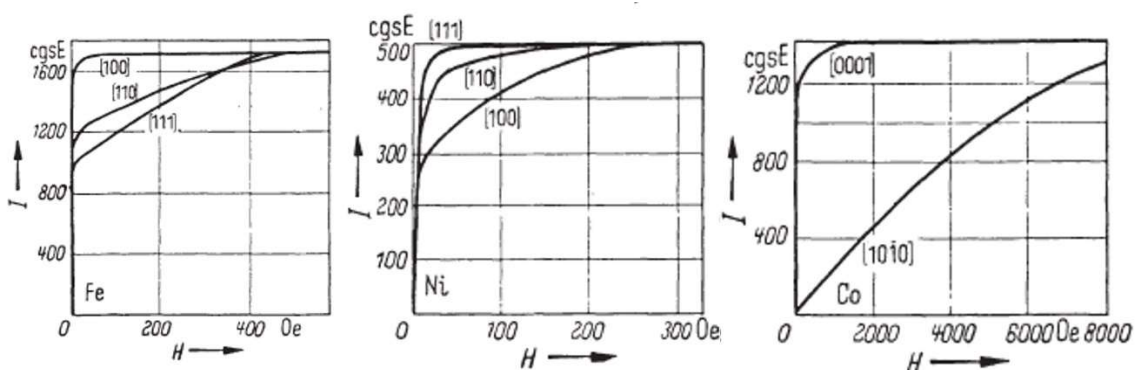


Abbildung 5: Magnetisierungskurven von Eisen- Nickel und Kobalt-Einkristallen [16]

Im Vergleich von Eisen und Nickel liegt in den $\langle 100 \rangle$ Würfelkanten die einfache Magnetisierungsachse für krz-Eisen und die schwere Magnetisierungsachse für kfz-Nickel. In den $\langle 111 \rangle$ Würfeldiagonalen gilt das Gegenteil. Erfolgt eine Ummagnetisierung des Werkstoffes, ist die benötigte Energie proportional zum Maß der Anisotropie. In den Magnetisierungskurven ist die benötigte Energie zum Drehen der magnetischen Ausrichtung aus einem Vergleich der Flächen der einzelnen

Magnetisierungskurven abzulesen. Der anisotrope Anteil der freien Energie wird als Kristallenergie bezeichnet, welche ein Minimum in der einfachen Magnetisierungsachse aufweist. Weiterhin hat die Form der Körner einen Einfluss auf die Magnetisierung. So erfolgt die Magnetisierung bevorzugt in Längsrichtung der Körner, da hier aufgrund der Reduzierung von Streuflüssen die Energie reduziert werden kann. Der Effekt wird als Formanisotropie bezeichnet. Streuflüsse werden im Folgenden näher erläutert. [16, 17] Ein weiterer Effekt der spontanen Magnetisierung und Ausrichtung am Kristallgitter ist die **Magnetostriktion** λ , welche eine Verzerrung des Kristallgitters in Folge der magnetischen Kopplung der Atome beschreibt. Richtung und Größe der Verzerrung sind abhängig von Material und Gittertyp. Die Magnetostriktionskonstante ist der Faktor für die Größe der Verzerrung. Für Eisen liegt sie in Feldrichtung bei vollständiger Sättigung bei $\lambda_s = -9 \mu m/m$. Magnetostriktion in Folge der hochfrequenten Ummagnetisierung und den damit verbundenen Gitterverzerrungen hat einen Anteil an den Ummagnetisierungsverlusten und kann in Geräuschentwicklung bei weichmagnetischen Bauteilen resultieren. [22]

In Folge der Kornstruktur metallischer Werkstoffe und der unterschiedlichen Ausrichtungen der Kristallgitter innerhalb der jeweiligen Körner erfolgt die spontane Magnetisierung bereichsweise mit unterschiedlichen Ausrichtungen entsprechend der einfachen Magnetisierungsrichtungen. Die Bereiche spontaner Magnetisierung werden nach Pierre-Ernest Weiss **Weiss'sche Bezirke** oder **Domänen** genannt. Innerhalb der Domänen sind die magnetischen Momente parallel ausgerichtet und die Magnetisierung erreicht die Sättigung. Angrenzende Domänen weisen andere Ausrichtungen auf, sodass nach außen die Summe der Magnetisierung null ist. Dies erklärt auch die Vorteile von kornorientierten Werkstoffen, bei welchen die einzelnen Körner die gleiche Orientierung aufweisen, und somit die einfachen Magnetisierungsrichtungen in der gleichen Orientierung liegen. Dies wird in Kapitel 2.1.2 in Bezug auf weichmagnetische Werkstoffe erneut aufgegriffen.

Korngrenzen bilden natürliche Grenzen für die Domänen, da sich hier die Atomabstände und Gitterausrichtung verschieben und sich damit die Austauschenergie, sowie die einfache Magnetisierungsrichtung ändern, was ein gegenseitiges Beeinflussen der magnetischen Ausrichtung verhindert. Allerdings werden Domänen üblicherweise auch innerhalb der Körner weiter unterteilt und für die Größe der Domänen müssen verschiedene Energieterme berücksichtigt werden. Entscheidend für die Entstehung und Ausrichtung der Domänen sind Austausch- und Kristallenergie. In Folge der positiven Austauschenergie richten sich die Spins der Nachbaratome aneinander aus, in Folge der Kristallenergie richten Sie sich entlang der einfachen Magnetisierungsachsen aus. In die Domänenausbildung fließt eine Reihe weiterer Energieterme ein. Für die Unterteilung in kleinere Domänen wichtig sind vor allem die Feld- und Streufeldenergie sowie die Spannungsenergie infolge von Magnetostriktion. Die Domänenstruktur strebt stets ein Minimum der Summe aller Energien an. In Abbildung 6a wird die Feld- und Streufeldenergie erläutert. Vor dem Hintergrund, dass ein Magnetfeld stets einen geschlossenen Kreis bildet, weist ein einheitlich magnetisiertes Material die dargestellten, außerhalb des Körpers verlaufenden, Feldlinien auf, was in zusätzlicher Energie resultiert. Weiterhin führt die

Streuung der Feldlinien aufgrund der Winkeländerung im Polbereich zu einer Erhöhung der Kristallenergie. Zur Reduzierung der Feld- und Streufeldenergie bildet sich eine Struktur aus, welche das Rückführen der Magnetfeldlinien ermöglicht (Abbildung 6b). Zur weiteren Reduzierung der Feld- und Streuflussenergie stellen sich in einem optimalen Gefüge prismatisch angrenzende Endbereiche mit einer Richtungsänderung der Magnetisierung von 90° ein (Abbildung 6c). Die Domänen sind infolgedessen weiterhin entlang der einfachen Magnetisierungsachsen ausgerichtet. [9, 12, 17, 22]

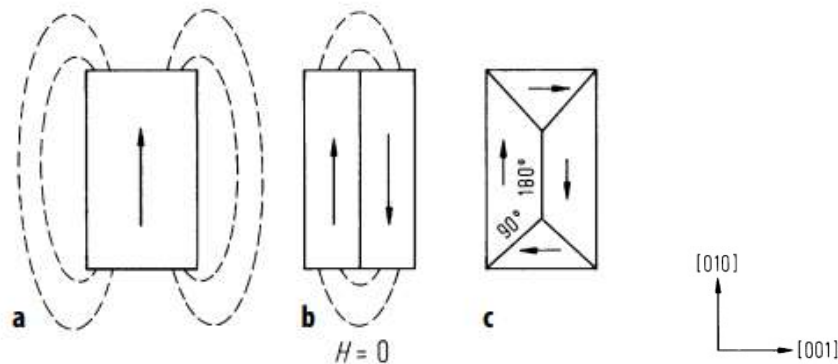


Abbildung 6: Domänenanordnungen ohne äußeres Magnetfeld (leichte Magnetisierungsrichtung $\langle 100 \rangle$) [22]

Es ist aber zu berücksichtigen, dass durch die Unterteilung der Domäne wiederum Energie in Form von Spannungsenergie aufgewendet wird. Die Unterteilung erfolgt durch **Blochwände**. Innerhalb von Blochwänden wird die Magnetisierungsrichtung gedreht, was im Folgenden näher erläutert wird. An den Grenzen treffen unterschiedlich verzerrte Gitter in Folge der Magnetostriktion aufeinander. Bei 180° Blochwänden, also dem Aufeinandertreffen zweier entgegengerichteter Domänen, ist diese Energie aufgrund der identischen Gitterverzerrung gering, allerdings bleibt eine erhöhte Kristallenergie innerhalb der Blochwand infolge des Drehvorgangs der Ausrichtung. Größere Spannungsenergien treten bei um 90° verdrehten Domänen auf, da beispielsweise horizontale Verspannungen und die daraus folgenden Gitterverzerrungen im Material auf vertikale Verspannung treffen. Der vollständig geschlossene Kreis in Abbildung 6c weist also die niedrigste Feld- und Streufeldenergie aber die höchste Spannungsenergie auf. Durch eine Reduzierung der Domänenbreite und damit mehrerer geschlossener Kreise nebeneinander werden die in Abbildung 6c horizontal ausgerichteten Domänen kleiner und die Spannungsenergie kann weiter reduziert werden. Es stellt sich also eine feine Domänenstruktur ein, welche aufgrund der zunehmenden Spannungsenergie in Folge des Drehvorganges in den Blochwänden nicht beliebig fein wird. Je nach Materialeigenschaften bilden sich so unterschiedliche Domänenformen und -größen aus. Durchschnittliche Durchmesser der Domänen von Eisen liegen bei etwa $10 \mu\text{m}$. [12]

Aufgrund der unterschiedlichen Zustände angrenzender Bereiche kann man von einem mehrphasigen System sprechen, in welchem die Blochwände die Grenzflächen darstellen. [23] Innerhalb der Blochwand vollzieht die magnetische Spinausrichtung

eine Drehung senkrecht zur Wandebene, wie in Abbildung 7 beispielhaft für eine 180° Wand dargestellt. Die Dicke der Schicht ist abhängig von Kristall- und Austauschenergie. Nach oben wird die Dicke der Schicht durch die Kristallenergie begrenzt, die aufgrund des Herausdrehens der Spinausrichtung aus den einfachen Magnetisierungsachsen innerhalb der Blochwand höher ist als in den Domänen. Die Austauschenergie wird geringer, je kleiner der Winkel zwischen zwei Elektronenspins ist. Für eine geringe Austauschenergie ist daher eine hohe Schichtdicke vorteilhaft. Im Minimum der kombinierten Energien liegt die Schichtdicke der Blochwand. Dies liegt im Bereich von 50 bis 5000 Atomabständen. Als Sonderfall sind dünne Schichten zu berücksichtigen, in denen die Wand dicker ist als die Höhe der Schicht. Aufgrund magnetostriktiver Spannungen dreht sich die Magnetisierungsrichtung in diesem Fall in der Wandebene und die Wand wird als Néel-Wand bezeichnet. [16, 23]

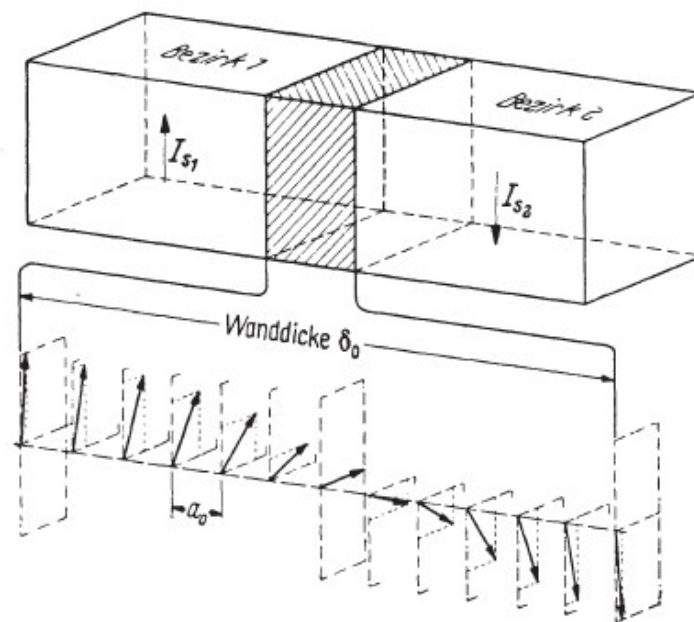


Abbildung 7: Drehung der Magnetisierungsrichtung in einer 180° Blochwand [16]

Nachdem der Zustand der spontanen Magnetisierung erläutert ist, werden im Folgenden die Effekte durch ein angelegtes äußeres Magnetfeld beschrieben. Zunächst mit einem statischen magnetischen Feld und anschließend mit zyklisch wechselnder Magnetisierungsrichtung.

In Folge der spontanen Magnetisierung ist der Werkstoff aufgrund der statistischen Verteilung der Ausrichtung der Domänen nach außen magnetisch neutral. Die magnetischen Momente der Domänen mit Ausrichtung in die einzelnen Richtungen heben sich auf. Das Anlegen eines äußeren Magnetfeldes stellt nun eine potentielle Energie dar, welche sich aus der Stärke des Magnetfeldes und dem Winkel der einfachen Magnetisierungsrichtung zum äußeren Feld berechnet. Aus dem Bestreben die potentielle Energie auf ein Minimum zu bringen, werden die Anteile der Domänen, welche entgegen dem äußeren Feld ausgerichtet sind, verringert und die Anteile der Domänen deren Magnetisierungsrichtung geringe Winkel zum äußeren Feld aufweisen vergrößert. Dies erfolgt über zwei Effekte. Durch ein Wandern der Blochwände im Werkstoff werden Domänen in Magnetisierungsrichtung, also der

Richtung des äußeren Magnetfeldes größer und Domänen entgegen der Magnetisierungsrichtung kleiner. In Sonderfällen können sich auch neue Domänen ausbilden. Als zweiter Effekt werden die Spinausrichtungen innerhalb der Domäne aus der einfachen Magnetisierungsrichtung in die Richtung des äußeren Magnetfeldes gedreht. Abbildung 8a zeigt diese Effekte. [16, 22]

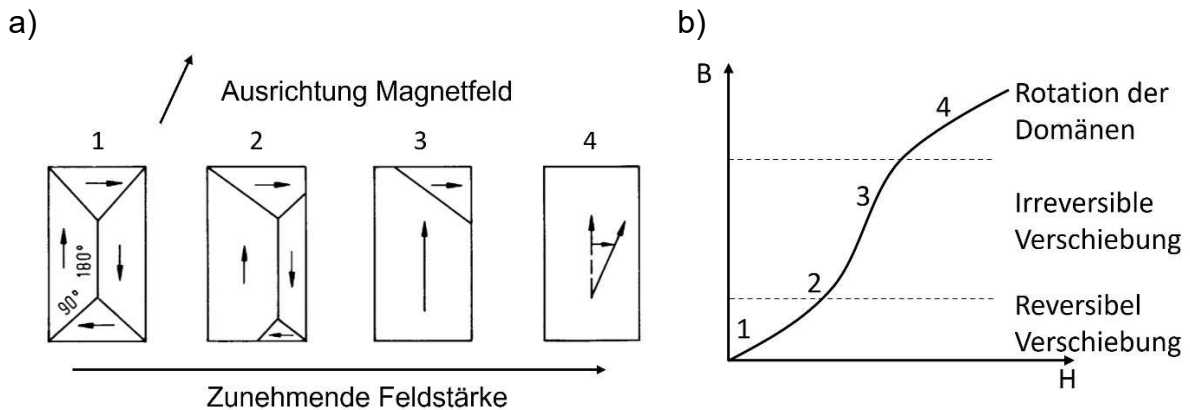


Abbildung 8: a) Domänenwachstum nach [22] b) Neukurve

Im Ausgangszustand (Abbildung 8a.1) bilden die Domänen einen geschlossenen Kreis entlang der einfachen Magnetisierungsachsen, um die Gesamtenergie des Systems gering zu halten. In Folge des Anlegens eines äußeren Magnetfeldes beginnen die Verschiebungen der Blochwände und die Domänen mit kleinen Winkeln zum äußeren Magnetfeld wachsen, während die anderen Domänen kleiner werden. Ist die Verschiebung der Blochwände abgeschlossen, werden die verbleibenden Domänen, welche sich weiterhin an den einfachen Magnetisierungsachsen orientieren, aus diesen herausgedreht und unter Aufwendung der Kristallenergie in die Richtung des äußeren Magnetfeldes ausgerichtet. In diesem Punkt erreicht der Werkstoff die **Sättigungsflussdichte**. Eine weitere Steigerung der Flussdichte im Werkstoff ist nicht möglich. Abbildung 8b zeigt diesen Prozess anhand einer **Neukurve**, also der ersten Magnetisierung eines ferromagnetischen Werkstoffes, aufgetragen als Flussdichte über Feldstärke. Die Neukurve ist in drei Bereiche eingeteilt. Im ersten Abschnitt treten reversible Verschiebungen der Blochwände auf, was bedeutet, dass bei einer Zurücknahme des äußeren Feldes der Ausgangszustand wieder erreicht wird. Außerdem werden Domänen mit kleinen Winkeln zum äußeren Magnetfeld nach diesem ausgerichtet. Der zweite Abschnitt stellt irreversible Verschiebungen der Blochwände dar. Im dritten Abschnitt werden in einem reversiblen Prozess die Ausrichtungen der Spins von den einfachen Magnetisierungsachsen der Kristallgitter auf das äußere Magnetfeld gedreht (vgl. Abbildung 8a.4). [7, 21] Die Unterscheidung zwischen reversiblen und irreversiblen Verschiebungen der Blochwände wird in Abbildung 9 erläutert. Abbildung 9a zeigt einen beispielhaft dargestellten vereinfachten Verlauf der Energie $E(x)$ einer Blochwand für unterschiedliche Positionen in Richtung einer potentiellen Verschiebung x . Abbildung 9b stellt den Gradienten dE/dx dar.

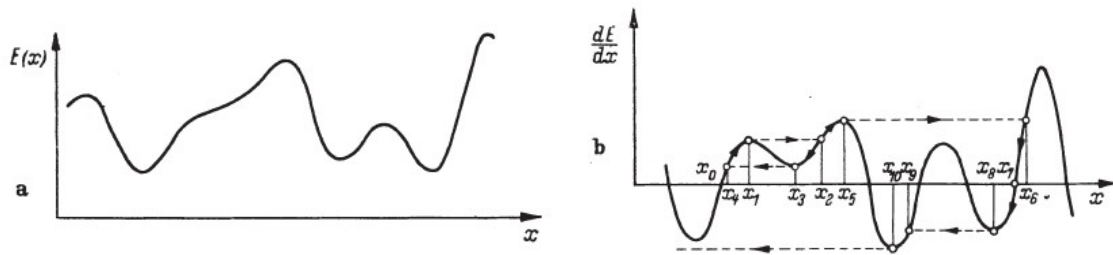


Abbildung 9: a) Freie Energie der Blochwand in Abhängigkeit der Position b) Gradient der freien Energie [16]

Der Verlauf von $E(x)$ ist in lokalen Materialunterschieden begründet. Hierzu zählen Störstellen wie Einschlüsse und Ausscheidungen, welche das Wandvolumen und so die Energie reduzieren. Gleichzeitig bilden sich um Störstellen sekundäre Elementarbereiche zur Reduzierung der Streufeldenergie. Ein weiteres Beispiel ist die aufgrund von Verzerrungen und Diffusionsprozessen ortsabhängige Kristallenergie. Aus der Interaktion der unterschiedlichen Einflüsse entsteht eine komplexe stetige Funktion. [9, 16]

In der Ausgangsposition x_0 befindet sich die Blochwand in einem Energieminimum und somit in einer stabilen Position. Durch eine Erhöhung der Feldstärke des äußeren Magnetfeldes wird die Gesamtenergie des Systems erhöht und die Blochwand wandert zu einem Punkt höherer Energie, beispielsweise x_1 . Wird nun die Feldstärke reduziert, bewegt sich die Blochwand zurück zur Ausgangsposition. Diese Verschiebung der Blochwand stellt den reversiblen Teil der Neukurve dar. Auch bei einer Erhöhung der Feldstärke bis x_5 bewegt sich die Blochwand letztendlich zur Ausgangsposition x_0 zurück. Erst beim Überschreiten eines energetisch günstigeren Zustandes als x_0 , wie in diesem Fall in Folge von x_5 , ist der Prozess irreversibel und die Verschiebung der Blochwand bleibt bestehen. Der reversible Anteil der Verschiebung der Blochwand ist also stets von dem lokalen Energiegradienten abhängig. [16] Abbildung 10 stellt diesen Prozess vereinfacht da. Der Schritt von a) zu b) ist reversibel. Bei einer Wegnahme des äußeren Feldes kehrt die Blochwand in den Ausgangszustand zurück. Löst sich die Blochwand von den Fehlstellen entsteht eine irreversible Verschiebung der Blochwand (c)). Nach dem die Verschiebung der Blochwand abgeschlossen ist, treten die in d) dargestellten reversiblen Drehprozesse ein.

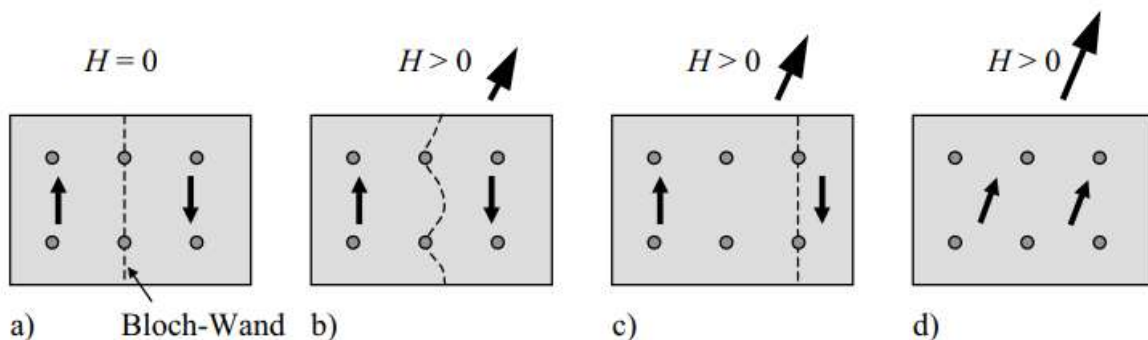


Abbildung 10: Verschiebung der Blochwand [19]

Die in Abbildung 9 durch Linien angedeuteten, teilweise irreversiblen Sprünge im Energiegradienten werden als **Barkhausen-Sprünge** bezeichnet. Die Sprünge entstehen durch einen Abfall der Energie und der damit verbundenen Verschiebung der Blochwand. Aufgrund dieser Sprünge weist die gleichmäßig ansteigende Magnetisierungskurve bei genauer Betrachtung einen Treppenstufeneffekt, den Barkhausen-Effekt, auf. Im Allgemeinen wird der Effekt einem Springen der Blochwände von Ausscheidung zu Ausscheidung zugeschrieben. Mittels eines Versuchsaufbaus bestehend aus der Feldspule und der Probe sowie einer zusätzlichen Induktionsspule, einem Verstärker und einem Lautsprecher können die Barkhausen-Sprünge akustisch nachgewiesen werden. [16]

In Folge der irreversiblen Prozesse weisen ferromagnetische Werkstoffe bei der Wegnahme des äußeren Magnetfeldes eine bleibende Magnetisierung auf. Die Domänenstruktur zeigt also eine bleibende Verschiebung der Blochwände. Dies ist in Abbildung 11 in Form einer **Hysteresekurve** dargestellt.

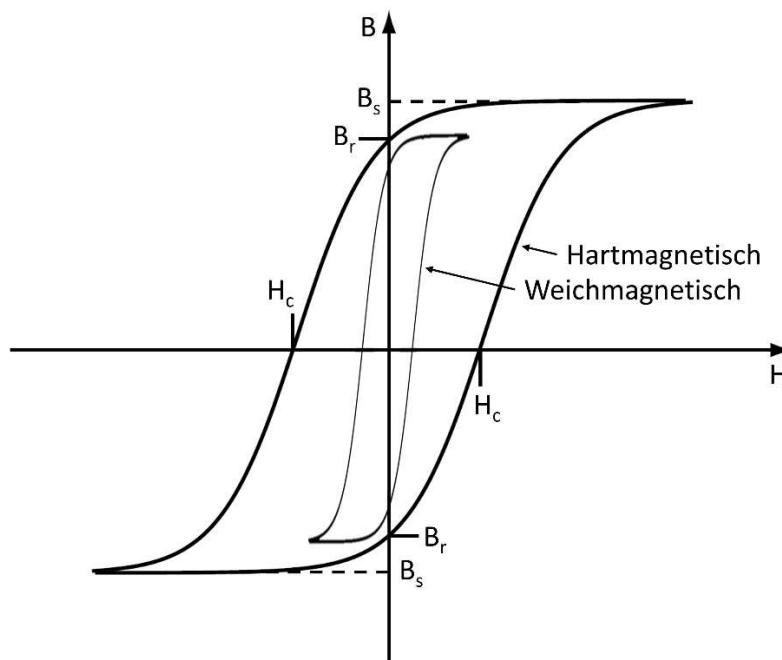


Abbildung 11: Hysteresekurve eines Ferromagneten und Vergleich hart- und weichmagnetischer Werkstoffe [19, 24]

Nach dem Anlegen eines ausreichend starken äußeren Magnetfeldes mit der Feldstärke H erreicht die Flussdichte B im Werkstoff die Sättigung B_s . Wird nun das äußere Magnetfeld reduziert, wird die Flussdichte nur um die reversiblen Anteile verringert. Es bleibt eine nach außen messbare Restmagnetisierung erhalten, welche als **Remanenz** oder Remanenzflussdichte B_r bezeichnet wird. Ohne äußere Einwirkungen wird diese Flussdichte im Werkstoff gehalten und der Werkstoff verhält sich als Dauermagnet. Durch eine Umkehr des äußeren Magnetfeldes werden die Blochwände in die entgegengesetzte Richtung verschoben und die Flussdichte im Werkstoff wird wieder gesenkt. Erreicht die Feldstärke die **Koerzitivfeldstärke** $-H_c$ ist der Werkstoff wieder entmagnetisiert und weist nach außen keine Magnetisierung auf. Alternativ kann dies durch ein Erhitzen des Werkstoffes über die Curie-Temperatur

oder eine andere Form großer Energieeinbringung erreicht werden. Bei einer Verstärkung des negativen Magnetfeldes wird die Sättigungsflussdichte $-B_s$ erreicht. Bei einem zyklischen Wechsel der Magnetisierungsrichtung verhält sich der Werkstoff stets analog zu dem beschriebenen Verlauf und beschreibt so die dargestellte punktsymmetrische Hysteresekurve. [17, 19] An der Hysteresekurve kann auch die Permeabilität von Ferromagneten abgelesen werden, welche die Steigung der Kurve darstellt. Die relative Permeabilität von Ferromagneten kann Werte von einigen 100.000 erreichen. Ein Vergleich der Permeabilität der unterschiedlichen Werkstoffe ist in Abbildung 12 gegeben, wobei μ_0 die Permeabilität des Vakuums mit $\mu_r = 1$ darstellt. Es ist ersichtlich, dass diamagnetische Werkstoffe das äußere Magnetfeld schwächen, während paramagnetische Werkstoffe das äußere Magnetfeld leicht verstärken und ferromagnetische Werkstoffe zu einer starken Verstärkung des äußeren Magnetfeldes führen. [17]

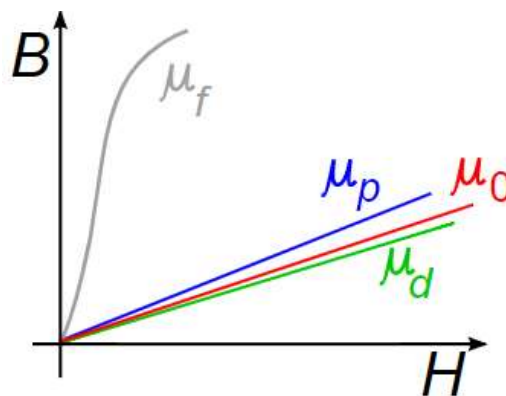


Abbildung 12: Vergleich der Permeabilität von diamagnetischen Stoffen (μ_d), paramagnetischen Stoffen (μ_p) und ferromagnetischen Stoffen (μ_f) mit der Permeabilität des Vakuums (μ_0) [25]

Die Form der Hysteresekurve ferromagnetischer Werkstoffe ist materialabhängig und es wird in **hart- und weichmagnetische Werkstoffe** unterschieden. Die Unterscheidung ist in der benötigten Energie für die Verschiebung der Blochwände begründet. Die Energie, die zum Verschieben der Wand nötig ist, ist direkt von der Dicke der Blochwand abhängig. Aufgrund der geringeren Oberflächenenergie erfährt eine dicke Blochwand von mehreren tausend Atomabständen, wie sie bei weichmagnetischen Werkstoffen vorzufinden ist, einen geringeren Einfluss von Störstellen im Werkstoff als eine dünnere Wand von hartmagnetischen Werkstoffen. Die hohe Oberflächenenergie dünner Wände verhindert zudem das Neuausbilden von Domänen. Die Wanddicke ist wie zuvor beschrieben von der Kristallenergie und der Austauschenergie abhängig. Hartmagnetische Werkstoffe wie Neodym-Eisen-Bor Magnete weisen eine hohe Kristallenergie auf, welche vor allem durch den Boranteil stabilisiert wird. Weichmagnetische Werkstoffe hingegen weisen eine geringe Kristallenergie, eine hohe Austauschenergie und somit dicke Blochwände auf. Die Unterscheidung der Werkstoffe erfolgt anhand der Koerzitivfeldstärke. Als Grenze zwischen hart- und weichmagnetischen Werkstoffen wird nach DIN IEC 60404-1 eine Koerzitivfeldstärke von 1000 A/m angegeben. In der Folge weist ein weichmagnetischer Werkstoff bereits eine hohe Steigerung der Flussdichte bei geringen angelegten Feldstärken, also eine hohe Permeabilität auf. [17, 19, 23, 26]

Die Hysteresekurve gibt weiterhin Aufschluss über die Verluste während der Ummagnetisierung eines Werkstoffes. Bei den Verlusten wird zwischen Hystereseverlusten, Wirbelstromverlusten und Restverlusten unterschieden. **Hystereseverluste** entsprechen der aufgebrauchten Energie, um die Blochwände von der Remanenzflussdichte bis zur entgegengerichteten Sättigungsflussdichte zu magnetisieren. Die Hysteresekurve stellt einen Kreisprozess dar, wobei die Fläche der Hysteresekurve die verrichtete Arbeit im Prozess der Ummagnetisierung widerspiegelt. Da nach dem ersten Hauptsatz der Wärmelehre die innere Energie eines Systems konstant ist, muss die zugeführte Arbeit über Wärmeenergie abgegeben werden. Bei quasistatisch durchgeführten Versuchen werden diese Verluste also durch die Fläche der Hysteresekurve dargestellt. [16, 22] Die Fläche der Hysteresekurve stellt zusätzlich die frequenzabhängigen **Wirbelstromverluste** dar. Wirbelstromverluste treten infolge der elektromagnetischen Wechselwirkung und somit der elektrischen Leitfähigkeit des Werkstoffes auf. Infolge des Induktionsgesetzes werden bei einer dynamischen Änderung des Magnetfeldes im Material elektrische Spannungen induziert, welche zu elektrischen Wirbelströmen führen. In Folge der Wirbelströme entstehen so zusätzliche Wärmeverluste. Wirbelströme entstehen senkrecht zur Magnetisierungsrichtung. Bei elektromagnetischen Anwendungen kann die Ausbreitung der Wirbelströme üblicherweise durch eine Reduzierung der leitfähigen Schichtdicke reduziert werden. Über eingebrachte Isolierungsschichten werden die Ausbreitung und damit die Verluste effektiv reduziert. Abbildung 13 stellt diesen Zusammenhang graphisch dar. Der gelbe Pfeil stellt die Magnetisierungsrichtung dar, die roten Kreise die entstehenden Wirbelströme.

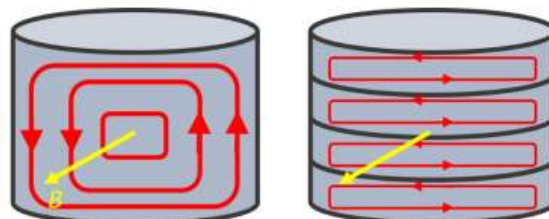


Abbildung 13: Reduzieren von Wirbelstromverlusten mithilfe von Isolierschichten. [27]

Als letzte Verlustquelle können **Restverluste** oder Nachwirkungsverluste genannt werden, welche auf der nachteilenden Induktion hinter dem sich verändernden magnetischen Feld basieren. Restverluste werden ermittelt, indem die Gesamtverluste des Systems gemessen und um die simulierten Werte für Hysteres- und Wirbelstromverluste reduziert werden. Die Frequenz der Ummagnetisierung geht quadratisch in die Wirbelstromverluste ein, während Hystereseverluste linear von der Frequenz abhängig sind. Restverluste sind proportional zur Wurzel der Frequenz, und haben bei weichmagnetischen Anwendungen nur geringen Einfluss. Daher ist die Wahl des Werkstoffes stark von dem Anwendungsfall abhängig. Bei hochfrequenten Anwendungsfällen sind grundsätzlich Werkstoffe mit geringen Wirbelstromverlusten, wie amorphe Materialien zu wählen. [9, 19, 28, 29]

2.1.2 Weichmagnetische Werkstoffe

Zu den vielfältigen Einsatzgebieten weichmagnetischer Werkstoffe zählen die Speicher-, Medizin- und Telekommunikationstechnik, Elektromotoren wie beispielsweise in Elektrofahrzeugen und Haushaltsgeräten, sowie die Energieversorgung, vor allem in Form von Transformatoren. [30] Das Ziel weichmagnetischer Materialien ist es stets in einem gegebenen Umfeld möglichst verlustfrei ein wechselndes magnetisches Feld zu verstärken. Aus den Einsatzgebieten für die magnetischen Materialien, entstehen unterschiedliche Anforderungen an die Eigenschaften des Materials. Ein Einflussfaktor für die Anforderungen ist die Frequenz des wechselnden magnetischen Feldes. Bei einem Vergleich der in Kapitel 2.1.1 vorgestellten Hysterese- und Wirbelstromverluste, werden Hystereseverluste vor allem von der Koerzitivfeldstärke beeinflusst, während Wirbelstromverluste vor allem von der elektrischen Leitfähigkeit abhängig sind. Da die Hystereseverluste linear mit der Wechselfrequenz ansteigen, die Wirbelstromverluste aber quadratisch, muss in Abhängigkeit des vorgesehenen Frequenzbereichs ein passender Werkstoff ausgewählt werden. Bei hohen Frequenzen ist eine geringe elektrische Leitfähigkeit einer niedrigen Koerzitivfeldstärke vorzuziehen (beispielsweise amorphe Werkstoffe). Weiterhin ist eine möglichst hohe Sättigungsflussdichte, also eine möglichst große Verstärkung des äußeren Feldes, vorteilhaft. Ferritisches Reineisen hat eine Sättigungsflussdichte von 2,14 Tesla. Einzig das Zulegieren von Kobalt kann die Sättigungsflussdichte weiter auf bis zu 2,4 Tesla steigern. Alle weiteren weichmagnetischen Werkstoffe weisen eine geringere Sättigungsflussdichte auf. Weitere wichtige Eigenschaften für weichmagnetische Werkstoffe sind eine hohe Curie-Temperatur, da diese die Temperaturbeständigkeit der magnetischen Eigenschaften beschreibt, sowie eine hohe Permeabilität, also eine große Steigerung der Flussdichte bei einer Erhöhung der Feldstärke. [9, 12, 30] Aufgrund des nicht-linearen Verlaufes der Permeabilität bei ferromagnetischen Werkstoffen kann zur Beschreibung des weichmagnetischen Verhaltens die differentielle Permeabilität verwendet werden, welche bei der Betrachtung der Hystereseurve in Abbildung 11 die Steigung der Hystereseurve an einem spezifischen Ort beschreibt. Verbreiteter ist aber die relative Permeabilität, welche die Lage eines bestimmten Punktes auf der Hystereseurve zum Ursprung beschreibt. Die maximale relative Permeabilität eines Werkstoffes wird über die Steigung einer Tangente vom Ursprung zur Neukurve bestimmt. [13, 22]

Die Auswahl an weichmagnetischen Werkstoffen ist vielfältig. Abbildung 14 stellt die gebräuchlichen weichmagnetischen Werkstoffe dar. Hierbei werden mit der Sättigungsflussdichte und der Koerzitivfeldstärke zwei wichtige weichmagnetische Eigenschaften gegenübergestellt. Auffällig ist, dass wie zuvor beschrieben der Werkstoff FeCo₅₀ die höchste Sättigungsmagnetisierung aufweist. Dies wird im Folgenden näher erläutert.

Verbreitete Werkstoffe sind Eisen-Kobalt (FeCo) und Eisen-Silizium (FeSi) Legierungen. Die Vorteile der hohen Sättigungsmagnetisierungen werden bei Frequenzen im Kilohertz-Bereich allerdings durch die hohe Leitfähigkeit

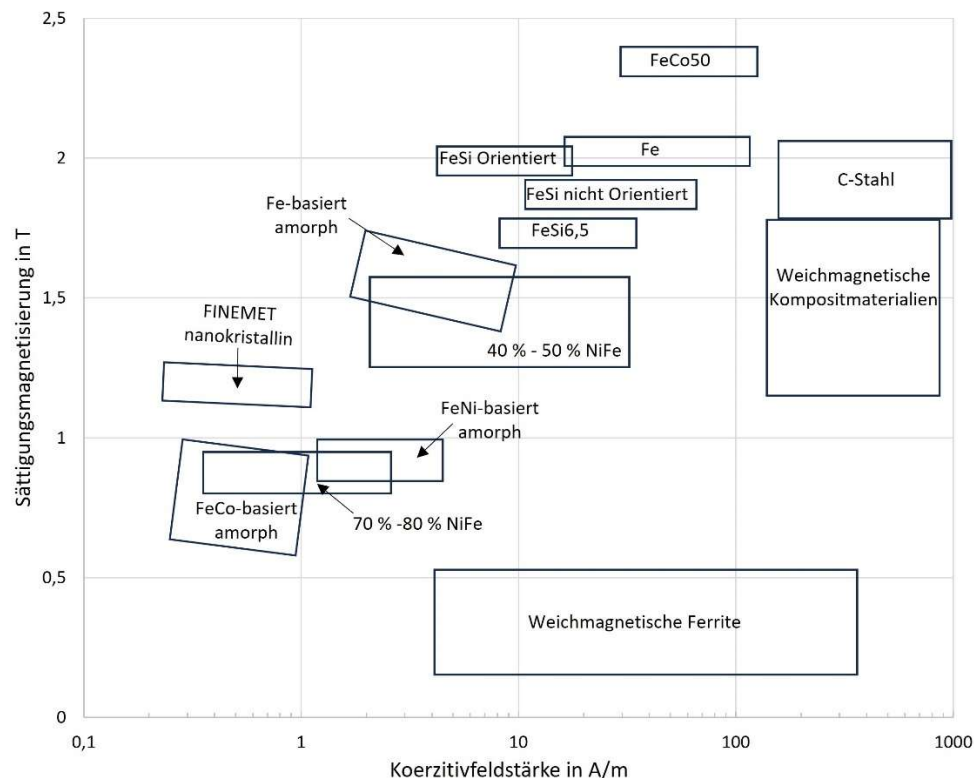


Abbildung 14: Überblick weichmagnetischer Werkstoffe nach [31]

beeinträchtigt, da sie in höheren Verlusten resultiert. Daher werden hier häufig metallische Gläser oder Sintermaterialien wie $\text{Fe}_9\text{Si}_6\text{Al}$ (Sendust) verwendet, welche eine geringere Sättigungsflussdichte, aber aufgrund einer deutlich geringeren Leitfähigkeit geringere Wirbelstromverluste aufweisen. [32]

Abbildung 15 zeigt die Marktanteile der weichmagnetischen Materialien in 2019. In dieser Arbeit werden Materialien für niedrigfrequente elektrische Maschinen betrachtet. Vor dem Hintergrund werden im Folgenden die Legierungen Eisen-Kobalt (FeCo) und Eisen-Silizium (FeSi) näher betrachtet, welche gleichzeitig den maßgeblichen Marktanteil an weichmagnetischen Materialien darstellen. [7, 33]

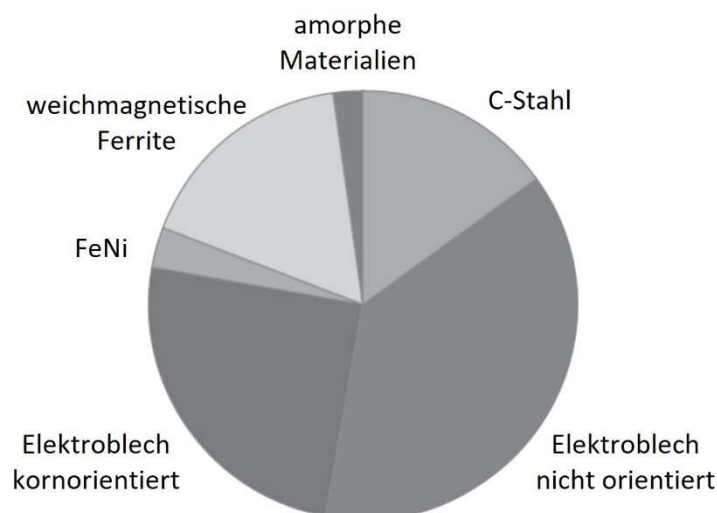


Abbildung 15: Marktanteile weichmagnetischer Materialien 2009 (Gesamtvolumen etwa 10 Mrd. \$) nach [7]

Elektroblech wird zur Unterdrückung der Wirbelströme genutzt. Wie in Kapitel 2.1.1 beschrieben, bilden Wirbelströme sich orthogonal zum magnetischen Fluss aus. Zur Unterdrückung werden Bleche mit einer Stärke um 0,3 mm hergestellt, welche beispielsweise durch einen Lack elektrisch isoliert und daraufhin gestapelt werden. Aufgrund der Isolierung der einzelnen Bleche untereinander können die Wirbelströme nicht frei fließen und werden in der Größe eingeschränkt, was in der Folge die Verluste reduziert. Die Stärke der Bleche ist primär von der Frequenz abhängig. Bei hohen Frequenzen wird eine dünne Blechstärke verwendet, um das Ausbilden von Wirbelströmen zu unterdrücken. Gleichzeitig sinkt bei dünnen Blechstärken aber die Packungsdichte und somit der Wirkungsgrad der elektrischen Antriebe, da mehr Volumen vom Isolator eingenommen wird. Das Verhältnis der Volumina wird als Stapelfaktor bezeichnet. Typische Werte für den Stapelfaktor liegen zwischen 0,95 und 0,98. Allein 2007 wurden 14 Mio. Tonnen Elektroblech in Form von Eisen-Silizium-Legierungen produziert. [30] Um den magnetischen Fluss zu verbessern und gleichzeitig die Wirbelströme und damit die Verluste zu reduzieren kann in Anwendungen mit fester Magnetisierungsachse (beispielsweise Transformatoren) zudem **kornorientiertes Elektroblech** verwendet werden. Hierbei wird die in Kapitel 2.1.1 vorgestellte Vorzugsrichtung genutzt, um die magnetischen Eigenschaften in bestimmten Ebenen zu optimieren. In kornorientiertem Elektroblech weisen der Großteil der Körner die gleiche Orientierung und damit die gleichen einfachen Magnetisierungsachsen auf, was die Sättigung vereinfacht. Hergestellt wird es über eine Kombination aus Walzprozessen und Wärmebehandlungen zur Rekristallisierung. In Anwendungen mit drehender Magnetisierungsachse, wie beispielsweise Elektromotoren, kommt weiterhin nicht orientiertes Elektroblech zum Einsatz. Kornorientiertes Elektroblech weist einen Anteil von etwa 20% des erzeugten Elektroblechs auf. [7, 30]

Der Unterschied zwischen FeCo50 Legierungen mit 50 Ma.-% Kobalt und FeSi3 Legierungen mit 3,2 Ma.-% Silizium liegt vor allem in der höheren Sättigungsflussdichte von FeCo50, welche mit bis zu 2,4 T deutlich über den 1,9 – 2 T liegt, welche FeSi3 Legierungen erreichen. In Folge der höheren Sättigungsflussdichte kann das benötigte Volumen des magnetischen Werkstoffes reduziert werden, während der magnetische Fluss erhalten bleibt. Aufgrund der vergleichbaren Dichte, FeCo50 hat eine Dichte von etwa 8.12 g/cm³, FeSi etwa 7,8 g/cm³, können so ein geringeres Gesamtgewicht und eine kompaktere Bauweise erzielt werden. Weiterhin liegt FeCo50 mit einer Curie-Temperatur von 920 - 985 °C etwa 200 °C über der Curie-Temperatur von FeSi3 und eignet sich somit besonders für Hoch-Temperatur-Anwendungen. Wegen der höheren Kosten von Kobalt liegen FeCo50-Legierung preislich etwa beim zehnfachen der FeSi-Legierungen. FeCo50 Legierungen werden daher vor allem in den Bereichen Hochleistungsmotoren und Luft- und Raumfahrt eingesetzt. [34–36]

Eisen-Kobalt-Legierungen

Zur Herleitung der guten magnetischen Eigenschaften von FeCo50 muss zunächst die Elektronenbesetzung betrachtet werden. Beide Elemente sind Elemente der

Übergangsmetalle mit vollständig besetztem 4s-Orbital. Der einzige Unterschied liegt in der Besetzung des 10-Fach besetzbaren 3d-Orbitals, welches bei Eisen sechsfach, bei Kobalt siebenfach besetzt ist. Nach der Hundschen Regel werden zunächst alle fünf Elektronenbahnen des 3d-Orbitals mit den ganzzahligen magnetischen Quantenzahlen von -2 bis +2 einfach besetzt, wobei die Spinquantenzahl stets den Zustand Spin-Up hat. Daraufhin werden bei Eisen eine bzw. bei Kobalt zwei magnetische Quantenzahlen doppelt besetzt. Da sich die Bahnmomente der ersten fünf Elektronenbahnen aufheben, tragen lediglich das sechste bzw. siebte Elektron zu einem nach außen wirkenden Bahnmoment bei. [19]

Der Landé-Faktor g gibt das Verhältnis von Bahn- zu Spinmoment an. Da das Spinmoment eines spezifischen Elektrons etwa doppelt so groß ist wie das Bahnmoment, gibt der Wert 1 ein reines Bahnmoment und der Wert 2 ein reines Spinmoment an. Experimente haben gezeigt, dass FeCo50 den Landé Faktor 1,93 aufweist, was unterstreicht, dass das Spinmoment dominant ist. [16]

Das magnetische Moment infolge des Elektronenspins resultiert aus einem Ungleichgewicht von Spin-Up und Spin-Down Elektronen. Hierbei ist die Zustandsdichte der Spin-Verteilung entscheidend. Die in Kapitel 2.1.1 eingeführte Zustandsdichte gibt die statistische Besetzung der Elektronen in Abhängigkeit der Energie an, wobei nicht ein einzelnes Atom, sondern das Bändermodell betrachtet wird. Bei der Zustandsdichte kommt es bei ferromagnetischen Materialien in Folge der spontanen Magnetisierung zu einer Verschiebung der Spin-Up und Spin-Down Zustandsdichten. Weiterhin werden bei elektrisch leitenden Metallen Zustände beim Überschreiten der Fermienergie nicht mehr besetzt. Abbildung 16 zeigt dies für Eisen, Kobalt sowie für FeCo50.

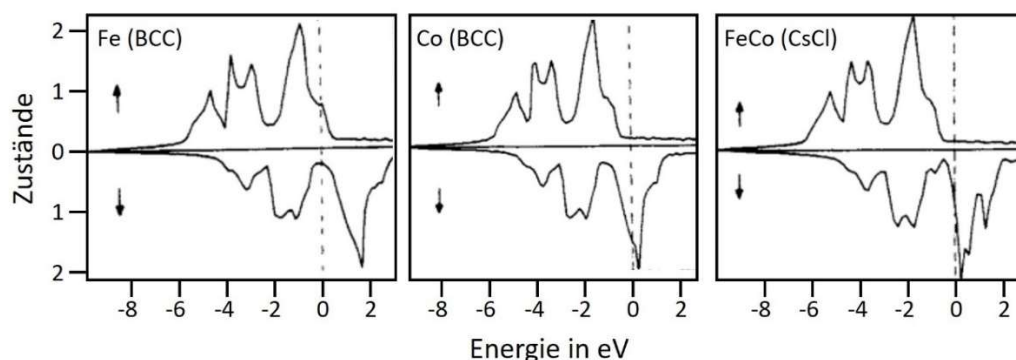


Abbildung 16: Zustandsdichte von Eisen, Kobalt und FeCo50 [37]

Für Eisen ist zu sehen, dass ein Anteil der Spin-Up Elektronen durch die Fermienergie abgeschnitten wird, was das Ungleichgewicht der Spins reduziert und so das magnetische Moment schwächt. Bei Kobalt ist dies aufgrund der höheren Fermienergie nur begrenzt der Fall. In der Legierung FeCo50 verschiebt sich die Fermienergie so, dass alle Spin-Up Zustände besetzt werden können und gleichzeitig der Einfluss die Besetzung der Spin-Down-Zustände reduziert.

Die in Abbildung 17 dargestellte Kristallstruktur von FeCo50 ist eine geordnete B2 Phase, also kubisch-raumzentriert, wobei jedes Atom als nächste Nachbarn das jeweils andere Legierungselement aufweist. Bei der Betrachtung von einer Eisenzelle

mit Kobalt im Zentrum erhöht Kobalt aufgrund der Verschiebung der Zustandsdichte das magnetische Moment des Eisens von 2,14 μB auf 2,72 μB bei 50 Ma.-% Kobalt. Das magnetische Moment von Kobalt mit Eisen im Zentrum bleibt nahezu konstant bei 1,69 μB . Bei der betrachteten Legierung mit 50 Ma.-% Kobalt resultiert so ein magnetisches Moment von etwa 2,21 μB , womit FeCo-Legierungen die einzige Möglichkeit darstellen, das magnetische Moment und damit die Sättigungsmagnetisierung von Eisen zu erhöhen. [31, 37]

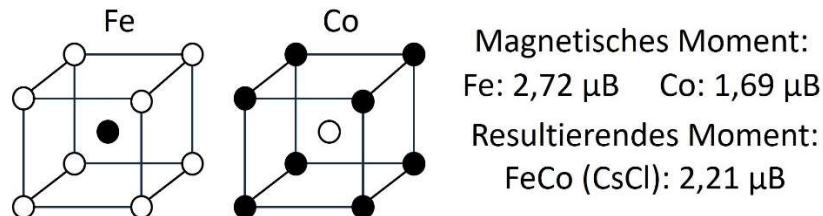


Abbildung 17: Kristallstruktur FeCo50 nach [37]

Die mechanischen Eigenschaften von FeCo50 sind abhängig von der Temperatur und Wärmebehandlung. Bei einer Temperatur über 730 °C stellt sich eine ungeordnete krz-Phase ein. Beim Abkühlen wird diese in eine spröde, geordnete B2 Phase ($L2_0$ für ternäre Legierungen), mit den bekannten guten weichmagnetischen Eigenschaften, umgewandelt. Ein Abschrecken zum Erhalten der ungeordneten Phase ist nur in sehr dünnen Schichten möglich. Aufgrund der geringen Duktilität von reinem FeCo50 werden im Allgemeinen Legierungselemente hinzulegiert, um die mechanischen Eigenschaften zu verbessern. Die gängige Legierung enthält 2 Ma.-% Vanadium, welches eine $L1_2$ Phase einstellt und die Umwandlung von der ungeordneten Phase in die geordnete $L2_0$ Phase einschränkt. In der (teilweise) geordneten Phase kann so eine Streckgrenze von etwa 290 MPa und eine Bruchdehnung von 9% erreicht werden. [38–40] Vanadium senkt zudem die elektrische Leitfähigkeit und reduziert somit die Wirbelstromverluste. Auf die vorteilhaften weichmagnetischen Eigenschaften von FeCo50 haben die Legierungselemente aufgrund des geringen Anteils eine vernachlässigbare Auswirkung. [39, 40] Weiterhin ist die Zugabe von Chrom zur Erhöhung der Duktilität verbreitet. In neueren Studien zeigen auch Kohlenstoff, Molybdän, Wolfram, Tantal, Niob und Nickel positive Auswirkungen auf die Duktilität. [31, 39] Eine Zusammenfassung der magnetischen Eigenschaften von FeCo- und FeSi-Legierungen ist am Ende des Kapitels in Tabelle 1 dargestellt.

Eisen-Silizium-Legierungen

Aufgrund der Kombination aus guten weichmagnetischen und mechanischen Eigenschaften und den geringen Kosten im Vergleich zu anderen weichmagnetischen Legierungen sind Eisen-Silizium-Legierungen die am weitesten verbreiteten weichmagnetischen Werkstoffe mit einem weltweiten Marktanteil von etwa 80 %. Die gängigste Form ist Elektroblech mit einer Legierungszusammensetzung aus Eisen mit 3,2 Ma.-% Silizium. [41]

Im Gegensatz zu FeCo-Legierungen wird Silizium nicht eingesetzt, um die Sättigungsflussdichte zu erhöhen. Diese wird in etwa im Verhältnis des Siliziumanteils reduziert. [31, 41] Neben der Reduzierung der Sättigungsflussdichte erweist sich auch

die Absenkung der Curie-Temperatur, sowie die Versprödung des Materials ab etwa 2 Ma.-% Silizium als nachteilig. Silizium hat aber dennoch vielfältige Vorteile auf die weichmagnetischen und mechanischen Eigenschaften. Durch die Zugabe von 2,5 Ma.-% Silizium wird die Koerzitivfeldstärke im Vergleich zu Reineisen bereits halbiert. Weiterhin wird die Permeabilität erhöht und die Hystereseverluste werden gesenkt. Pro Ma.-% Silizium wird zudem der spezifische elektrische Widerstand um etwa 133 % erhöht. In Anwendungen bis 500 Hz ist der elektrische Widerstand proportional zu den Wirbelstromverlusten. Wie in Abbildung 18 dargestellt, wird ab einem Siliziumgehalt von etwa 2,5 Ma.-% zudem die Gammaphase vermieden, was ein Umklappen des Gitters verhindert, und die Wärmebehandlung vereinfacht.

Die Zugabe von Silizium führt weiterhin zu einer Verfestigung des Werkstoffes und einer Reduzierung der Dichte. Außerdem wird ab 4,5 Ma.-% Silizium die Magnetostraktion in $\langle 100 \rangle$ reduziert, welche vor allem in den für FeSi-Legierungen typischen Blechpaketen aus gestapeltem Elektroblech zu einem deutlich vernehmbaren Brummen führen kann. [31, 42] Eine Übersicht über den Einfluss des Siliziumanteils auf die weichmagnetischen und mechanischen Eigenschaften von Eisen-Silizium-Legierungen ist in Abbildung 18 gegeben.

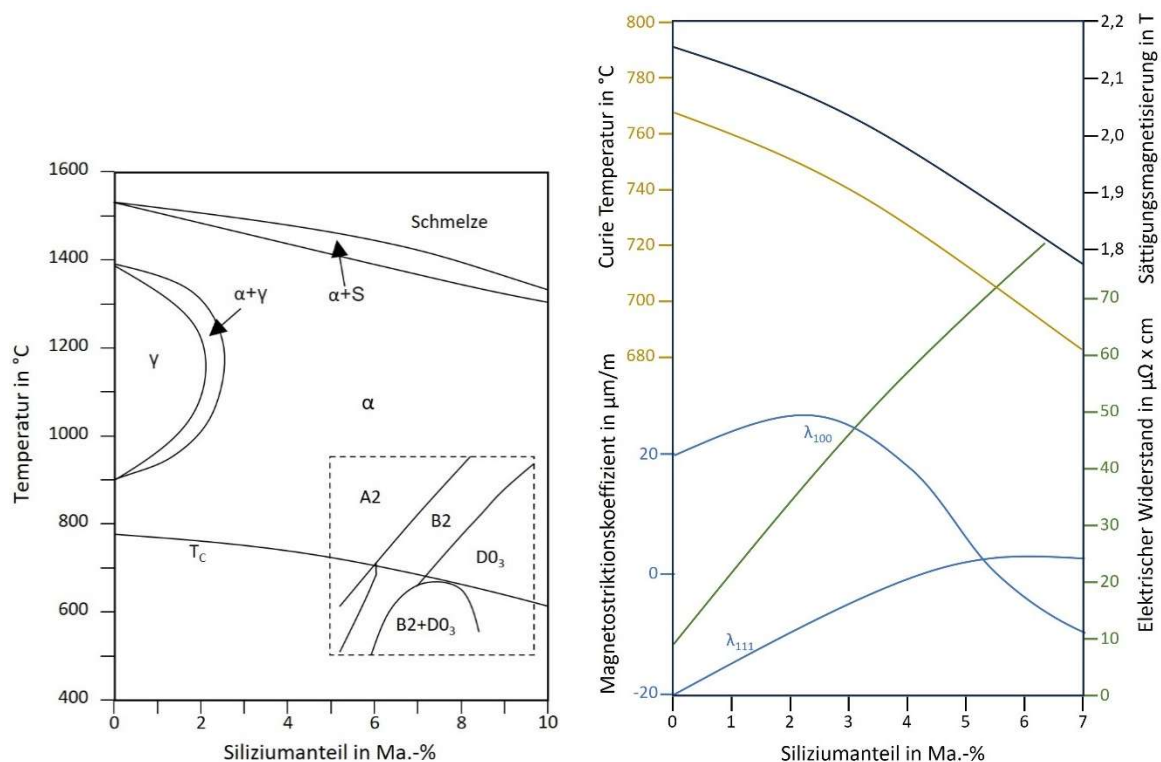


Abbildung 18: Zweistoffsystem FeSi nach [41, 42] und Einfluss des Siliziumgehaltes auf ausgewählte Materialeigenschaften nach [42, 43]

Aus Abbildung 18 geht weiterhin hervor, dass eine weitere Erhöhung des Siliziumanteils über 3 Ma.-% vielseitige Vorteile mit sich bringt. Für einen Großteil der Anwendungsfälle liegt das Optimum bei 6,5 Ma.-% Silizium. Die maßgeblichen Effekte für eine Verbesserung der weichmagnetischen Eigenschaften mit steigendem Siliziumgehalt sind die Erhöhung des spezifischen elektrischen Widerstandes sowie das Einstellen von geordneten Phasen. Wie in Abbildung 18 zu sehen ist, steigt der

spezifische Widerstand annähernd linear mit zunehmendem Siliziumgehalt an. Die Substitutionsatome des Siliziums verzerren das kubisch raumzentrierte Gitter und erschweren so den Fluss des Elektronengases. Der resultierende erhöhte spezifische elektrische Widerstand reduziert die Ausbreitung von Wirbelströmen und verringert so die Verluste. In der klassischen Elektroblech-Bauweise kann dies zudem durch eine Reduzierung der Blechdicke erfolgen, wobei dies mit erhöhten Kosten und einer verringerten Stapeldichte verbunden ist. Da Wirbelstromverluste quadratisch mit der Frequenz ansteigen, ist die Reduktion der Blechdicke besonders bei höherfrequenten Anwendungen interessant. [31, 41]

Die bei höher siliziumhaltigen Legierungen auftretenden Ordnungsmechanismen stellen einen weiteren Einfluss auf die weichmagnetischen Eigenschaften dar. Wie in Abbildung 18 zu sehen, wird ab etwa 5,3 Ma.-% Silizium die nach Strukturbericht als B2 benannte Phase erreicht. Ab 6 Ma.-% Silizium wird zudem die Phase D0₃ erreicht. Im Gegensatz zur ungeordneten A2 Phase, welche eine Zufallsverteilung der Atome aufweist, handelt es sich bei der B2 sowie der D0₃ Phase um geordnete Phasen. Abbildung 19 stellt die Verteilung der Siliziumatome für die drei Phasen dar. [41]

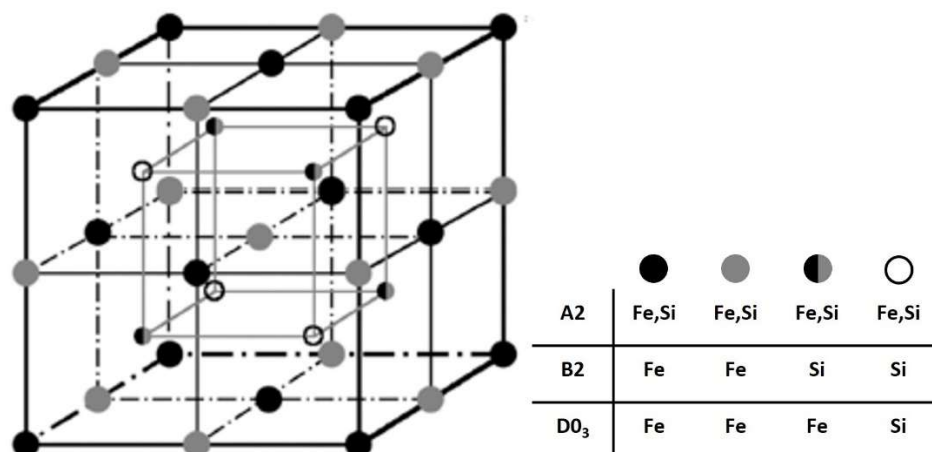


Abbildung 19: Verteilung der Siliziumatome in den Phasen A2 (ungeordnet), B2 und D0₃. [41]

In der B2 Phase vom CsCl-Typ werden die Zentren der krz-Würfel mit Siliziumatomen besetzt, solange ausreichend Siliziumatome vorhanden sind. In der D0₃ Phase vom AlFe₂-Typ werden von acht Zentren der krz-Würfel vier mit Siliziumatomen besetzt, in einer Anordnung, in welcher die Siliziumatome den größtmöglichen Abstand haben. [41] Beide Ordnungsformen führen zu besseren magnetischen Eigenschaften. Die B2 Phase beeinflusst vor allem die Sättigungsmagnetisierung und reduziert die magnetische Anisotropie. Die Vorteile der D0₃ Phase sind vielfältig. Sie reduziert die Magnetostriktion und die Koerzitivfeldstärke und führt zu einer hohen maximalen Permeabilität. [41, 44] Das Resultat eines gesteigerten Siliziumgehaltes auf 6,5 Ma.-% ist also eine deutliche Reduktion von Wirbelstromverlusten, der Koerzitivfeldstärke und der Magnetostriktion, sowie eine erhöhte Permeabilität. Bei der Betrachtung der magnetischen Eigenschaften ist einzig ein leichtes Absenken der Sättigungsmagnetisierung auf etwa 1,8 T von Nachteil, sowie das Absenken der Curie-Temperatur. Aufgrund der geringeren Durchmesser der Siliziumatome wird der durchschnittliche Atomabstand und damit das Austauschintegral verringert. Eine

weitere Erhöhung des Siliziumgehaltes bringt keine weitere Verbesserung mit sich, da vor allem die Permeabilität oberhalb von 6,5 Ma.-% Silizium wieder deutlich abnimmt. [31, 41, 44]

Die durch die Steigerung des Siliziumgehaltes eingestellten geordneten Phasen führen allerdings zu einer starken Versprödung des Materials, welches in deren Folge nicht mehr über den klassischen Kaltwalzprozess hergestellt werden kann. Der Effekt ist auf das Blockieren von Versetzungsgleiten durch das aus geordneten Phasen entstehende Übergitter (superlattice-structure), sowie durch Mischkristallverfestigung zurückzuführen. [45] Um dennoch Blechpakete aus FeSi_{6,5} herzustellen, werden aktuell verschiedene Ansätze verfolgt. Diese lassen sich in Legierungsentwicklung und ein Unterdrücken der geordneten Phasen durch schnelles Abschrecken aufteilen.

Bei der Legierungsentwicklung werden verschiedene Elemente hinzulegiert, um die Duktilität der Legierung zu erhöhen und somit eine spanende und umformende Nachbearbeitung zu ermöglichen. Vielversprechend sind unter anderem Bor, Aluminium, Gallium, Chrom, Nickel und Niob. [46–48] Das Hinzulegieren von Bor führt zu einer Kornfeinung und damit einer erhöhten Duktilität, was das Kaltwalzen von FeSi_{6,5} ermöglicht. [46] Aluminium und Gallium unterdrücken die Ordnungsmechanismen und verhindern so die Versprödung. Grundsätzlich verschlechtern die Legierungselemente aber die weichmagnetischen Eigenschaften. [47, 48]

Wird auf weitere Legierungselemente verzichtet, werden Verfahren mit hohen Abschreckraten verwendet. Das Ziel ist es, durch die hohe Abschreckrate das Ausbilden von D0₃ und B2 Phasen zu verhindern, welche maßgeblich für die Versprödung verantwortlich sind. Nachdem die formgebenden Prozesse abgeschlossen sind, werden die Bleche einer zweistufigen Wärmebehandlung unterzogen. Hierbei werden die geordneten Phasen gezielt herbeigeführt und so die sehr guten weichmagnetischen Eigenschaften, mit einer maximalen relativen Permeabilität bis 52000, wieder eingestellt. [41, 44, 49] Das Schmelzschleudern (auch Schmelzspinnverfahren) hat sich als vielversprechendes Verfahren erwiesen. Die geschmolzene Legierung wird auf einer rotierenden Rolle abgeschreckt und nach etwa einer viertel Umdrehung abgeschabt. In einem kontinuierlichen Prozess können so FeSi_{6,5} Metallbänder erzeugt werden. Die Bänder weisen ein feinkörniges Gefüge auf, in welchem die D0₃ Phase vollständig unterdrückt und die B2 Phase reduziert wird. So wird eine anschließende Weiterverarbeitung ermöglicht. Obwohl dieses Verfahren kostengünstiger ist als andere Herstellungsverfahren, wie zum Beispiel die chemische Gasphasenabscheidung, ist das Hemmnis zurzeit noch die Kosten und der große Aufwand. Weitere Forschungsfortschritte in dem Verfahren sind notwendig, sollte auf diesem Weg hergestelltes hoch-siliziumhaltiges Elektrobänd die Standardlegierungen mit etwa 3 Ma.-% Silizium ablösen. [41]

Einflussfaktoren auf magnetische Eigenschaften

Nach der Auswahl des Materials hat die Blechstärke den größten Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften bei geblechten Bauteilen. Dünnere Bleche weisen

höhere Hystereseverluste auf, was auf die Oberflächeneinflüsse zurückzuführen ist. Somit hat die auch die Oberflächengüte einen Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften. Dünnere Bleche unterdrücken zudem aber Verluste infolge der Wirbelströme. Die Frequenz des Wechselfeldes geht wie in Kapitel 2.1.1 beschrieben in etwa linear in die Hystereseverluste und quadratisch in die Wirbelstromverluste ein. Daher wird die Blechdicke in Abhängigkeit der Frequenz ausgewählt. Typische Blechstärken liegen zwischen 0,1 mm und 0,5 mm. [43]

Neben der Unterdrückung der Wirbelströme durch die Blechung spielt die Korngröße eine wichtige Rolle für die magnetischen Eigenschaften. Da Korngrenzen eine Barriere für Blochwand-Verschiebungen darstellen sind große Körner von Vorteil für weichmagnetische Eigenschaften. In dem Bereich 150 nm bis 1 mm gilt für ein breites Spektrum an magnetischen Materialien ein antiproportionaler Zusammenhang zwischen Koerzitivfeldstärke und Korngröße, sowie ein linearer Zusammenhang zwischen Permeabilität und Korngröße. Die obere Grenze der optimalen Korngröße resultiert aus einem Anstieg der Wirbelstromverluste sowie der Restverluste. Aufgrund der verbesserten Leitfähigkeit in dem einheitlichen Gitter eines grobkörnigen Werkstoffes können sich Wirbelströme besser ausbreiten. Zudem wird vermutet, dass auch die Blochwand-Verschiebungen zu Wirbelströmen führen. Infolgedessen ist auch die Korngröße frequenzabhängig einzustellen. Für Eisen-Silizium-Legierungen liegt die optimale Korngröße für einen Frequenzbereich von 30 Hz bis 100 Hz bei etwa 150 μm . Die eingesetzten weichmagnetischen Werkstoffe kommen aufgrund der Auslegung der magnetischen Elemente üblicherweise nicht an ihre mechanische Belastungsgrenze. Daher kann die Wärmebehandlung auf die optimale Korngröße ausgelegt werden. [43, 50–52] Neben der Korngröße hat wie zuvor beschrieben auch die Kornorientierung einen Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften. Der Einfluss der Vorzugsgröße ist in Abbildung 5 dargestellt. Je nach Anwendungsfall kann so zwischen kornorientierten und nicht orientierten Blechen gewählt werden.

Eine weitere Einflussgröße auf die magnetischen Eigenschaften ist die Betriebstemperatur. Während eine erhöhte Temperatur den elektrischen Widerstand der Bauteile erhöht und somit die Wirbelstromverluste reduziert, sinkt gleichzeitig die Sättigungsmagnetisierung mit steigender Temperatur. Dies ist auf eine Störung der Spinkopplung mit zunehmender Wärmebewegung der Atome zurückzuführen. Die maximale Sättigung wird daher bei 0 K erreicht. [7, 9]

Spannungen im Material haben vielseitige Einflüsse auf die magnetischen Eigenschaften. Sie können die natürliche Magnetostriktion des Werkstoffs unterstützen, und so die weichmagnetischen Eigenschaften verbessern. Gitterverzerrungen haben aber einen negativen Einfluss auf die weichmagnetischen Eigenschaften, da Atomabstände verschoben werden und somit das Austauschintegral verändert wird oder durch Gitterdefekte Blochwand-Verschiebungen blockiert werden. Gleiches gilt für Verunreinigungen, welche zu Verzerrungen führen, und die Verschiebungen blockieren. Insbesondere Kohlenstoffverunreinigungen können in Verbindung mit Eisen Fe_3C Ausscheidungen bilden und die weichmagnetischen Eigenschaften erheblich verschlechtern. [43]

Abschließend stellt Tabelle 1 eine Zusammenfassung der gängigen weichmagnetischen Materialien und ihrer magnetischen Eigenschaften dar. In Tabelle 2 werden zudem die mechanischen Eigenschaften aufgeführt.

Tabelle 1: Übersicht gängiger weichmagnetischer Materialien und ihrer magnetischen Eigenschaften [52]

	Composition (wt% cryst. alloys, at% amorphous alloys)	Max. relative permeability (μ_{\max})	Coercive field H_c (A/m)	Saturation polarization J_s (T)	Curie temperature T_c (°C)	Saturation magnetostriction $\lambda_s = (\Delta l/l)_{J_s}$
Polycrystalline Fe	Fe ₁₀₀	$3\text{--}50 \times 10^3$	10–100	2.16	770	5×10^{-6}
NO Fe–Si	Fe ₉₆₋₉₉ Si ₁₋₄	$3\text{--}10 \times 10^3$	30–80	1.96–2.12	735–765	10×10^{-6}
GO Fe–Si	Fe ₉₇ Si ₃	$15\text{--}80 \times 10^3$	4–15	2.02	750	$1\text{--}3 \times 10^{-6}$
Fe–(6.5 wt%)Si	Fe _{93.5} Si _{6.5}	$5\text{--}30 \times 10^3$	10–40	1.80	690	5×10^{-7}
Sintered/bonded powders	Fe _{99.5} P _{0.5}	$10^2\text{--}10^3$	100–500	1.65–1.95	770	—
Permalloy/Mumetall	Fe ₁₅ Ni ₈₀ Mo ₅ / Fe ₁₄ Ni ₇₇ Mo ₄ Cu ₅	5×10^5	0.3–2	0.75–0.80	420	1×10^{-6}
Permendur	Fe ₄₉ Co ₄₉ V ₂	2×10^3	30–100	2.35	930	$60 \cdot 10^{-6}$
Fe50–Ni50	Fe ₅₂ Ni ₄₈	10^5	4	1.60	450	25×10^{-6}
Sintered ferrites	(Mn,Zn)O·Fe ₂ O ₃	$10^3\text{--}10^4$	5–20	0.4–0.55	130–280	$\sim 2 \times 10^{-6}$
	(Ni,Zn)O·Fe ₂ O ₃	$10^2\text{--}10^3$	20–200	0.2–0.35	110–400	$\sim 20 \times 10^{-6}$
Sendust	Fe ₈₅ Si _{9.5} Al _{5.5}	50×10^3	5–10	1.70	670	1×10^{-6}
Amorphous alloys (Fe-based)	Fe ₇₈ B ₁₃ Si ₉	10^5	2–5	1.56	415	37×10^{-6}
Amorphous alloys (Co-based)	Co ₆₇ Fe ₄ B _{14.5} Si _{14.5}	5×10^5	0.5–1	0.62	320	5×10^{-7}
Nanocrystalline alloys (FINEMET)	Fe _{73.5} Cu ₁ Nb ₃ Si _{13.5} B ₉	5×10^5	0.5–1	1.24	600	2×10^{-6}
Nanocrystalline alloys (NANOPERM)	Fe ₈₆ Cu ₁ Zr ₇ B ₆	5×10^4	3	1.52	600	1×10^{-7}

Tabelle 2: Übersicht gängiger weichmagnetischer Materialien und ihrer mechanischen Eigenschaften [52]

	Density (kg/m ³)	Thermal conductivity (W/(m K))	Electrical resistivity (Ωm)	Yield stress (tension) (MPa)	Fracture stress (tension) (MPa)	Vickers hardness
Polycrystalline Fe	7867	79.6	10.5×10^{-8}	70–150	290	100–150
NO Fe–(1.0 wt%)Si	7800	40	25×10^{-8}	300	400	130
NO Fe–(3.5 wt%)Si	7600	20	50×10^{-8}	400	530	220
GO Fe–(3 wt%)Si	7650	20	45×10^{-8}	320	380	200
Bonded-sintered Fe powders	7100–7700	10–30	50×10^{-6} – 1000×10^{-6}	50–250	50–250	140
Permalloy/Mumetall (Fe ₁₅ Ni ₈₀ Mo ₅)	8700	19	70×10^{-8}	280	700	160
Permendur (Fe ₄₉ Co ₄₉ V ₂)	8200	32	40×10^{-8}	200–400	250–650	180–220
Fe ₅₀ Ni ₅₀	8120	13	48×10^{-8}	250	520	120
Fe ₅₂ Ni ₄₈						
Sintered ferrites (Mn–Zn and Ni–Zn)	4800–5300	4–7	$10^{-2}\text{--}10^5$	60	60	600–800
Amorphous alloys (Fe- and Co-based)	7200–7900	9	$120\text{--}140 \times 10^{-8}$	700	2800	800
Nanocrystalline alloys (FINEMET)	7200	5	118×10^{-8}	150	150	800

2.2 Additive Fertigung

Als Beginn der additiven Fertigung werden häufig die 80er Jahre mit den ersten kommerziellen Anlagen und dem ersten Patent zur Stereolithografie, einem Verfahren der additiven Fertigung, gesehen. Seitdem erfährt die additive Fertigung eine steigende Popularität, welche durch die Weiterentwicklung und Industrialisierung der Verfahren in den letzten Jahren einen weiteren Schub erhalten hat. [5, 6] Zunächst bekannt unter dem Begriff „Rapid Prototyping“, fasst „additive Fertigung“ heute eine Vielzahl von einzelnen Abschnitten des Produktentstehungsprozesses zusammen. An das „Rapid Prototyping“, welches die ersten Phasen des Designs und der Prototypenfertigung beschreibt, schließt sich die Fertigung von Kleinserien, Formen und Werkzeugen an, vereinzelt als „Rapid Tooling“ bezeichnet. Als „Direct Manufacturing“ wird der Übergang von einer Kleinserienproduktion zur Serie bezeichnet und als „Rapid Repair“ werden neue Möglichkeiten der Reparatur von Bauteilen wie beispielsweise Werkzeugen bezeichnet. [5]

Die einzelnen Begriffe und die darunter versammelten Verfahren der additiven Fertigung verbindet der grundlegende Prozess, mit welchem Bauteile erzeugt werden. Durch einen schichtweisen Aufbau von Material grenzt sich die additive Fertigung von den klassischen subtraktiven und formgebenden Fertigungsverfahren der Gruppen Urformen, Umformen, Trennen und Fügen ab. [5, 53] Die unter dem Begriff der additiven Fertigung zusammengefassten Verfahren lassen sich in Materialien und Materialformen (Pulver, Draht, etc.) unterteilen. Tabelle 3 zeigt eine Übersicht der in VDI 3405 definierten Verfahren. [54]

Tabelle 3: Additive Fertigungsverfahren nach VDI 3405 [54]

Verfahren		Werkstoff				
Abk.	Bezeichnung	Papier	Kunststoff	Formsand	Metall	Keramik
SL	Stereolithografie		X			X
LS	Laser-Sintern		X	X	X	X
LBM	Laser-Strahlschmelzen				X	
EBM	Elektronen-Strahlschmelzen				X	
FLM	Fused Layer Modeling / Manufacturing		X			
MJM	Multi-Jet Modeling		X			
PJM	Poly-Jet Modeling		X			
3DP	3-D-Drucken		X	X	X	X
LLM	Laser Laminated Manufacturing	X	X		X	X
DLP	Digital Light Processing		X		X	X
TTS	Thermotransfer-Sintern		X			

Die additive Fertigung ist zum festen Bestandteil vieler Industrien geworden. Die treibenden Industriezweige sind die Medizintechnik, Luft- und Raumfahrt und die Automobilindustrie. [55] Die Vorteile der additiven Fertigung sind vielseitig. Komplexe

Geometrien, wie innenliegende Hohlräume, topologieoptimierte Formen oder Gitterstrukturen, lassen sich effizient fertigen und ermöglichen Leichtbau und Funktionsintegration. Bauteile können individuell an die Anforderungen angepasst werden und da die Formgebung werkzeuglos erfolgt entfallen Rüstzeiten bei der Fertigung unterschiedlicher Bauteile. Weiterhin werden die Bauteile endkonturnah gebaut und benötigen geringe bis keine Nachbearbeitung. Vor allem Kleinserien lassen sich so wirtschaftlich fertigen. Die Einschränkungen der additiven Fertigung sind spezifisch vom Anwendungsfall abhängig. Die vielseitigen Verfahren sind aktuell in unterschiedlichen Entwicklungsstadien. Trotz großer Fortschritte fehlt für eine effiziente Serienproduktion in vielen Fällen noch eine Weiterentwicklung der Verfahren in den Aspekten Aufbaurate und Wiederholgenauigkeit. [5, 6, 53, 56] Im Folgenden wird zunächst der grundlegende Prozessablauf der additiven Fertigung näher beschrieben. Anschließend wird der Fokus auf den verwendeten Prozess des selektiven Laserschmelzens gelegt.

2.2.1 Prozess

Neben dem schichtweisen Aufbau eint die additiven Fertigungsverfahren auch die Grundstruktur des Prozesses. Für alle Verfahren lässt sich der Prozess in die drei Abschnitte „Pre-Process“, „In-Process“ und „Post-Process“ einteilen. [5]

Der Pre-Process beginnt mit der Design-Phase und damit mit dem Erstellen eines CAD-Modells. Hier fließen Konstruktionsregeln für die additive Fertigung entsprechend der Grenzen des gewählten Verfahrens ein, aber auch computerunterstützte Optimierungen wie die Topologieoptimierung oder das generative Design können genutzt werden, um die Volumenkörper zu erzeugen. Üblicherweise wird daraufhin die CAD-Datei in ein STL-Format umgewandelt, welches zur weiteren Vorbereitung des Druck-Prozesses genutzt wird. Anschließend wird verfahrensspezifische Software genutzt, in welcher die zu druckenden Bauteile auf der virtuellen Bauplattform positioniert und orientiert werden. In Abhängigkeit des Verfahrens, des Designs und der Bauteilorientierung werden für einzelne Bereiche Stützstrukturen benötigt, welche im nächsten Schritt eingefügt werden. Weiterhin werden in diesem Schritt die notwendigen Prozessparameter, wie beispielsweise Schichtstärken und Druckgeschwindigkeiten, zugewiesen. Für den schichtweisen Druckprozess ist der nächste Schritt das „Slicen“, bei welchem das Bauteil in zur Grundfläche parallele Schichten gleicher Stärke geteilt wird. In diesem Schritt werden zudem die Pfade für beispielsweise den Laser oder das Ablegen von Material definiert. Anschließend wird die erzeugte Datei auf den Drucker übertragen. Der Pre-Process schließt ab mit dem Vorbereiten der Maschine für den Druckprozess. Je nach Verfahren wird hierbei beispielsweise Material zugeführt, eine Schutzgasatmosphäre erzeugt, der Bauraum vorgeheizt oder Maschinenelemente kalibriert. Im In-Process wird das Bauteil aufgebaut. Hierzu wird entsprechend der beim Slicen definierten Schichten und Pfade das Bauteil erzeugt. Je nach Verfahren kann dies zum Beispiel bedeuten, dass Material im Pulverbett aufgeschmolzen wird und anschließend erstarrt, aus einer Düse abgelegt wird, oder mithilfe eines Bindemittels verklebt wird. Der In-Process wird am Beispiel vom Pulverbettverfahren selektives Laserschmelzen in Kapitel 2.2.2 ausführlich erläutert. Nach dem Abschluss des Druckprozesses werden die Bauteile

dem Drucker entnommen. Bei Pulverbettverfahren wird hierzu zunächst das lose Pulver entfernt, welches das Bauteil umgibt. Je nach Verfahren werden die Bauteile im Drucker von der Bauplattform getrennt, oder gemeinsam mit dieser dem Drucker entnommen und anschließend abgetrennt. Im Post-Process werden die erzeugten Bauteile nachbearbeitet. Die einzelnen Schritte der Nachbearbeitung sind abhängig vom gewählten Verfahren und dem Anwendungsfall. Beispiele für Nachbearbeitungen sind das Entfernen von Stützstrukturen, Oberflächenbearbeitungen oder Wärmebehandlungen. Nach abgeschlossener Nachbearbeitung ist der Prozess abgeschlossen und das Bauteil kann eingesetzt werden. Abbildung 20 stellt eine Übersicht der einzelnen Schritte der additiven Fertigungsverfahren dar. [5, 57]

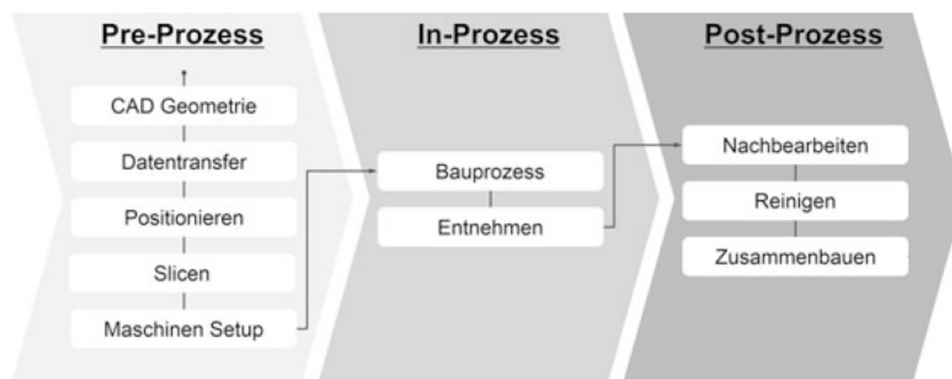


Abbildung 20: Abschnitte der additiven Fertigung [5]

2.2.2 Selektives Laserschmelzen

Für die metallverarbeitende additive Fertigung ist das am weitesten verbreitete Verfahren das selektive Laserschmelzen. [5, 53] Das SLM-Verfahren ist ein Pulverbettverfahren, mit welchem eine Vielzahl von Legierungen verarbeitet werden kann. Neben Stahlwerkstoffen (z.B. 1.2709) gehören zu den gängigen Materialien Aluminiumlegierungen (z.B. AlSi10Mg), Titanlegierungen (z.B. Ti6AlV4), Nickel-Basislegierungen (z.B. Inconel 625), Cobalt-Chrom-Legierungen (z.B. Co28Cr6Mo) sowie Kupferlegierungen (z.B. Cu90Sn10). [57]

Aufgrund des schichtweisen Aufbaus ermöglicht das Verfahren die Fertigung von komplexen Bauteilen mit fast unbegrenzten geometrischen Freiheiten. Bauteilspezifisches Rüsten ist nicht notwendig, vielmehr können verschieden Bauteile aus dem gleichen Material simultan oder in direkter Abfolge gefertigt werden. Vor allem bei kleinen Volumen ist das SLM-Verfahren daher ein kosteneffizientes und dynamisches Verfahren. [53, 58] Anwendung findet das Verfahren in allen Bereichen der additiven Fertigung. Aufgrund der hohen erreichbaren Dichten und mechanischen Eigenschaften, vergleichbar zu denen konventionell gefertigter Materialien, findet das Verfahren verstärkt Anwendung in der Fertigung von Einzelteilen, wie beispielsweise bei der Herstellung von Werkzeugen, in der Medizinbranche oder in der Luft- und Raumfahrt. [53, 59]

Ablauf

Der Ablauf des SLM-Prozesses wird in Abbildung 21 dargestellt. Dargestellt ist ein beispielhafter Aufbau der Prozesskammer von SLM-Druckern.

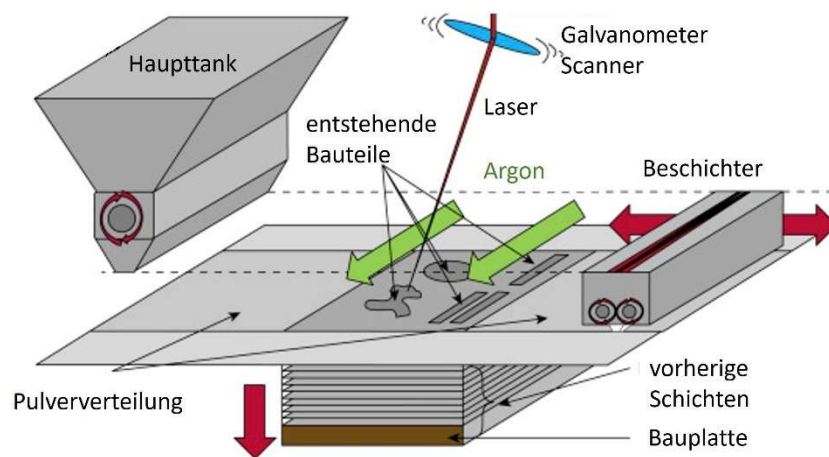


Abbildung 21: SLM Prozess [60]

Zunächst wird die CAD-Datei des herzustellenden Bauteils in dem virtuellen Bauraum des Druckers platziert und an kritischen Stellen, wie Überhängen oder empfindlichen Bereichen für Wärmestau, mit Stützstrukturen gestützt. Anschließend wird das Bauteil inklusive der Stützstrukturen in Schichten gleicher Stärke unterteilt. Beim SLM-Verfahren liegt die Schichtdicke allgemein bei 20 μm bis 150 μm . Die einzelnen Schichten werden dann mit einer festgelegten Scanstrategie in Vektoren für Laserbahnen unterteilt. Hierbei werden unter anderem der Spurbreitenabstand zwischen den einzelnen Bahnen, die Laserleistung und die Lasergeschwindigkeit festgelegt. Die Parameter werden so variiert, dass die Schmelzbahn mit der Nachbarbahn sowie den darunter liegenden Schichten verschmolzen wird. Abbildung 22 zeigt ein Beispiel für eine so entstandene Druckstrategie mit der Unterteilung in einzelne Schichten und den Vektoren für die Laserbahnen.



Abbildung 22: Laservektoren und Scanstrategie am Beispiel des Schachmusters [61]

Abschließend wird die erzeugte Datei auf den Drucker übertragen. Zur Druckvorbereitung wird beim SLM-Verfahren eine Schutzgasatmosphäre aus Argon oder Stickstoff erzeugt, um eine Oxidation des gedruckten Materials zu unterdrücken. [62] Anschließend wird der Drucker mit dem Material in Pulverform beladen. Gängige Partikelgrößen liegen zwischen 15 μm und 63 μm , wobei die Wahl der Partikelgrößenverteilung unter anderem von der gewählten Schichtstärke abhängt. [63] Auf der Bauplatteform des Druckers wird mithilfe des Beschichters die erste Schicht

Pulver mit der gewählten Schichtstärke abgelegt. Das Pulver wird dann entsprechend der Druck-Datei in den Bereichen in welchen das Bauteil entstehen soll mithilfe eines Lasers aufgeschmolzen und verfestigt beim Abkühlen zu einem massiven Bauteil. Anschließend wird die Bauplattform um die Schichtdicke abgesenkt und eine neue Schicht Pulver wird abgelegt. Nach dem vollständigen Aufbauen des Bauteiles ist der iterative Prozess abgeschlossen. Das nicht aufgeschmolzene Pulver wird entfernt und das Bauteil inklusive der Bauplattform dem Drucker entnommen. In der Nachbearbeitung wird das Bauteil von der Plattform abgetrennt und weitere Pulverreste werden entfernt. Übliche Nachbearbeitungsschritte umfassen das Entfernen von Stützstrukturen, Wärmebehandlungen und Oberflächenbearbeitungen. [53, 62]

Prozessparameter

Die resultierenden Bauteileigenschaften sind von den gewählten Prozessparametern abhängig, welche sich in die Gruppen Laser, Scanstrategie, Anlage und Pulver aufteilen lassen. [57] Der Fokus bei der Optimierung der Prozessparameter liegt in absteigender Reihenfolge üblicherweise auf der relativen Dichte, Oberflächeneigenschaften, den konstruktiven Grenzen wie Überhängen, und der Prozessgeschwindigkeit. Die Prozesszeit lässt sich in primäre und sekundäre Prozesszeit unterteilen, wobei die primäre Prozesszeit die benötigte Zeit für das Aufschmelzen des Pulvers darstellt, die sekundäre Prozesszeit die Zwischenschritte wie das Absenken der Bauplattform und das Beschichten mit neuem Pulver. [53] Die primäre Prozesszeit ist hauptsächlich vom Energieeintrag abhängig, welcher sich nach [64] mithilfe von Formel (8) berechnen lässt:

$$E = \frac{P}{v * d * s} \quad (8)$$

Mit Laserleistung P , Lasergeschwindigkeit v , Schichtstärke d und Spurbreitenabstand s .

Der Energieeintrag wird also aus Laserleistung und Aufbaurrate berechnet. Bei einer Optimierung der Prozessparameter stehen daher Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Spurbreitenabstand und Schichtdicke, also die Parameter mit Einfluss auf die Energiedichte, im Fokus. [62, 65] Um die Baurate zu erhöhen und gleichzeitig die benötigten Oberflächeneigenschaften und die nötige geometrische Präzision zu erreichen, werden für oberflächennahe Bereiche und Kernbereiche unterschiedliche Parametersätze gewählt, mit höheren Energieeinträgen im Kern. Dies wird als Hülle-Kern Strategie bezeichnet. Für die zwei Bereiche können auch unterschiedliche Schichtdicken gewählt werden, wobei im Hüllbereich nach jeder abgelegten Schicht das Pulver aufgeschmolzen wird, im Kernbereich nach jeder zweiten Schicht. [33, 57, 66]

Zu den **Laserparametern** zählen die zuvor erwähnten Parameter Laserleistung und Lasergeschwindigkeit, sowie der Laserfokus. Die Parameterentwicklung resultiert typischerweise in einer charakteristischen Energiedichte, bei welcher der Werkstoff

optimal verarbeitet werden kann. Die Laserleistung ist somit der maßgebliche Einflussfaktor für die Baurate, da mit einem höheren Energieeintrag pro Zeit auch das aufgebaute Volumen pro Zeit erhöht werden kann. Typische Laserleistungen liegen zwischen 400 W und 1000 W. Um die Baurate weiter zu erhöhen, werden aktuell bis zu zwölf Laser parallel eingesetzt. Gleichzeitig sinkt mit einer Erhöhung der Baurate die Bauqualität, da aufgrund des größeren Energieeintrages größeren Schmelzbäder entstehen und damit feine Strukturen und glatte Oberflächen schwieriger zu realisieren sind. [59, 66, 67]. Für den Laserfokus auf der Pulverbettebene liegt der Spotdurchmesser bei gängigen SLM-Maschinen bei etwa 60 μm , wobei die Schmelzbadbreite etwa um das Zwei- bis Dreifache darüber liegt. Auch die Schmelzbadtiefe entspricht üblicherweise drei oder mehr Schichtdicken. Ein kleiner Laserspot ermöglicht das Erzeugen feiner Strukturen. Ein Defokussieren des Lasers auf bis zu 500 μm Spotdurchmesser reduziert die Präzision, aber auch den Temperaturgradienten im Pulverbett und kann so Spannungen reduzieren und erhöhte Energieeinträge ermöglichen. Gleichzeitig wird bei einem Erhöhen des Durchmessers die Schmelzbadtiefe reduziert. [57, 66, 68]

Unter **Scanparametern** sind die Scanstrategie und der Spurbreitenabstand zu verstehen. Bei den Scanstrategien werden das Scanmuster, sowie die Scanrotation ausgewählt. Abbildung 23 zeigt eine Auswahl der verbreiteten Muster.

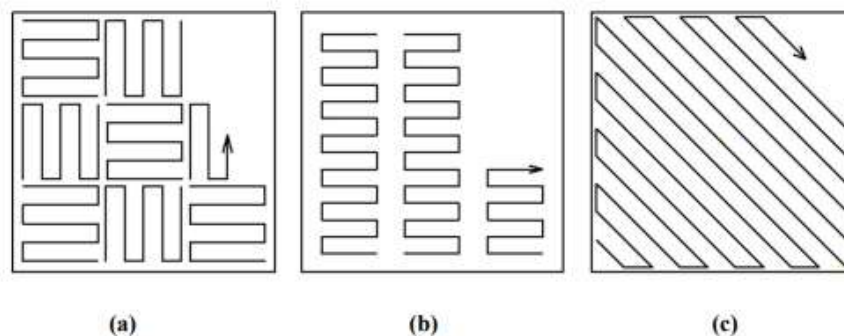


Abbildung 23: Vergleich verbreiteter SLM-Scanstrategien: a) Schachbrett b) Streifen c) Mäander [69]

Grundsätzlich wird die Bauteiloberfläche in Bereiche gleicher Größe eingeteilt, welche mit einem Mäandermuster gelasert werden. Der Abstand der Mäander wird als Spurbreitenabstand bezeichnet. Das Schachbrettmuster unterteilt die Bauteiloberfläche in Quadrate gleicher Größe. Bei der Streifenstrategie wird die Oberfläche in Streifen gleicher Breite unterteilt. Bei der Mäanderstrategie wird die gesamte Oberfläche mit einem Mäandermuster gescannt. [69] Die Scanrotation beschreibt ein Rotieren des Scanmusters von einer Schicht zur nächsten. Dies hat den Effekt, dass Schmelzbahnen nicht unmittelbar aufeinander liegen und ein periodisches Muster erzeugen, mit dem Ziel höhere Materialdichten zu erreichen und ein isotropes Gefüge zu erzeugen. [56, 70] Die Lasergeschwindigkeit, also die Geschwindigkeit mit welcher sich der Laserspot über das Pulverbett bewegt, wird über eine Spiegeloptik gesteuert. Die Lasergeschwindigkeit ist entscheidend für den lokalen Energieeintrag. Geringere Geschwindigkeiten führen zu einem instabilen Schmelzbad während zu hohe Geschwindigkeiten zu einer unzureichenden Anbindung führen. [56, 70] Bei der Wahl des Spurbreitenabstands ist ein Überlappen der parallelen Schmelzbäder

ausschlaggebend für gute Materialeigenschaften. Ein größerer Abstand führt zu einer höheren Aufbaurate und geringerem Energieeintrag. [62]

Zu den **Anlagenparametern** gehören das Vorheizen der Bauplattform sowie der Schutzgasstrom. Durch ein Vorheizen der Bauplattform können Temperaturgradienten reduziert und so das Gefüge angepasst und Spannungen innerhalb der Bauteile abgebaut werden. Weiterhin wird mit dem Aufheizen des gesamten Bauraums experimentiert, mit dem Ziel, den Temperaturgradienten weiter zu reduzieren. Für die Schutzgasatmosphäre werden Argon oder Stickstoff eingesetzt, um eine Oxidation des Materials zu verhindern. Weiterhin wird während des Prozesses ein konstanter Schutzgasstrom über der Bauplattform erzeugt, um im Prozess entstehende Schweißspritzer und Schweißrauch zu entfernen, welche andernfalls den Laserstrahl und die resultierenden Materialeigenschaften beeinflussen und das Laserschutzglas beschädigen (vgl. Abbildung 24). Die Geschwindigkeit des Gasflusses, sowie die Symmetrie über der Bauplattform haben ebenfalls Einfluss auf die Materialeigenschaften. [62, 71] Über das Absenken der Bauplattform kann weiterhin die Schichtstärke als Anlagenparameter gesehen werden. Dünnere Schichten ermöglichen eine höhere Auflösung, allerdings reduzieren sie die Baurate. Mit der höheren Anzahl an Schichten steigt zudem auch die Anzahl an Sekundärprozessen, wie Absenken und Beschichten. Die für SLM üblichen Schichtstärken liegen wie zuvor erläutert zwischen 20 µm und 150 µm. [53, 57, 62]

Zu den wichtigen **Pulvereigenschaften** zählen die Partikelgrößenverteilung, Sphärizität, Agglomerationen und die Feuchtigkeit. Gute Fließeigenschaften sind entscheidend für einen erfolgreichen Prozessablauf, da andernfalls ein Zuführen von Pulver zur Anlage sowie das Ausbreiten einer gleichmäßigen Pulverschicht auf der Bauplattform nicht gewährleistet werden können. Eine schmale Partikelgrößenverteilung weist grundsätzlich bessere Fließeigenschaften auf. Feine Pulverpartikel resultieren in besseren Oberflächenrauigkeiten, vor allem Pulverpartikel unter 10 µm haben aber einen negativen Einfluss auf die Fließeigenschaften. [62, 72, 73] Weiterhin hat die Sphärizität der Pulverpartikel großen Einfluss auf die Fließeigenschaften. Möglichst runde Pulverpartikel mit gleichmäßigen Oberflächen weisen die besten Fließeigenschaften auf. Unregelmäßig geformte Pulverpartikel oder Merkmale auf der Pulveroberfläche wie Satelliten führen zum Formschluss zwischen den Pulverpartikeln und verschlechtern die Fließeigenschaften. [63, 74] Die Feuchtigkeit des Pulvers führt aufgrund von Flüssigkeitsbrücken zu einer Adhäsion zwischen den Pulverpartikeln, mit zunehmenden Haftkräften und abnehmenden Fließfähigkeiten bei steigendem Feuchtigkeitsgehalt. Weiterhin kann die Feuchtigkeit im Schweißprozess verdampfen und die entstehenden Gase im Schmelzbad gefangen werden und in Poren im Bauteil resultieren. [74]

Defekte

Mittels SLM gefertigte Bauteile können bei der richtigen Wahl der Prozessparameter eine relative Dichte größer 99,9 % erreichen. [53, 62] Weiterhin können mittels SLM gefertigte Bauteile die mechanischen Eigenschaften von klassisch gefertigten Bauteilen erreichen oder übertreffen. [53, 59] Die Herausforderungen beim SLM-

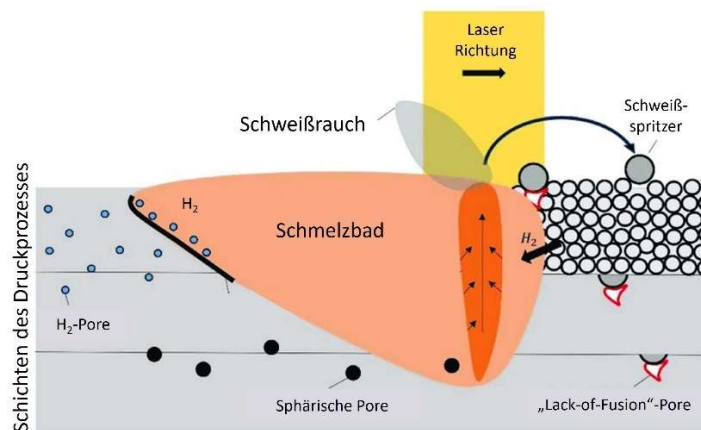
Verfahren sind aber ein hoher Temperaturgradient im Bauteil in Folge des lokalen Energieeintrages und das Schrumpfen des Pulverbettes in Folge des Schmelzvorgangs um etwa 50 %. Zudem führen Oberflächenspannungen der Schmelze zu einem Umwälzen des flüssigen Materials, was Einfluss auf die Schmelzbadgeometrie und das Kornwachstum hat. [68]

Schlecht gewählte Prozessparameter führen zu Defekten im Material. Zu diesen zählen Poren, Spannungen im Material, welche in Rissen und Verformungen resultieren können, sowie schlechte Oberflächenqualitäten. Ein zu hoher oder zu geringer Energieeintrag resultiert üblicherweise in dem Auftreten von Poren. Ein zu geringer Energieeintrag resultiert in nicht vollständig aufgeschmolzenen Pulverpartikeln und einem instabilen Schmelzbad. Wenn die Oberflächenenergie des Schmelzbads hoch ist, kann ein geringer Energieeintrag in sogenanntem Balling resultieren. Das kontinuierliche Schmelzbad wird dadurch in einzelne Bereiche aufgeteilt, was in unregelmäßigen Poren resultiert, welche als „Lack-of-Fusion“-Poren bezeichnet werden. Ein zu hoher Energieeintrag führt zu einem tiefen Schmelzbad mit erhöhter Schmelzbaddynamik. Während bei oberflächennahen Schmelzbädern die Laserreflektion größtenteils aus dem Bauteil herausgeführt werden, wird bei tiefen Schmelzbädern ein größerer Anteil der Reflektion weiter in das Bauteil hineingeleitet, was zu einer weiteren Steigerung des Energieeintrages und somit zu einem selbstverstärkenden Prozess führt (siehe Abbildung 24b). Das Resultat sind Gaseinschlüsse und sphärischen Poren in tiefen Bereichen des Schmelzbades, aufgrund von eingeschlossenem Schutzgas oder ausgasenden Legierungselementen. Weiterhin können sphärische Wasserstoffporen auftreten. Sie resultieren aus Restfeuchtigkeit auf der Pulveroberfläche des verwendeten Pulvers, oder aus bereits existierenden Poren innerhalb der Pulverpartikel. [64, 66] Abbildung 24 zeigt einen Überblick der auftretenden Poren sowie eine Simulation der Schmelzbaddynamik und der resultierenden Laserreflektion.

Die Analyse der Poren kann somit Aufschluss darüber geben, wie die Parameter des Druckprozesses anzupassen sind. Bei unregelmäßig geformten „Lack-of-Fusion“-Poren wurde ein zu geringer Energieeintrag gewählt. Sphärische Poren können auf ein zu tiefes Schmelzbad und somit einen zu hohen Energieeintrag hindeuten. Treten feine sphärische Poren bei einer Parameterstudie mit einer großen Variation an Energieeinträgen unverändert auf, deutet dies auf Wasserstoffeinschlüsse infolge von Feuchtigkeit oder Poren im Pulver hin. [75, 76]

Spannungen treten beim SLM-Verfahren in Folge der hohen Temperaturgradienten und lokalen Energieeinträge in Form von thermischen Spannungen und Phasenumwandlungen auf. In Kombination mit verschiedenen Prozessen während des Druckprozesses kann dies neben Verzug auch zu Rissen im Bauteil führen. Im Folgenden werden die beim SLM-Verfahren gängigen Rissmechanismen, aufgeteilt in makroskopische und mikroskopische Risse, erläutert. Makroskopische Wiedererwärmungsrisse treten durch das häufige Wiederaufwärmen und Wiederaufschmelzen tiefer liegender Schichten sowie benachbarter Schweißbahnen

a) Ausbilden von Poren



b) Schmelzbaddynamik

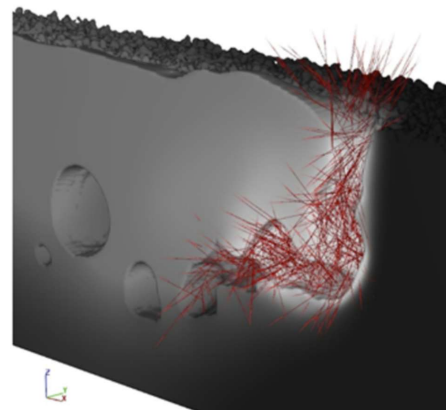


Abbildung 24: Poren im SLM-Verfahren. Ausbildung von Poren (links) nach [75] und simulierte Schmelzbaddynamik mit resultierenden Reflexionen bei erhöhtem Energieeintrag (rechts) [76]

auf. In Folge der Temperaturhistorie können je nach Legierung vermehrt Ausscheidungen, beispielsweise in Form von Carbiden auftreten, welche zu den Korngrenzen diffundieren und diese schwächen, sowie die Legierungszusammensetzung in den Körnern verändern. [68, 77, 78]

Mikroskopische Risse treten in Form von Heißrissen (Erstarrungs- und Seigerungsrisse) und Kaltrissen (Duktilitäts-Abfall-Risse) auf. Erstarrungsrisse treten in der letzten Erstarrungsphase, vor allem zwischen Dendriten in tiefen Schmelzbädern auf. Während das umliegende, bereits erstarrte Gefüge Zugspannungen aufbaut, sind die Dendriten noch durch eine flüssige Phase voneinander getrennt, welche die Spannungen nicht aufnehmen kann. Zusätzlich kann durch erstarrenden Dendritenarme die Schmelze innerhalb der Dendriten von neuer Schmelze abgetrennt werden. Im weiteren Verlauf der Erstarrung schrumpft das Materialvolumen zwischen den Dendritenarmen, aber Schmelze kann nicht nachfließen und es entstehen Risse oder Poren. Seigerungsrisse entstehen infolge von ungleichmäßig erstarrenden Legierungsanteilen und treten vor allem bei Materialien mit großen Erstarrungsintervallen auf. In Folge der Seigerung bleibt ein Bereich mit flüssiger Phase mit geringerer Erstarrungstemperatur zurück, welcher, wie bei Erstarrungsrisse, die auftretenden Spannungen nicht aufnehmen kann. Zudem sind die mechanischen Eigenschaften aufgrund der Seigerung geschwächt. In Bezug auf die Schmelztemperatur T_s treten Duktilitäts-Kaltrisse infolge eines plötzlichen Abfalls der Duktilität bei etwa $0,5 T_s$ bis $0,9 T_s$ bei vorrangig austenitischen Legierungen auf. Im Gegensatz zu Heißrissen liegen die Kaltrisse im Korn vor. Eine einheitliche Erklärung für die Kaltrisse sowie für den Abfall der Duktilität liegt nicht vor. [78, 79]

Einfluss auf die Spannungen im Material hat neben den primären Prozessparametern auch die Scanstrategie. Die Schachbrett-Strategie hat sich als spannungsarme Scanstrategie erwiesen, wobei ein Rotieren der Felder die Spannung weiter reduzieren kann. Weiterhin kann ein erneutes Anlassen der Schicht mit einer reduzierten Laserleistung die Spannung reduzieren. [57, 68] Supportstrukturen können die Spannungen im Bauteil aufgrund einer gleichmäßigen Wärmeableitung reduzieren

und Verzug durch eine bessere Anbindung der Bauteile verringern. Weiterhin kann ein Vorheizen der Bauplattform den Temperaturgradienten reduzieren. [53]

Nach der relativen Dichte und der Rissfreiheit stehen die Oberflächeneigenschaften häufig im Fokus der Prozessoptimierung, da eine Nachbearbeitung der Oberflächen einer der größten Kostentreiber des Verfahrens ist und aufgrund der komplexen Bauteile eine Nachbearbeitung häufig nicht möglich ist. [53, 68] Die durchschnittliche Oberflächenrauigkeit liegt mit einem R_a von 10 μm bis 15 μm über den Rauigkeiten einiger klassischer Fertigungsverfahren. Die Oberflächenrauigkeit ist eine Kombination aus anhaftenden Pulverpartikeln und ungleichmäßigen Oberflächen infolge der Oberflächenspannung in den Schmelzbädern. Eine schlechte Oberflächenqualität in der xy-Ebene kann im weiteren Verlauf infolge von resultierenden variierenden Schichtstärken und Gaseinschlüssen zudem in Poren resultieren. Ein Wiederaufschmelzen der Oberfläche kann die Oberflächenrauigkeit in der xy-Ebene auf einen R_a unter 2 μm reduzieren. [68, 80]

Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften

Die Mikrostruktur von mittels SLM hergestellten Bauteilen wird geprägt von hohen Temperaturgradienten und Abkühlraten bis zu 10^8 K/s. [80] In Folge der Temperaturgradienten und des Umwälvorgangs im Schmelzbad tritt eine SLM-spezifische Kornstruktur auf. Ein Beispiel für die Kornstruktur ist in Abbildung 48 (Kapitel 5.4) zu sehen. Die hohen Abkühlraten resultieren in einer Kornfeinung, wobei mit höheren Scangeschwindigkeiten bei gleichbleibendem Energieeintrag feinere Körner zu erwarten sind. [59, 81] Aufgrund des Temperaturgradienten in Baurichtung und des Wiederaufschmelzens vorheriger Schichten sind kolumnar ausgerichtete Körner in Baurichtung über mehrere Schichten hinweg, mit einer Länge von mehreren 100 μm , möglich. Das resultierende Gefüge ist anisotrop. [80, 81] Vor allem in der xy-Ebene ist die Kornstruktur von der Scanstrategie abhängig, welche häufig in der Form der Körner wiederzuerkennen ist. [68] Weiterhin können die hohen Abkühlraten zu einer Ungleichgewichtserstarrung und neuen metastabilen und amorphen Phasen führen. [80] Die mechanischen Eigenschaften sind, wie das Gefüge, anisotrop. Dies ist auf die Kornstruktur, sowie auf Spannungen im Bauteil zurückzuführen. Die Anisotropie lässt sich durch eine nachgeschaltete Wärmebehandlung reduzieren. [59, 80] Die mechanischen Eigenschaften eines Materials sind unter anderem abhängig vom Gefüge und von Defekten im Material. Grundsätzlich sind die mechanischen Eigenschaften von mit dem SLM-Verfahren gefertigten Bauteilen vergleichbar zu denen konventioneller Bauteile. Streckgrenze und Zugfestigkeit übertreffen üblicherweise die Werte von klassisch hergestellten Bauteilen, was auf die Kornfeinung zurückzuführen ist. Die Duktilität fällt hingegen geringer aus. [80, 81] Weiterhin werden die mechanischen Eigenschaften und die Ermüdungseigenschaften von Defekten wie Poren, Rissen und rauen Oberflächen beeinflusst. [59, 80]

3 Motivation und Zielsetzung

Weichmagnetische Werkstoffe bildeten den Grundstein für die Industrialisierung. Mit ihrem Einsatz in elektrischen Maschinen und Transformatoren sind sie für die Stromerzeugung und ein verlustarmes Stromnetz unabdingbar. Andere Anwendungsgebiete in denen weichmagnetische Werkstoffe essenziell sind, umschließen Mobilität, Leistungselektronik und Sensorik. Das Marktvolumen an weichmagnetischen Werkstoffen lag 2016 bei 19 Mrd. Dollar und wird 2026 erwartet 46 Mrd. Dollar zu betragen. [41, 65] Zur Anwendung in elektrischen Maschinen und Transformatoren werden Bleche aus weichmagnetischen Werkstoffen hergestellt, zur Isolierung üblicherweise lackiert und anschließend gestapelt. Dieser Aufbau unterdrückt den elektrischen Fluss orthogonal zum Magnetfeld und reduziert Verluste aufgrund von elektrischen Wirbelströmen in Folge des wechselnden Magnetfeldes. Am weitesten verbreitet sind Bleche aus Fe-Si-Legierungen mit bis zu 5% Silizium. In 2007 machten nicht-orientierte Fe-Si-Bleche 70% des Weltmarktes aus, wobei aufgrund des wachsenden Anteils an Elektromobilität mit einem starken Anstieg des Bedarfs gerechnet wird. [33] Weiterhin werden Fe-Co-Legierungen eingesetzt, welche sich durch eine hohe Sättigungsmagnetisierung und hohe Curie-Temperatur auszeichnen. Aufgrund der höheren Kosten werden sie hauptsächlich im Hochleistungsbereich wie der Luft- und Raumfahrt eingesetzt, wo sie aufgrund der hohen Sättigungsmagnetisierung Vorteile durch die Konstruktion von leichten und platzsparenden Maschinen ermöglichen. [4]

Aufgrund der leistungsfähigen weichmagnetischen Werkstoffe erreichen permanentmagneterregte Elektromotoren heute einen Wirkungsgrad von 95 %. [82] Der Produktentstehungsprozess bringt aber auch Nachteile mit sich, da die Fertigung in Form von Blechen unter anderem Einschränkungen bei der Materialwahl und der gestalterischen Freiheit mit sich bringt. Hier bietet die additive Fertigung elektromagnetischer Bauteile neue Entwicklungspotentiale. Vor allem in den Bereichen Werkstoff, Konstruktion, magnetische Flussführung und Funktionsintegration kann das pulverbettbasierte selektive Laserschmelzen den nächsten Entwicklungsschritt darstellen. [82, 83] Gleichzeitig bringt die Verwendung des SLM-Verfahrens aber auch Herausforderungen mit sich und der Einsatz von additiven Fertigungsverfahren für die Verarbeitung und Weiterentwicklung magnetischer Materialien gewinnt erst langsam an Beachtung in der Forschung. Defekte in Form von Poren reduzieren Permeabilität und Sättigungsflussdichte und aufgrund der komplexen Temperaturhistorie treten lokale Spannungen auf. Auch die für magnetische Eigenschaften wichtige Korngröße kann in der additiven Fertigung stark variieren. Defekte, Spannungen sowie eine unregelmäßige Mikrostruktur behindern Blochwandverschiebungen und damit das Domänenwachstum und haben somit einen großen Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften. [65] Der Fokus der letzten Jahre liegt auf der Qualifizierung von Eisen-Silizium-Legierungen für die additive Fertigung, welche 90 % der niedrigfrequenten Elektromotoren ausmachen. Zu den gängigen Eisen-Cobalt-Legierungen mit einem Cobalt Anteil von 50 Ma.-% findet sich aktuell noch sehr wenig Literatur. [4] Bei den Eisen-Silizium-Legierungen rückt die

Verarbeitung von hochsiliziumhaltigen Legierungen mit etwa 6,5 Ma.-% Silizium in den Fokus, welche aufgrund der Sprödhheit mit herkömmlichen Walzmethoden nicht gefertigt werden können, allerdings herausragende weichmagnetische Eigenschaften aufweisen. Garibaldi et al. von der Universität Nottingham, England, sowie Goll et al. von der Universität Aalen, Deutschland, haben zuletzt erste Erfolge mit dem Material aufweisen können und erfolgreich Prüfkörper mit den erwarteten herausragenden weichmagnetischen Eigenschaften fertigen können. [83, 84] Nach aktuellem Erkenntnisstand ist es allerdings noch nicht gelungen Bauteile aus der Legierung additiv zu fertigen, mit einem Volumen, welches für den industriellen Einsatz des Werkstoffs ausreicht. [4] In der Folge wurde in Nottingham aus FeSi_{6,9} Pulver ein Pulvergemisch mit einem Siliziumanteil von 5,0 Ma.-% erzeugt und verarbeitet. Weitere Ansätze betrachten das Zulegieren weiterer Elemente, um die Verarbeitung der Legierung zu ermöglichen. Ein Ansatz von Kang et al. mit Fe-Ni-Si Pulverpartikeln hat aber nicht zu rissfreien Bauteilen geführt. [85, 86]

Im Folgenden werden die Ziele der vorliegenden Arbeit beschrieben.

Hauptziel 1: Qualifizierung von FeSi₃, FeSi_{6,5} und FeCo₅₀ für die additive Fertigung mit dem SLM-Verfahren.

Das erste Hauptziel der Arbeit ist das Qualifizieren der weichmagnetischen Werkstoffe FeSi₃, FeSi_{6,5} und FeCo₅₀ für einen stabilen Druckprozess mit dem SLM-Verfahren. Mit Maschinenzeiten und Nachbearbeitung als Kostentreiber beim SLM-Verfahren rücken Materialkosten im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren in den Hintergrund. [87] Verbesserte weichmagnetische Eigenschaften, wie die höhere Sättigungsflussdichte von FeCo₅₀ oder die höhere Permeabilität von FeSi_{6,5}, können bei gleichen Anforderungen zu geringeren Bauteilvolumen und -gewicht führen. So können die Fertigungskosten der höherwertigen Materialien FeCo₅₀ und FeSi_{6,5} geringer ausfallen als die Alternative aus dem verbreiteten FeSi₃.

Zur Materialqualifizierung zählt ein Optimieren der Druckparameter für das poren- und rissfreie Drucken mit einer relativen Dichte größer 99,8 %, wobei Laserleistung, Lasergeschwindigkeit und Spurbreitenabstand im Fokus stehen. Für die Festlegung von Konstruktionsregeln für die Legierung und den erarbeiteten Parametersatz werden für eine in Folge der Wärmebehandlung ausgewählte Legierung weiterhin Konstruktionsgrenzen wie beispielsweise Überhangswinkel und Minstdurchmesser von Stäben getestet. Das Resultat ist somit eine Qualifizierung der Werkstoffe für die additive Fertigung. [4, 84]

Forschungshypothese 1: Durch eine geeignete Parameterwahl können die gewählten Legierungen für die Verarbeitung mit dem SLM-Verfahrens qualifiziert werden.

Hauptziel 2: Weichmagnetische Optimierung der Werkstoffe.

Nach der Qualifizierung der drei Materialien für die additive Fertigung werden die magnetischen Eigenschaften der jeweiligen Werkstoffe analysiert. Bei der Analyse der magnetischen Eigenschaften werden die Kernpunkte weichmagnetischer Werkstoffe wie relative Permeabilität, Verluste und Sättigungsmagnetisierung anhand von

Ringkernversuchen ermittelt. Die Versuche werden zunächst an Ringkernen im Ausgangszustand nach dem Druckprozess durchgeführt. Anschließend werden Wärmebehandlungen mit dem Ziel des Kornwachstums durchgeführt und ihr Einfluss auf die Mikrostruktur und damit die magnetischen Eigenschaften, sowie auf die mechanischen Eigenschaften analysiert.

Forschungshypothese 2: Bei einem Vergleich der additiv verarbeiteten Materialien sind die weichmagnetischen Eigenschaften von additiv verarbeitetem FeSi_{6,5} denen der Werkstoffe FeSi₃ und FeCo₅₀ für niedrigfrequente Anwendungen überlegen.

Hauptziel 3: Mechanische Prüfung der Werkstoffe

Zur Auslegung von Bauteilen aus den getesteten Materialien werden die resultierenden mechanischen Eigenschaften analysiert, wobei die Härte und die quasistatischen Eigenschaften im Fokus stehen. Für eine für den Demonstrator ausgewählte Legierung wird zudem die Torsionswechselfestigkeit getestet, da diese den Belastungsfall in Rotoren widerspiegelt. Über eine Parameterentwicklung für einen stabilen Druckprozess wird die Standardabweichung zwischen verschiedenen Prüfkörpern gering gehalten.

Forschungshypothese 3: Die mechanischen Eigenschaften der additiv Verarbeiteten Materialien weisen eine geringere Isotropie im Vergleich zu herkömmlich verarbeiteten Materialien auf, erreichen ansonsten aber vergleichbare mechanische Kennwerte.

Hauptziel 4: Evaluation der praktischen Implikation anhand des Rotors einer permanentmagneterregten Synchronmaschine.

Als viertes Hauptziel werden die gewonnenen Erkenntnisse am Beispiel des Rotors einer permanentmagneterregten Synchronmaschine (PMSM) evaluiert und mit herkömmlichen Rotoren verglichen. Die Materialauswahl ist abhängig von den Ergebnissen der Studien zu FeSi₃, FeSi_{6,5} und FeCo₅₀. Es wird eine Maschine ausgewählt, bei welcher nach dem Ermitteln der Kenndaten der ursprüngliche Rotor durch einen additiv gefertigten Rotor mit optimierter Struktur ersetzt wird. Anschließend werden die neuen Kenndaten aufgenommen und mit den Daten des Ausgangsmodells verglichen.

Forschungshypothese 4: Der Rotor demonstriert die Potentiale der additiven Fertigung von weichmagnetischen Werkstoffen für den industriellen Einsatz. Im Vergleich zum Ausgangsmodell werden allgemein vergleichbare oder bessere Kennwerte erreicht. Vor allem in Bezug auf Leichtbau und Rastmoment können die werkstofflichen und konstruktiven Vorteile der additiven Fertigung genutzt werden, um den Rotor gegenüber dem Vergleichsmodell weiter zu verbessern.

4 Experimentelle Methoden

Die Ziele des Forschungsvorhabens teilen sich in die Bereiche Werkstoffqualifizierung, weichmagnetische Optimierung, mechanische Prüfung und die Validierung der Ergebnisse anhand eines Demonstrators auf. Der Versuchsplan für das experimentelle Vorgehen ist in Abbildung 25 dargestellt. Zunächst wurden die Legierungen FeSi3, FeCo50 und FeSi6,5 additiv verarbeitet und im Hinblick auf ihre weichmagnetischen Eigenschaften optimiert (Hauptziel 1 - 3). Aufgrund von Schwierigkeiten bei der Verarbeitung wurde für FeSi6,5 eine alternative Route festgelegt, in welcher die Parameterstudie erweitert und eine neu entwickelte Bauraumheizung für die Verarbeitung eingesetzt wurde. Abschließend wurde FeSi3 für den Demonstrator ausgewählt und die weichmagnetischen Eigenschaften additiv gefertigter Materialien wurden an einem PMSM Rotor validiert (Hauptziel 4).

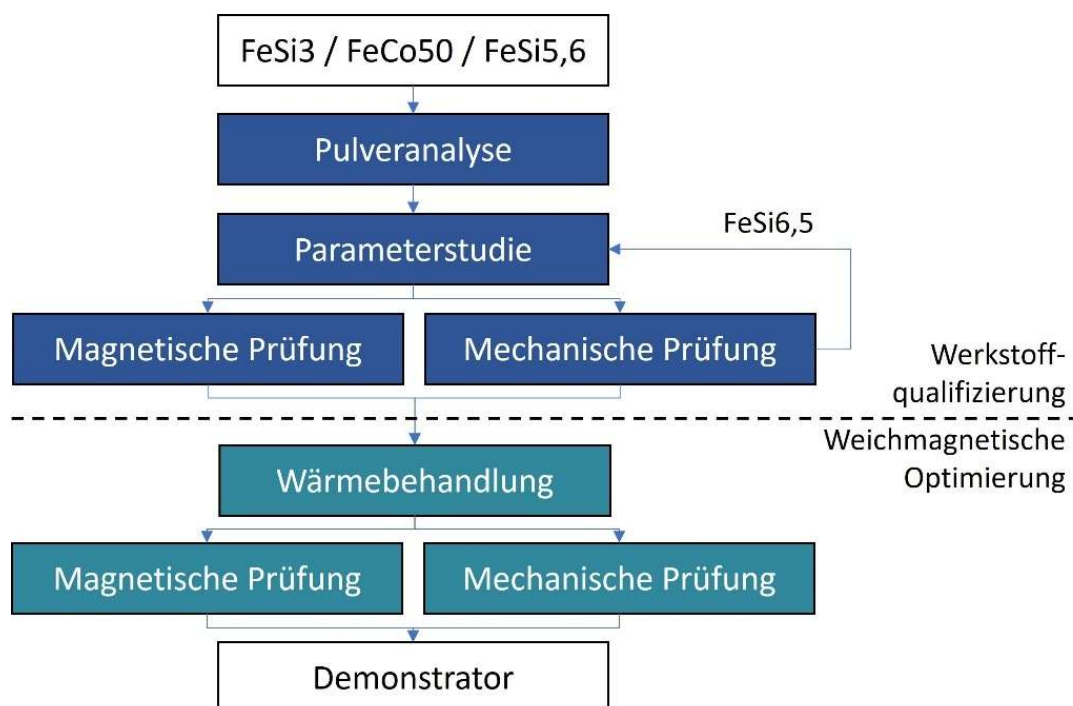


Abbildung 25: Versuchsplan

Eine detaillierte Übersicht über die einzelnen Abschnitte des Versuchsplans ist in Tabelle 4 dargestellt. Die Tabelle ist aufgeteilt in die in Abbildung 25 dargestellten Abschnitte, mit einem zusätzlichen Abschnitt für die um FeSi6,5 erweiterte Parameterstudie. Weiterhin werden für jeden Abschnitt die Prozessschritte und die für die Prozessschritte maßgeblich verwendeten Maschinen, Softwaretools oder Methoden aufgelistet. In den folgenden Unterkapiteln werden die experimentellen Methoden anhand der einzelnen, in Tabelle 4 dargestellten, Abschnitte erläutert.

Tabelle 4: Experimentelles Vorgehen

<i>Prozessschritte</i>	<i>Geräte / Methoden</i>
1. Pulveranalyse	
Fließfähigkeit	Revolution Powder Analyzer Mercury Scientific
Partikelgrößenverteilung	Laserbeugungsspektrometer Malvern Mastersizer 2000
Rundheit, Rauheit & Chemische Zusammensetzung	Rasterelektronenmikroskop Zeiss Ultra Plus mit EDAX EDX Detektor
2. Parameterstudie	
Versuchsplan	Minitab Minitab Inc.
Probenvorbereitung	SolidWorks Dassault Systèmes, Magics Materialise
Druckvorbereitung (Pulver sieben und trocknen)	PC-Feuchtemesssystem Hytalog-USB B+B Thermo-Technik, Trocknung AM1000 AMproved, Siebstation PSM 100 SLM Solutions
Druckprozess	SLM Solutions SLM ^{HL} 280 1.0 & 2.0
Querschnittsanalyse	Schleif- & Polierautomat Struers Hexamatik, Digitalmikroskop Keyence VHX5000
Auswertung Überhänge und Oberflächen	Digitalmikroskop Keyence VHX5000, Hommel Etamic T8000 Jenoptik AG
3. Alternative Prozessroute FeSi6,5	
Parameterstudie mit angepasstem Versuchsplan	s.o.
Bauraumheizung	Bauraumheizung (Eigenkonstruktion)
Mechanische & magnetische Analyse	s.o.
4. Wärmebehandlung	
Wärmebehandlung	Widerstandsofen Fa. Nabertherm, Model N41/13
Mikrostruktur	Rasterelektronenmikroskop Zeiss Ultra Plus mit EDAX EBSD System
Härtemessung	Vollautomatisierter Härteprüfer KB 30 FA KB Prüftechnik
5. Magnetische Prüfung	
Magnetische Eigenschaften	Ringkern Prüfstand (Eigenkonstruktion)
6. Mechanische Prüfung	
Zugfestigkeit	MTS 858 Table Top System
Torsionswechselfestigkeit	TWF Prüfstand (Eigenkonstruktion)
Konstruktionsgrenzen	Koordinatenmessmaschine Altera 8.7.6 Nikon
7. Demonstrator	
Konstruktion	SolidWorks, Ansys mechanical, Opera 18R2, Materialise Magics
Druckprozess	SLM ^{HL} 280 2.0 SLM Solutions
Wärmebehandlung	Widerstandsofen Fa. Nabertherm, Model N41/13
Elektromagnetische Funktionsuntersuchung	TWF-Prüfstand (Eigenkonstruktion) Maschinenprüfstand (Eigenkonstruktion)

4.1 Pulveranalyse

Als wichtiger Einflussfaktor des SLM-Verfahrens wird zunächst das Rohmaterial analysiert. Durch einfache Analyseschritte kann gewährleistet werden, dass die Druckversuche mit einem geeigneten Pulvermaterial durchgeführt wurden. Die Ergebnisse wie die erarbeiteten Parameter, sind so belastbar und Defekte im gedruckten Material nicht auf unzureichende Eigenschaften des Ausgangswerkstoffes zurückzuführen.

Die zu analysierenden Eigenschaften sind die Fließfähigkeit, Rundheit und Oberflächenbeschaffenheit sowie die Partikelgrößenverteilung und Feuchtigkeit. Weiterhin wird die chemische Zusammensetzung analysiert. Die Fließfähigkeit ist ausschlaggebend für ein gleichmäßiges Verteilen des Pulvers auf der Bauplattform sowie einen problemfreien Transport des Pulvers durch die Anlage und den Beschichter. Die Partikelgrößenverteilung hat ausschlaggebenden Einfluss auf die Fließfähigkeit, da eine breite Partikelgrößenverteilung sowie ein hoher Anteil an feinen Pulverpartikeln zu Agglomerationen in Folge von Van der Waals Kräften führen. Große Pulverpartikel verschlechtern die Oberflächeneigenschaften und erfordern eine höhere Mindestschichtdicke. Weiterhin ist die Kenntnis der Partikelgrößenverteilung wichtig, da die Energieaufnahme und Interaktion des Pulvers mit dem Laser von der Partikelgröße abhängig ist und somit Parametersätze für die jeweilige Partikelgrößenverteilung erstellt werden müssen. [62, 73] Die Rundheit der Pulverpartikel sowie die Oberflächeneigenschaften haben weiterhin Einfluss auf die Fließeigenschaften. Ungleichmäßige Partikel und Anhängsel in Form von Satelliten führen zu einem Ineinandergreifen der Partikel und reduzieren die Fließfähigkeit des Pulvers. Das Messen der chemischen Zusammensetzung vor und nach dem Bauprozess gibt Auskunft über etwaiges Verdampfen von Legierungselementen während des Bauprozesses, was wiederum zu Poren im Material führen, und die Materialeigenschaften verändern kann. In der vorliegenden Arbeit wurde diese Analyse für die Legierung FeSi₃ durchgeführt.

Zur Bestimmung der Fließfähigkeit von metalladditivem Pulver hat sich noch keine Methode durchsetzen können. Verschiedene Ansätze werden verfolgt, wobei die Eignung der einzelnen Ansätze noch belegt werden muss. Zu den verbreiteten Ansätzen zählen die Schüttdichte (unter Verwendung des Hausner-Faktors), der Ringscherzellentester, sowie der Lawinenwinkel. Der Unterschied der Ansätze liegt vor allem in den Kräften, die während des Versuches auf das Pulver wirken. Bei der Verwendung des Hausner-Faktors wird die Verdichtung von Pulver über ein vielfaches Klopfen des Pulvers gemessen, wobei angenommen wird, dass besser fließende Materialien eine höhere Schüttdichte aufweisen und somit die Verdichtung geringer ausfällt. Der Quotient aus Klopfdichte zur Schüttdichte ist der Hausner-Faktor. Beim Ringscherzellentester wird der Zwischenraum zwischen zwei konzentrischen Scheiben mit Pulver gefüllt. Anschließend wird eine axiale Kraft aufgebracht und eine der Scheiben wird in Rotation versetzt. Über das aufzubringende Moment wird die Fließfähigkeit bestimmt. Da in der additiven Fertigung mit dem SLM-Verfahren grundsätzlich kein Verdichten sowie auch keine axialen Kräfte auftreten, wurde in den durchgeführten Experimenten die Bestimmung über den Lawinenwinkel verwendet.

Hierzu wurde der Revolution Powder Analyzer von Mercury Scientific, Inc. verwendet. In dem Verfahren wird eine Metalltrommel mit 100 mm Durchmesser mit transparenter Vor- und Rückseite mit 100 cm³ Metallpulver befüllt. Anschließend wird die Trommel geschlossen und in den Revolution Powder Analyzer eingesetzt, in welchem sie auf einem angetriebenen Rollenpaar entlang der Vertikalen rotiert. Während des Rotiervorgangs werden die Pulverpartikel an der ansteigenden Behälterseite hochgezogen, bis zu einem Winkel, ab welchem sie über die darunter liegenden Partikel fließen oder, bei schlechter Fließfähigkeit, in agglomerierten Mengen herunterbrechen. Der Winkel, ab welchem das Pulver anfängt als Lawine zu fließen wird als Lawinenwinkel α bezeichnet. Über eine rückseitige Beleuchtung kann an der Vorderseite der Trommel der Lawinenwinkel abgelesen werden. Über ein Kamerasystem mit hell/dunkel Vergleich wird die Aufnahme und Messung der Winkel automatisiert. Bei dem angewendeten Versuchsablauf wurden 600 Lawinenwinkelmessungen pro Probe bei einer Rotationsgeschwindigkeit von 1 U/min vorgenommen und der Mittelwert sowie die Standardabweichung ermittelt. [88] Abbildung 26 zeigt den Versuchsaufbau.

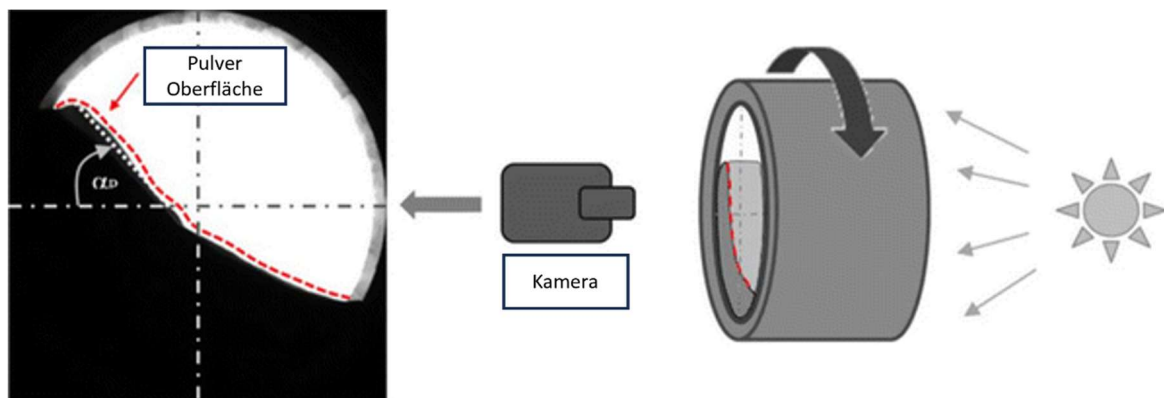


Abbildung 26: Bestimmung der Fließfähigkeit von Metallpulver über den Lawinenwinkel α [88]

Zur Bestimmung der Rundheit und Oberflächenbeschaffenheit wurden die Pulverpartikel in einem Rasterelektronenmikroskop analysiert. Verwendet wurde ein Ultra Plus der Firma Zeiss. Zur Probenpräparation wurden die Pulverpartikel mittels Kohlenstoffklebepads auf Stiftprobentellern aus Aluminium aufgebracht und so an dem entsprechenden Zeiss Probenteller fixiert. Für eine räumliche Darstellung wurde der Sekundärelektronensensor ausgewählt. Die zur Dokumentation erstellten Aufnahmen wurden bei einer Beschleunigungsspannung von 2 kV und einem Arbeitsabstand von 6 mm angefertigt.

Die Partikelgrößenverteilung wurde mittels des Laserbeugungsspektrometers Malvern Mastersizer 2000 mit dem Modul Hydro 2000S (A) bestimmt. Eine geringe Menge Pulverpartikel wird dem Gerät zugeführt und im Hydro Modul zu einer Suspension vermischt, bei welcher Wasser als Trägerflüssigkeit gewählt wurde. Die Suspension wird über einen Kreisprozess durch das Lasermodul gepumpt, wobei der Kreisprozess ein kontinuierliches Messen ermöglicht. Die Partikel werden durch einen Laserstrahl geführt, welcher durch die Interaktion gebeugt wird. Über lichtempfindliche Detektoren werden Winkel von an den Partikeln gebeugten Laserstrahlen gemessen, um darüber

die für das Beugungsmuster verantwortliche Partikelgröße zu bestimmen. Um einen großen Messbereich zu ermöglichen, werden ein roter Laser mit langer Wellenlänge, sowie ein blauer Laser mit kurzer Wellenlänge in Kombination mit Detektoren hinter und vor der Probe genutzt. Für alle durchgeführten Messungen wurde ein Messbereich mit Durchmessern von 0,02 µm bis 2000 µm gewählt und in einzelne Bereiche eingeteilt, welche jeweils um 14,8 % im gemessenen Durchmesser ansteigen. Für die einzelnen Messbereiche wird die Anzahl der gemessenen Pulverpartikel registriert und in den Rohdaten dargestellt. Aus diesen Daten können anschließend der Mittelwert $d(0,5)$ sowie der $d(0,1)$ und $d(0,9)$ Wert ausgelesen werden. Nach Formel (9) lässt sich hieraus zudem die für die Fließfähigkeit des Pulvers entscheidende Spannweite S der Verteilung ermitteln.

$$S = \frac{d(0,9) - d(0,1)}{d(0,5)} \quad (9)$$

Weiterhin werden die Daten graphisch in einer einfach logarithmischen Verteilungskurve dargestellt. Wie zuvor beschrieben hat die Pulvergrößenverteilung vielseitige Einflüsse auf die Druckqualität und die gewünschte Verteilung hat eine schmale Verteilungskurve mit einem geringen Feinanteil. Nach dem Bestimmen der Pulvergrößenverteilung stehen verschiedene Möglichkeiten zur Verfügung, um die Zusammensetzung anzupassen. Bei einem zu hohen Feinanteil, insbesondere bei Pulverpartikeln kleiner 10 µm, eignet sich das Windsichten, um den Feinanteil zu reduzieren. Bei einem zu hohen Grobanteil, vor allem bei Pulverpartikeln größer 100 µm, eignet sich ein Siebprozess.

Die chemische Analyse wurde mit einem Rasterelektronenmikroskop Zeiss Ultra Plus mithilfe eines EDAX EDX Systems durchgeführt. Das EDX-System wurde mit 20 kV Beschleunigungsspannung und einem Arbeitsabstand von 8,5 mm verwendet.

4.2 Parameterstudie

Das Ziel der Parameterstudie ist es, den jeweiligen Werkstoff für die additive Fertigung mittels des SLM-Verfahrens zu qualifizieren. Hierbei wird im ersten Schritt die resultierende relative Dichte betrachtet, wobei eine relative Dichte größer 99,8 % angestrebt wird. Beim Erreichen der relativen Dichte größer 99,8% kann eine Optimierung der Parameter auf andere Faktoren wie Oberflächenqualität oder Druckgeschwindigkeit und damit Wirtschaftlichkeit in Betracht gezogen werden. Wie in Kapitel 2.2.2 beschrieben, liegt der Fokus der Parameterstudie zunächst auf den Prozessparametern Laserleistung, Lasergeschwindigkeit und Spurbreitenabstand.

Versuchsplan

Zu Beginn der Parameterstudie wird ein Versuchsplan festgelegt. Zur Festlegung des Versuchsplans werden für die ausgewählten Parameter die Bereiche definiert, in welchen sie variiert werden. Weiterhin wird die Schrittgröße der Variation festgelegt, also der Abstand zwischen zwei Nachbarwerten des gleichen Parameters. Im Versuchsplan wird daraufhin die Kombination der einzelnen Parameter festgelegt. Hier wird unterschieden zwischen teilfaktoriellen und vollfaktoriellen Versuchsplänen, wobei jeder Faktor einen Parameterkombinationen darstellt. Während in

vollfaktoriellen Versuchsplänen jede mögliche Kombination der Parameter getestet wird, wird in teilfaktoriellen Versuchsplänen eine Auswahl an Parameterkombinationen getroffen, mit dem Ziel die Probenzahl zu reduzieren. Beim Aufspannen eines dreidimensionalen Raumes, in welchem die jeweiligen Achsen die Parameter Laserleistung, Lasergeschwindigkeit und Spurbreitenabstand darstellen, ist in einem vollfaktoriellen Versuchsplan jeder Gitterpunkt durch eine Probe besetzt. In einem teilfaktoriellen Versuchsplan wird hingegen eine Auswahl getroffen, welche Punkte getestet werden sollen.

Auf Basis von Erfahrungswerten bei der Verarbeitung von Stahlwerkstoffen mit dem SLM-Verfahren und vorhergegangenen Versuchen zu FeSi3 und FeCo50 wurden für die Legierungen die in Tabelle 5 zusammengefassten Prozessfenster für die Parameterwahl festgelegt. Für jeden Parameter wurde ein Bereich festgelegt, welcher durch je fünf Messpunkte abgedeckt wurde. Aufgrund der bekannten Herausforderungen bei der additiven Fertigung von FeSi6,5 wurde das Prozessfenster für FeSi6,5 erweitert, indem die Schrittweite verdoppelt wurde. Auf Basis von Veröffentlichungen von Goll et al. und Garibaldi et al. zum erfolgreichen Verarbeiten von hochsiliziumhaltigen weichmagnetischen Legierungen bei geringem Energieeintrag wurde das Prozessfenster der Laserleistung auf geringere Werte angepasst und um zwei Messpunkte erweitert. [83, 89] Die Probenzahl wurde auf 40 Proben erweitert. Das gewählte Prozessfenster für FeSi6,5 ist ebenfalls in Tabelle 5 dargestellt.

Tabelle 5: Prozessfenster Parameterstudie

Parameter	Untere Grenze	Obere Grenze	Schrittweite
Prozessfenster FeCo50 und FeSi3			
Laserleistung	260 W	300 W	10 W
Lasergeschwindigkeit	675 mm/s	775 mm/s	25 mm/s
Spurbreitenabstand	0,08 mm	1,12 mm	0,01 mm
Resultierender Energieeintrag	55,91 J/mm ³	111,11 J/mm ³	-
Prozessfenster FeSi6,5			
Laserleistung	130 W	250 W	20 W
Lasergeschwindigkeit	625 mm/s	825 mm/s	50 mm/s
Spurbreitenabstand	0,06 mm	1,14 mm	0,02 mm
Resultierender Energieeintrag	22,51 J/mm ³	112 J/mm ³	-

Anschließend wurde für die Parameter ein teilfaktorieller Versuchsplan aufgestellt. Während ein vollfaktorieller Versuchsplan bei drei Parametern mit jeweils fünf Messpunkten einen Umfang von 125 Messpunkten hat, wurde der teilfaktorielle Versuchsplan auf eine Probenzahl von 35 Proben pro Material beschränkt. Der Versuchsplan wurde mithilfe der Software Minitab von Minitab Inc. aufgestellt, wobei der Fokus darauf gelegt wurde, die Extremwerte der Parameterkombinationen zu testen, welche durch die Ecken des aufgespannten Raums dargestellt werden.

Anschließend wurden die Mittelpunkte sowie die Diagonalen der Extremwerte zum Zentrum ausgewählt. Abbildung 27 zeigt die grafische Darstellung des für FeSi3, FeSi6,5 und FeCo50 verwendeten Versuchsplans. Mithilfe unterschiedlicher Symbole für die Abstufungen des Spurbreitenabstandes werden die Ebenen des Versuchsplanes sichtbar. Der vollständige Versuchsplan zu FeSi3 und FeCo50 ist in Anhang A-2 dargestellt, die erweiterten Versuchspläne zu FeSi6,5 sind in Anhang A-3 dargestellt. In den Versuchsplänen wurde zudem der Energieeintrag der jeweiligen Parametersätze nach Formel (8) angegeben. Für jede Parameterkombination wurde in Magics (Materialise) ein Parametersatz erstellt, welcher einem zu druckenden Prüfkörper zugewiesen werden kann.

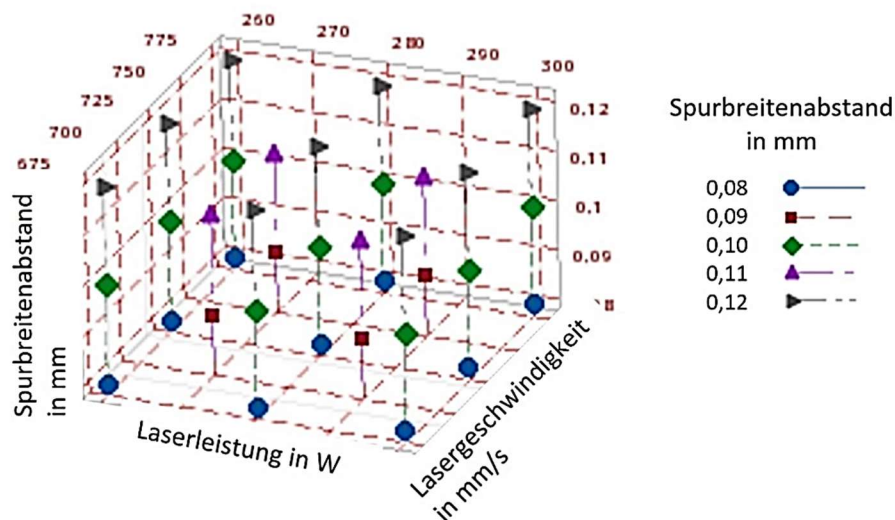


Abbildung 27: Graphische Darstellung des teilfaktoriellen Versuchsplans zu FeSi3 und FeCo50 mithilfe der Software Minitab.

Probenvorbereitung

Die zu druckenden Probenkörper für die Parameterstudie wurden mittels SolidWorks (Dassault Systèmes) und Magics erstellt. Für die Dichtebestimmung wurden Prüfkörper mit einer quadratischen Grundfläche mit 10 mm Kantenlänge und einer Höhe von 14 mm in SolidWorks konstruiert. Nach dem Abtrennen der Prüfkörper von der Bauplattform im Anschluss an den Druckprozess konnten so Prüfkörper mit einer Mindestkantenlänge von 10 mm ausgewertet werden. In Magics wurden die Prüfkörper auf der Bauplattform platziert. Hierbei wurde eine minimale Überlappung der Prüfkörper in der X- und Y-Richtung der Bauplattform angestrebt. Im Druckprozess wird in Y-Richtung beschichtet. Durch ein Verschieben der Prüfkörper in X-Richtung kann verhindert werden, dass, wenn durch raue Oberflächen oder hochbiegende Prüfkörper in Folge schlechter Parameterkombinationen die Beschichterlippe beschädigt wird, andere Prüfkörper in gleicher Flucht verfälscht werden. Der Schutzgasstrom zum Abtransport von Schmauch und Schweißspritzern läuft in X-Richtung. Durch ein Verschieben der Prüfkörper in Y-Richtung kann verhindert werden, dass Schmauch und Schweißspritzer, welche bei einem Prüfkörper entstehen, auf einem anderen Prüfkörper landen und so die Ergebnisse verfälschen.

Anschließend wurden den einzelnen Prüfkörpern die jeweiligen Parameterkombinationen zugewiesen.

Abgesehen von den drei zu variierenden Parametern teilen die Prüfkörper die restlichen Parameter. Hierzu zählt eine Schichtrotation des Scanmusters von 69° , wobei die Winkel ausgelassen werden, bei welchen die Laserbahnen in Richtung des Schutzgasstromes liegen, um einen negativen Einfluss vom Schutzgas auf das Schmelzbad zu vermeiden. Zusätzlich zu der relativen Dichte kann anhand der Prüfkörper zudem die Oberflächenqualität an vertikalen und horizontalen Oberflächen bestimmt werden.

Druckvorbereitung

Zur Druckvorbereitung werden die Anlage, sowie das Pulver für den Prozess vorbereitet. Zur Anlagenvorbereitung gehört das Reinigen der Anlage, um eine Kontamination des Pulvers mit Pulverresten einer anderen Legierung, sowie Prozessabbrüche zu verhindern. Weiterhin werden über die Reinigung prozessbedingte Abweichungen in der Parameterstudie reduziert, wie sie beispielsweise durch ein verunreinigtes Laserschutzglas auftreten können. Außerdem wird die Bauplattform eingesetzt und bei Bedarf vorgeheizt, um die Temperaturgradienten im Material zu reduzieren und die Anbindung an die Bauplattform zu verbessern. Es wird außerdem eine Schutzgasatmosphäre, üblicherweise aus Argon oder Stickstoff, eingestellt. Für die hier beschriebenen Versuche wurde die Bauplattform auf 200°C vorgeheizt und als Schutzgas Argon verwendet.

Bei der Pulvervorbereitung wird das Pulver gesiebt und bei Bedarf gesichtet. Weiterhin wird die Feuchtigkeit bestimmt und gegebenenfalls durch ein Trocknen des Pulvers angepasst. Das Sieben und oder Sichten erfolgt auf Basis der Analyse der Partikelgrößenverteilung. Zudem ist ein Siebprozess notwendig, wenn Pulver wiederverwendet wird. Im Pulverüberlauf, in welchem das Pulver aufgefangen wird, welches nicht im Prozess verschweißt wird, sammeln sich zusätzlich zu den Pulverpartikeln auch Schweißspritzer, welche im Prozess entstehen. Aufgrund der ausgewählten Pulverfraktion mit einem $d(0,1)$ von $23\text{ }\mu\text{m}$ und einem $d(0,9)$ von $63\text{ }\mu\text{m}$ war ein Windsichten nicht notwendig. Aufgrund der Qualität des angelieferten Pulvers war auch ein Sieben bei erstmalig verwendetem Pulver nicht notwendig. Lediglich wiederverwendetes Pulver wurde gesiebt zum Entfernen von Schweißspritzern und agglomerierten Pulverpartikeln. Zum Sieben wurde die Siebstation PSM 100 von SLM Solutions verwendet. Der Aufbau besteht aus einem Anschluss für zu siebendes Pulver, welcher oberhalb eines Volumenkörpers mit austauschbarem Sieb liegt. An den Volumenkörper sind ein Schutzgasstrom und eine Vibrationseinheit angeschlossen. Unterhalb des Volumenkörpers befinden sich Anschlussstellen für einen Behälter für das Gutpulver und einen Behälter für das Überkorn. Nach dem Fluten des Volumenköpers mit Schutzgas wird das Pulver mittels Vibration und einer leicht abfallenden Steigung über ein $100\text{ }\mu\text{m}$ Sieb geleitet. Gutpulver fällt durch das Sieb und wird in den entsprechenden Behälter geleitet, Überkorn größer $100\text{ }\mu\text{m}$ wird über das Sieb hinweg in den Überkornbehälter geleitet und entsorgt. Die Feuchtigkeit

des Pulvers wurde über das PC-Feuchtemesssystem Hytelog-USB von B+B Thermo-Technik bestimmt. Hierzu wird ein Feuchte- und Temperaturfühler in das Pulver eingebracht und die relative Feuchte wird über einen kapazitiven Polymersensor bestimmt. Um eine Kontamination zwischen unterschiedlichen Legierungen zu verhindern, wird neben der Reinigung des Gerätes jeweils ein gesonderter Messaufsatz pro Legierung verwendet. Über eine USB-Schnittstelle werden die gemessenen Werte in der Software Recorder von Hygrosens ausgegeben. Der Grenzwert oberhalb dessen das Pulver erneut getrocknet wurde, wurde auf 5% relative Feuchte festgelegt. Übersteigt die Pulverfeuchtigkeit den Grenzwert wird das Pulver über eine Vakuumtrocknung getrocknet. Hierzu wird die Vakuumtrocknung AM1000 von AMproved verwendet. Über eine Vakuumpumpe wird der Druck im Pulverbehälter auf 0,08 mBar gesenkt, bevor mit Argon geflutet wird. Dieser Prozess wird im Normalfall 20-mal durchgeführt, woraufhin eine erneute Messung der relativen Feuchtigkeit erfolgt. Wird der Grenzwert erreicht, wird das gesiebte und getrocknete Pulver der Anlage zugeführt. Um ein Ansteigen der relativen Feuchtigkeit in der Anlage zu verhindern, wurden vor dem Befüllen im Pulvertank zusätzliche Silica-Pads angebracht.

Druckprozess

Für den Druckprozess wurde eine SLM 280 2.0 von SLM Solutions verwendet. Die Anlage ist mit einem wassergekühlten Ytterbium-Faserlaser des Herstellers IPG, mit einer Nennleistung von 700W, 1070 nm kontinuierlicher Wellenlänge und 80 µm Spotdurchmesser ausgestattet. Bei der Schichtdicke wurden 50 µm gewählt und die Bauplattform wurde wechselnd, in beiden Bewegungsrichtungen des Beschichters, beschichtet. Die Würfel wurden mit einer Streifenstrategie und einer maximalen Streifenbreite von 5 mm belichtet, wobei das Muster zwischen zwei Schichten um 69° rotiert wurde.

Im Anschluss an den Druckprozess wurde die Bauplattform auf die ursprüngliche Höhe gefahren und das nicht aufgeschmolzene Pulver in den Überlauf geleitet. Anschließend wurde die Bauplattform entnommen. In einer luftdichten Kammer wurden Pulverreste über eine Kombination von Druckluft und Saugen von der Bauplattform entfernt, um eine Kontamination anderer Geräte mit dem Pulver zu vermeiden. Die Proben wurden nummeriert, mit einer Bandsäge von der Bauplattform getrennt und für die Querschnittsanalyse vorbereitet.

Querschnittsanalyse

In der Querschnittsanalyse werden die x/z- bzw. y/z-Ebene der Probe analysiert. Hierzu wurde zunächst eine Seite der Probe 2 mm abgeschliffen und poliert, um Oberflächeneinflüsse in der Auswertung zu reduzieren. Zum Schleifen und Polieren der Proben wurde der vollautomatische Schleif- und Polierautomat Hexamatik von Struers verwendet. Die Hexamatik ist mit einem Zulaufband für bis zu acht Probenhalter ausgestattet, welche speziell für die Parameterstudien angefertigte Probenhalter mit je 24 Proben aufnehmen können. Weiterhin verfügt die Hexamatik über einen Schleifstein und ein Liftsystem mit acht Schleif- und Polierscheiben mit

Feinpolituren mit Korngrößen bis 0,25 μm . Über die Software wird eine Prozedur für das jeweilige Material angelegt, welche die Proben voll automatisiert 2 mm abrichtet und anschließend schleift und poliert. Zwischen den einzelnen Schritten werden die Proben jeweils mit einer Ultraschall-Wasser Reinigung gereinigt, anschließend mit Seife gespült und abschließend mit Alkohol gereinigt, um eine Oxidation der Oberfläche zu verhindern. Die Prozedur, welche zur Präparation der FeSi₃ Proben verwendet wurde, ist beispielhaft in Tabelle 6 dargestellt. Nach dem Durchlaufen der Prozedur wurden die Oberflächen überprüft und gegebenenfalls händisch nachpoliert.

Tabelle 6: Prozedur automatische Probenpräparation mit der Hexamatik

Unterlage	Kraft	Suspension	Abtrag
Schleifstein	300 N	Wasser	2000 μm
MD-Largo	180 N	DiaPro All/Largo, 9 μm	6:00 min
MD-Largo	150 N	DiaPro All/Largo, 9 μm	6:00 min
MD-Mol	150 N	DiaPro Mol, 3 μm	10:00 min
MD-Nap	90 N	DiaPro Nap-B, 1 μm	5:00 min
MD-Chem	120 N	OP-S NonDry, 0,25 μm	3:00 min

Anschließend wurde die Oberfläche mit einem Digitalmikroskop analysiert. Hierzu wurde das Keyence VHX5000 mit einem Objektiv mit 100-facher bis 1000-facher Vergrößerung verwendet. Über Schrittmotoren, Autofokus und die dazugehörige Software können aus Einzelaufnahmen der Oberfläche automatisiert zusammengesetzte 2D und 3D Panoramaaufnahmen erstellt werden, was das Analysieren großer Oberflächen ermöglicht. Zur Unterdrückung von Vibrationen während der Panoramaaufnahmen wird das Mikroskop durch ein Table Stable TS-150 System geschützt. Von den Probenoberflächen wurden 2D-Panoramaaufnahmen bei einer 200-fachen Vergrößerung erstellt. Mithilfe dieser Aufnahmen konnte die Oberfläche auf Poren und Risse untersucht werden.

Auswertung

Die Auswertung ist von der Art der Defekte abhängig. Bei Rissen erfolgt eine manuelle Dokumentation. Bei Poren wird ein in die Software eingebettetes Tool genutzt, um die Fläche der Poren zu bestimmen. In einem Helligkeitsvergleich verwendet das Tool den Kontrast zwischen der Probenoberfläche und den Defekten um die Poren zu bestimmen. Über die Einstellung des Schwellwertes wird die Helligkeitsgrenze zwischen Oberfläche und Defekt festgelegt. So können die Anzahl der Poren sowie die Summe der Porenfläche bestimmt werden. Über einen Vergleich der betrachteten Gesamtfläche und der aufsummierten Fläche der Poren kann anschließend die relative Dichte bestimmt werden.

Zusätzlich können zur Auswertung mithilfe der Software MiniTab in drei 2D-Graphen jeweils zwei der drei Parameter Laserleistung, Lasergeschwindigkeit und Spurbreitenabstand gegenübergestellt werden. In die Graphen können anschließend die relativen Dichten bei den jeweiligen Parameterkombinationen eingetragen werden. So ergeben sich Konturdiagramme, in welchen Bereiche guter

Parameterkombinationen abgelesen werden können. Die Auswertung mithilfe von Oberflächendiagrammen und Konturdiagrammen bietet einige Vorteile. Zunächst lässt sich über die Auswertung erkennen, ob die gewählten Grenzen der Parameterstudie den optimalen Bereich für das Prozessfenster umschließen. Liegen die besten Resultate der Versuche am Rand der Grafik, sind die besten erreichbaren Resultate eventuell außerhalb der Grenzen und eine Anpassung mit erneuter Parameterstudie ist sinnvoll (siehe Abbildung 28 rechts). Liegen die besten Werte im Zentrum der Auswertung, wurden die Grenzen erfolgreich gewählt (siehe Abbildung 28 links).

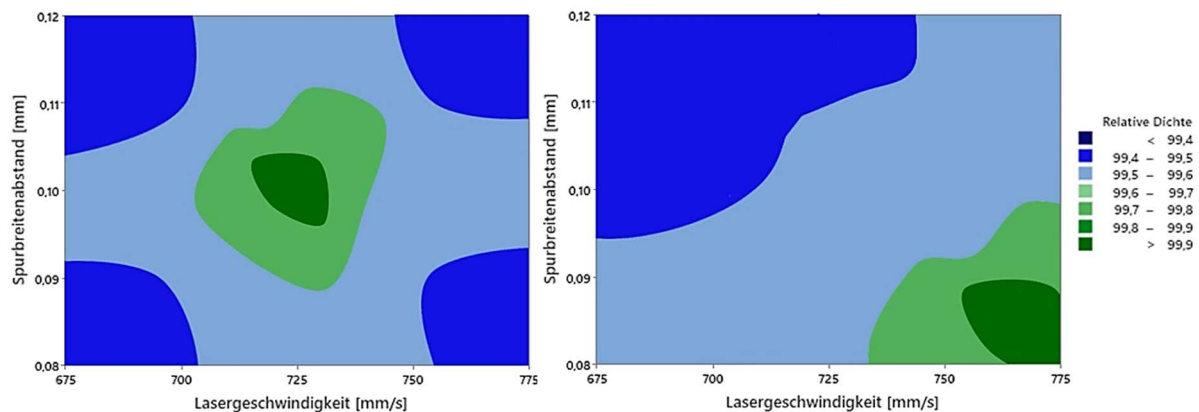


Abbildung 28: Minitab Auswertungsbeispiel, geeignete Parametergrenzen (links) und ungeeignete Parametergrenzen (rechts)

Weiterhin lassen sich Bereiche guter Parameter gut erkennen. Je größer der in diesem Fall dunkelgrüne Bereich, desto größer ist das Prozessfenster. Dies bedeutet, dass bei leichten Abweichungen im Prozess, wie einer Schwankung der Laserenergie, die Resultate (häufig die relative Dichte) nicht zwangsläufig schlechter werden. Der Effekt wird dadurch verstärkt, dass einzelne Bereiche der Konturdiagramme auf mehreren Messwerten basieren. Fällt die relative Dichte bei einem der Messwerte schlechter aus, wird dadurch auch der Mittelwert herabgesetzt. Dies führt wieder zu der Darstellung von Prozessfenstern, im Gegensatz zu einzelnen Messwerten. Im Umkehrschluss werden aber einzelne Messwerte der Parameterstudie verborgen. Gerade Extremwerte wie Maxima und Minima der relativen Dichte werden in den Durchschnittsberechnungen ausgeglichen. Somit kann aus den Konturdiagrammen nicht die maximale Dichte, sowie der dazugehörige Parametersatz, ausgelesen werden. Eine reine Verwendung von diesen Diagrammen ist daher nicht hilfreich. Die Kombination aus den Diagrammen und den Einzelwerten der Parameterstudie führt aber zu einer zielführenden Analyse der Ergebnisse und gewährleistet die Verwendung von Parametersätzen mit großem Prozessfenster.

Nach Abschluss der Parameterstudien zur relativen Dichte wurde für jedes Material ein Parametersatz gewählt, mit welchem die weiteren Versuche, wie magnetische und mechanische Prüfungen, durchgeführt werden.

Oberflächen und Überhänge

Wie in Kapitel 2.2.2 erläutert, werden beim SLM-Verfahren unterschiedliche Parameter für den Kern und die Hülle eines Bauteiles verwendet. Nach der abgeschlossenen Parameterstudie für eine hohe Dichte im Kern können daher zudem auch die

Hüllenparameter optimiert werden. Parameterstudien wurden für den Werkstoff FeSi3 durchgeführt, mit dem Ziel die Rauigkeit von vertikalen Oberflächen sowie von 45° überhängenden Oberflächen zu optimieren. Hierzu wurden an Würfeln mit 10 mm Kantenlänge 20 Parametersätze zur Optimierung von vertikalen Oberflächen getestet, sowie an Proben mit 45° überhängenden Oberflächen 18 Parametersätze zur Optimierung von Überhängen. Für die Hüllenparameter werden zusätzlich zu den zuvor verwendeten Kernparametern die Anzahl der Hüllenbahnen festgelegt, sowie die Überlappung von Hüllen- und Kernbahnen. Die vollständigen Parameterscharen sind in Anhang A-4 dargestellt. Zur Bestimmung der Oberflächenrauheit wurde ein taktils Messverfahren verwendet. Hierzu wurde das Profilometer Hommel Etamic T8000 Jenoptik AG mit einer maximalen Taststrecke von 120 mm verwendet. Es wurden jeweils die R_z -Werte für Messstrecken von 4,8 mm bestimmt. Für die vertikalen Oberflächen wurde in X- und Z-Richtung gemessen und die Ergebnisse wurden gemittelt. Für die Überhänge wurde nur in Z-Richtung gemessen, um über ein Mittel der Ergebnisse nicht den Einfluss des Treppenstufeneffektes zu reduzieren.

4.3 Alternative Prozessroute FeSi6,5

Die Herausforderungen bei der additiven Fertigung von FeSi6,5 wurden zuvor erläutert. Bei dem alternativen Prozessfenster für FeSi6,5 (Tabelle 5) sollte die Möglichkeit ermittelt werden, FeSi6,5 dennoch mit dem SLM-Verfahren zu verarbeiten. Aufgrund der erwarteten Herausforderungen bei der Verarbeitung von FeSi6,5 und der Erfahrung bei der Verarbeitung spröder Werkstoffe, wurde das Prozessfenster wie in Kapitel 4.2 beschrieben erweitert.

Nach einer ersten Parameterstudie mit 40 Parametersätzen wurde kein Parametersatz gefunden, welcher poren- und rissfreie Bauteile erzeugt. Details hierzu werden in Kapitel 5 beschrieben. Aufgrund der Ergebnisse wurde daher eine weitere Parameterstudie für FeSi6,5 mit angepassten Parametern durchgeführt. Hierbei wurde, basierend auf den Ergebnissen der ersten Parameterstudie, der Energieeintrag auf einen Bereich von etwa 40 J/mm³ bis 90 J/mm³ fokussiert. Mit dem Ziel den Temperaturgradienten im Material und so Spannungen zu reduzieren, wurde die Prozessgeschwindigkeit weiter reduziert. Hierzu wurden die Laserleistung die Lasergeschwindigkeit und der Spurbreitenabstand reduziert. Das Prozessfenster ist in Tabelle 7 dargestellt. Weiterhin wurde die Scanstrategie vom Streifen- auf Schachbrettmuster gewechselt.

Tabelle 7: Prozessfenster FeSi6,5 Parameterstudie B

Parameter	Untere Grenze	Obere Grenze	Schrittweite
Laserleistung	140 W	180 W	10 W
Lasergeschwindigkeit	625 mm/s	725 mm/s	25 mm/s
Spurbreitenabstand	0,06 mm	0,1 mm	0,01 mm
Schichtdicke	0,05 mm		
Resultierender Energieeintrag	38,62 J/mm ³	96 J/mm ³	-

Nach Auswertung der Ergebnisse wurde mit dem gleichen Ziel, den Temperaturgradienten zu reduzieren, eine weitere Parameterstudie durchgeführt. Hierbei wurde die Schichtdicke von 50 μm auf 30 μm reduziert, was es ermöglicht, die Prozessgeschwindigkeit, also den lokalen Energieeintrag, weiter zu reduzieren. Kumar et al. zeigen, dass bei Versuchen an IN718 durch eine Reduzierung der Volumenenergiedichte von 90 J/mm^3 auf 38 J/mm^3 die Eigenspannungen um mehr als 80 % von 271 MPa auf 51 MPa reduziert werden konnten. [90] Wie in Tabelle 8 dargestellt, wurden aufgrund eines geringeren Erfahrungsschatzes mit der neuen Schichtdicke zudem die Prozessfenster von Laserleistung und Lasergeschwindigkeit über die Wahl einer weiteren Schrittweite erweitert. Zudem wurden vielversprechende Parametersätze aus der Literatur betrachtet. Die vollständigen Parametersätze sind in Anhang A-3 dargestellt.

Tabelle 8: Prozessfenster FeSi6,5 Parameterstudie C

Parameter	Untere Grenze	Obere Grenze	Schrittweite
Laserleistung	100 W	180 W	20 W
Lasergeschwindigkeit	500 mm/s	700 mm/s	50 mm/s
Spurbreitenabstand	0,06 mm	0,1 mm	0,01 mm
Schichtdicke	0,03 mm	-	-
Resultierender Energieeintrag	55,56 J/mm^3	200 J/mm^3	-

Anschließend an die dritte Parameterstudie wurde ein Parametersatz für das weitere Vorgehen ausgewählt. Voraussetzung für die Wahl war eine vollständige Rissfreiheit bei möglichst hoher relativer Dichte. Die Ergebnisse, welche ausführlich in Kapitel 5 beschrieben werden, waren poren- und rissfreie Bauteile in kleinem Maßstab.

Bei größeren Bauteilen wurde die Rissanfälligkeit aufgrund der Kombination aus Spannungen und dem spröden Werkstoff allerdings deutlich, wie in Abbildung 45 zu sehen ist. Um das Reißen der Bauteile zu vermeiden, wurde eine verkürzte Route vom Ausbauen des Baujobs zur Wärmebehandlung ermöglicht, mit dem Ziel, das Abkühlen der Bauteile zu reduzieren. Es zeigte sich jedoch, dass die Bauteile bereits während des Bauprozesses reißen. Aufgrund aktueller Entwicklungen an der Universität Paderborn ergab sich die Möglichkeit, die Verarbeitung des Werkstoffes unter Einsatz einer Bauraumheizung zu testen, welche im Folgenden beschrieben wird.

Mit dem Ziel, die während des SLM-Verfahrens hohen Temperaturgradienten im Material zu reduzieren und die Auswahl an fertigbaren Materialien zu erweitern, wurde parallel zu dem hier beschriebenen Vorhaben am Direct Manufacturing Research Center der Universität Paderborn in Zusammenarbeit mit der Addition GmbH eine Bauraumheizung entwickelt. Die Bauraumheizung ermöglicht es, das Pulverbett über eine Widerstandserwärmung auf bis zu 900 °C zu erwärmen. Abbildung 29 stellt den Aufbau der Bauraumheizung dar und zeigt einen Prototyp mit einem Infrarotheizsystem, eingebaut in eine SLM 280 1.0 von SLM Solutions.

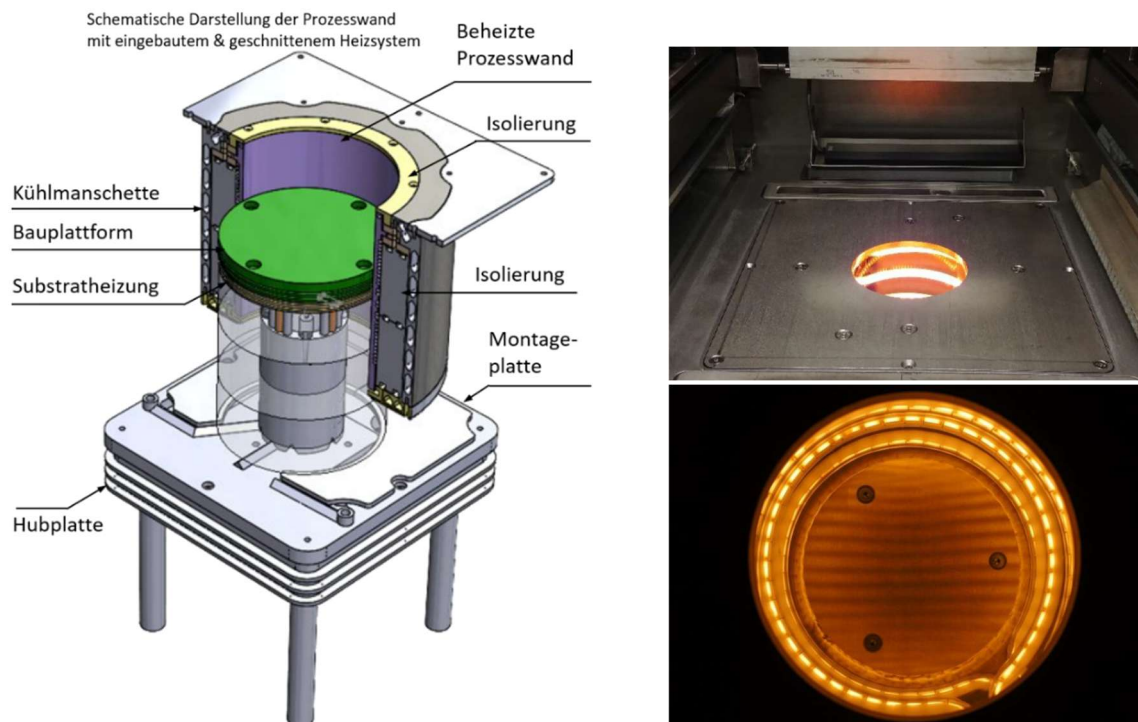


Abbildung 29: Aufbau Bauraumheizung (links), Prototyp der Bauraumheizung eingebaut in SLM 280 1.0 (rechts)

Das Kernelement der Bauraumheizung ist eine Widerstandserwärmung in der Prozesswand der Bauraumheizung. Die Widerstandserwärmung verfügt über mineralisolierte Widerstandsheizleiter mit 2 mm Durchmesser, welche es ermöglichen, jeweils den Bereich der Prozesswand zu heizen, welcher im Kontakt mit dem Pulverbett steht. Zusätzlich zu der Widerstandserwärmung in der Prozesswand wird die Bauplattform über eine Substratheizung auf bis zu 500 °C geheizt. Außerhalb der Widerstandserwärmung liegt eine additiv gefertigte Kühlmanschette, welche ein Aufheizen der Umgebung verhindert und die umliegenden Komponenten vor Wärme schützt. Zum Messen der Wärmeausbreitung und Steuern der Heizung sind drei Thermoelemente im Zylinder verbaut, sowie zwei weitere unterhalb der Bauplattform. Die Wärmeübertragung in die Maschine wird über eine umliegende Kühlmanschette mit einem Wärmetauscher mit 40°C Kühlwassertemperatur reduziert. Die Bauraumheizung, welche für Drucker des Typs SLM 280 von SLM Solutions entworfen wurde, reduziert den Bauraum auf einen Durchmesser von 160 mm und eine maximale Höhe von 170 mm.

Aufgrund der Möglichkeit mithilfe der Bauraumheizung spröde Werkstoffe zu verarbeiten, wurde ein Prototyp der Bauraumheizung zum Verarbeiten von FeSi_{6,5} eingesetzt. Hierzu wurde die Bauraumheizung in eine SLM 280 1.0 von SLM Solutions eingesetzt. Basierend auf ersten Erfahrungswerten über den Effekt der Bauraumheizung, wurde ein Parametersatz aus den vorhergegangenen Parameterstudien zu FeSi_{6,5} ausgewählt. Anschließend wurden zum Testen der Rissanfälligkeit verschiedene Geometrien gedruckt, welche zuvor in gerissenen Bauteilen resultiert haben.

4.4 Wärmebehandlung

Die Bedeutung des Gefüges für die magnetischen Eigenschaften wurde bereits in Kapitel 2.1.2 erläutert. Ausschlaggebend sind unter anderem die Korngröße, da die Korngrenzen Barrieren für das Domänenwachstum darstellen, die Struktur, also die Form der Körner sowie die Ausrichtung des Kristallgitters. Aufgrund der einfachen Magnetisierungsachsen im Kristallgitter sind je nach Anwendung unterschiedliche Ausrichtungen der Kristalle im Bauteil vorteilhaft. Die Analyse der üblicherweise anisotropen Ausrichtung der Kristalle beim SLM-Verfahren spielt daher eine ausschlaggebende Rolle bei der Ermittlung der magnetischen Eigenschaften. Um die weichmagnetischen Eigenschaften der Legierungen zu optimieren, wurden für alle Legierungen Wärmebehandlungen getestet, mit dem Ziel, Spannungen im Material zu reduzieren und ein gleichmäßiges Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von 100 µm bis 150 µm einzustellen. Hierzu werden Würfelproben mit 15 mm Kantenlänge verwendet, welche analog zu den zuvor beschriebenen Abläufen mittels einer SLM 280 2.0 von SLM Solutions gedruckt wurden.

Die Auswahl von Temperatur, Haltedauer und Kühlrate basiert auf einer Literaturrecherche zu den jeweiligen Legierungen. Anhand der Ergebnisse wurde eine Auswahl an Parametersätzen festgelegt. Für die FeSi3 Legierung wurden 16 Parametersätze ausgewählt, für die FeSi6,5 Legierung 9 und für die FeCo50 Legierung 16 Parametersätze. Für alle Legierungen wurden Haltetemperaturen von 500 °C bis 1200 °C getestet. Hierbei sollte im unteren Bereich der Spanne das Spannungsarmglühen beobachtet werden, welches bereits einen hohen Einfluss auf die weichmagnetischen Eigenschaften hat und im Bereich der höheren Temperaturen die Rekristallisation mit anschließendem Kornwachstum. Für die Haltedauern wurden Zeiten von zehn Minuten bis zehn Stunden getestet. Für die Abkühlraten wurden die Abkühlung im Ofen, die Abkühlung an Luft, sowie das Abschrecken in Öl und Wasser verglichen. Die vollständigen Parametersätze sind in Anhang A-5 dargestellt. Für die Durchführung der Wärmebehandlung wurde ein Widerstandsofen der Fa. Nabertherm, Model N41/13, verwendet. Um die Oxidation der Oberflächen zu reduzieren, wurden die Proben zudem in Härtefolie mit 0,05 mm Folienstärke eingewickelt.

Im Anschluss an die Wärmebehandlung wurden von den wärmebehandelten Würfelproben sowie den Proben im Ausgangszustand EBSD-Aufnahmen aufgenommen, um die Korngrößen, das Gefüge und die Orientierung zu analysieren. Hierzu wurde das Rasterelektronenmikroskop Ultra Plus von Zeiss verwendet, ausgestattet mit dem EDAX EBSD-Sensor DigiView V. Die Aufnahmen wurden an Würfeln mit einer Kantenlänge von 15 mm erstellt mit der x/z- bzw. y/z-Ebene als betrachtete Oberfläche. Um Oberflächeneinflüsse zu reduzieren, wurde die Oberfläche 2 mm abgeschliffen und poliert. Zur Präparation wurden die Proben mit Leitsilber auf Stiftprobentellern aus Aluminium fixiert und darüber auf dem Zeiss Probenteller befestigt. Für die Aufnahmen wurden eine 30 kV Beschleunigungsspannung und ein Arbeitsabstand von 13,5 mm verwendet. Die Proben werden für den Prozess um 70° in Richtung des EBSD-Sensors angestellt. Für die Bestimmung der Korngröße wird eine digitale Flächenbestimmung der einzelnen

Körner durchgeführt. Die Körner werden anschließend als Kreise idealisiert. Die Durchmesser der Kreise werden gruppiert und deren Häufigkeit ausgegeben.

Zusätzlich zu den EBSD-Analysen wurden an den Würfelproben mit dem vollautomatisierten Härteprüfer KB 30 FA Härtemessungen durchgeführt, um den Spannungszustand zu ermitteln, da bei einer Reduzierung der Härte in Folge der Wärmebehandlung, auch die Temperatur für ein Spannungsarmglühen erreicht wurde. Es wurde das Vickers-Verfahren angewendet, mit einer Prüfkraft von 98 N (HV10). Zum Ermitteln der Härte wurden die Würfel mit 15 mm Kantenlänge zunächst mit einem Nasstrennschneider aufgetrennt, um den Oberflächeneinfluss zu reduzieren. Anschließend wurden mittig auf der neuen Oberfläche zehn Messpunkten auf einer horizontalen Linie mit einem Abstand von 1,5 mm definiert. Der erste und letzte Messpunkt liegen somit im Randbereich der Probe mit einem Abstand zur Oberfläche von 0,75 mm.

Anhand der Ergebnisse wurden die Wärmebehandlungen verglichen und eine Wärmebehandlung für das weitere Vorgehen ausgewählt, für welche anschließend die mechanischen und magnetischen Eigenschaften ermittelt wurden.

4.5 Magnetische Prüfung

Zur Magnetischen Prüfung wurden Eigenschaften wie Permeabilität, Verluste und Koerzitivfeldstärke anhand von Ringkernversuchen ermittelt. Die Versuche wurden nach DIN EN IEC 60404-6 für Ringkerne im wärmebehandelten und nicht wärmebehandelten Zustand für FeSi3, FeSi6,5 und FeCo50 durchgeführt. Für die Versuche wurde am Lehrstuhl für Konstruktions- und Antriebstechnik der Universität Paderborn ein Prüfstand aufgebaut, welcher Prüfungen in einem Frequenzbereich von 10 Hz – 300 Hz ermöglicht. Abbildung 30 zeigt den Versuchsaufbau.

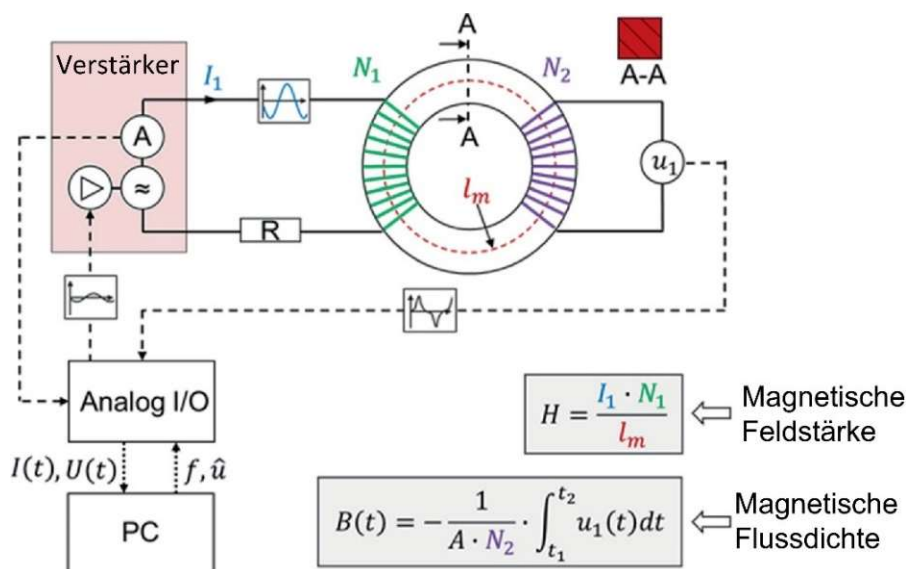


Abbildung 30: Versuchsaufbau Ringkernversuche nach [91]

Die Primärspule wird mit einer Sinussignalfrequenz angesteuert, bei welcher Frequenz und Stromstärke generiert und an den Verstärker gesendet werden. Die Spannung wird daraufhin automatisch anpasst. Lediglich bei hohen Wirbelstromverlusten muss die Spannung geregelt werden, da die Stromreglung zu hohen Spannungsspitzen führt.

Die resultierenden Werte der Sekundärspule werden parallel von einem analogen Messsystem erfasst und anschließend in Matlab ausgewertet. Im Versuchsablauf wird zunächst eine Frequenz ausgewählt, bei welcher dann die Flussdichte in einer Reihe von Versuchen in 0,1 T Schritten angehoben wird. Von jeder Flussdichte wird eine vollständige Hysteresekurve aufgezeichnet. Die Versuche werden für die ausgewählten Frequenzen durchgeführt, bis die Sättigungsflussdichte erreicht ist oder aufgrund der hohen Verluste die Grenzen des Messsystems erreicht werden.

Die verwendeten Proben sind additiv gefertigte Ringkerne mit einem Innendurchmesser von 45 mm einem Außendurchmesser von 55 mm und einer Höhe von 5 mm. Der Herstellungsprozess entspricht dem der vorherigen Prüfkörper. Vor der Wicklung von Primär- und Sekundärspule wird Isolierband verwendet, um die Wicklungen vor den scharfkantigen Prüfkörpern zu schützen. Die Ringkerne werden anschließend händisch mit 0,25 mm² Litzen umwickelt. Für eine gleichmäßige und effiziente Wicklung werden dazu vierer Litzen verwendet. Zunächst werden in Summe 200 Sekundärwicklungen gewickelt, welche zur Vermeidung eines Luftspaltes möglichst enganliegend an den Prüfkörper gewickelt werden. Bei einer engen Wicklung kann der Einfluss des Luftspaltes vernachlässigt werden. Anschließend werden ebenfalls 200 Primärwicklungen gewickelt. Die je vier Litzen der Primär- und Sekundärwicklung werden miteinander verbunden, so dass je eine parallelgeschaltete Spule an die Prüfmaschine angeschlossen wird. Abbildung 31 zeigt die Abmessungen der Ringkerne sowie ein Beispiel eines Ringkerns mit Primär- und Sekundärspule.

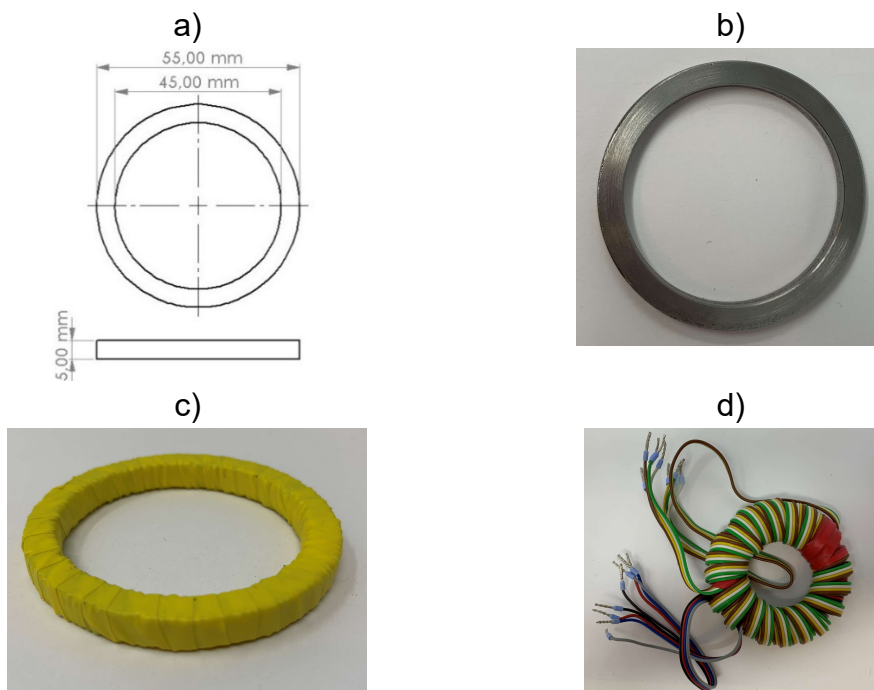


Abbildung 31: a) Geometrie Ringkern b) nachbearbeitet c) isoliert zum Schutz der Litzen d) gewickelt

4.6 Mechanische Prüfung

Zur mechanischen Prüfung der Proben und zur Auslegung des Demonstrators wurden zusätzlich zu den im Rahmen der Wärmebehandlung durchgeführten

Härtemessungen Zugversuche und für FeSi₃, Torsionswechselfestigkeitsversuche durchgeführt.

Für die Zugversuche wurde am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der Universität Paderborn eine Miniatur-Zugprobegeometrie entworfen, welche es ermöglicht, Zugproben mit dem SLM-Verfahren bei geringeren Bauhöhen und somit geringem Material- und Zeiteinsatz zu drucken. Die Geometrie ist angelehnt an DIN 50125:2016-12 und in Abbildung 32 dargestellt. [92]

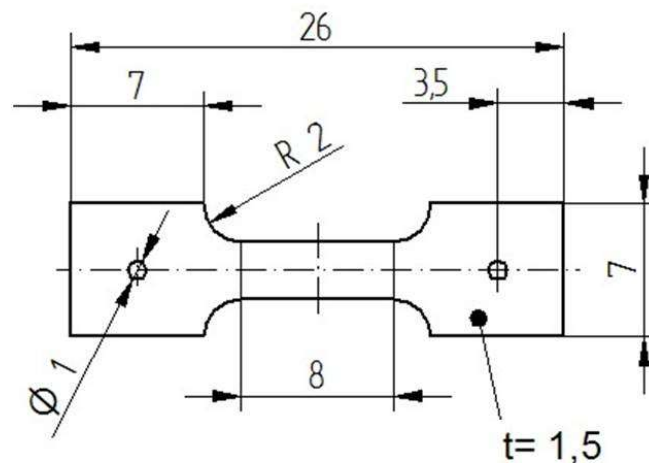


Abbildung 32: Geometrie für die Miniaturzugproben angelehnt an DIN 50125:2016-12 [92]

Die Zugproben wurden grundsätzlich in vertikaler Ausrichtung gedruckt. Aufgrund des anisotropen Gefüges in Folge des SLM-Prozesses wurden die Zugproben des für den Demonstrator gewählten Materials FeSi₃ zusätzlich in horizontaler Orientierung und in einer Orientierung von 45° gedruckt und getestet. Zudem wurden die Versuche teilweise auch im wärmebehandelten Zustand durchgeführt. Hierzu wurde FeSi₃ ausgewählt, im Hinblick auf den Demonstrator, sowie FeSi_{6,5}, mit dem Ziel die im Ausgangszustand geringe Bruchdehnung zu erhöhen. Getestet wurden die Zugproben in einem MTS 858 Table Top System. Zum Reduzieren von Messungenauigkeiten wurde bei den Materialien FeCo₅₀ und FeSi_{6,5} zudem das Extensometer MTS 632.29F-20 verwendet. Aufgrund der hohen Bruchdehnung konnte das Extensometer bei FeSi₃ nicht verwendet werden. Pro Material, Ausrichtung und Zustand wurden bis zu 5 Proben mit einer Geschwindigkeit von 0,01 mm/s gezogen.

Die Torsionswechselfestigkeitsversuche wurden aufgrund des Anwendungsfalles im Rotor für Rundproben aus Vollmaterial und Hohlproben nach DIN 50100:2016-12 getestet. [93] Die Abmessungen der Proben sind in Abbildung 33 dargestellt. Die Proben wurden so ausgelegt, dass das polare Widerstandsmoment von Hohlprobe und Vollmaterial identisch ist. Es wurden jeweils endkonturnah gebaute Proben sowie Proben mit Übermaß, welche anschließend abgedreht wurden, gedruckt. Die Oberflächenkennwerte in Abbildung 33 beziehen sich auf die nachbearbeiteten Proben.

Der Prüfstand für die Torsionswechselfestigkeit ist eine Eigenkonstruktion des Lehrstuhls für Konstruktions- und Antriebstechnik der Universität Paderborn. Abbildung 34 zeigt den Prüfstand.

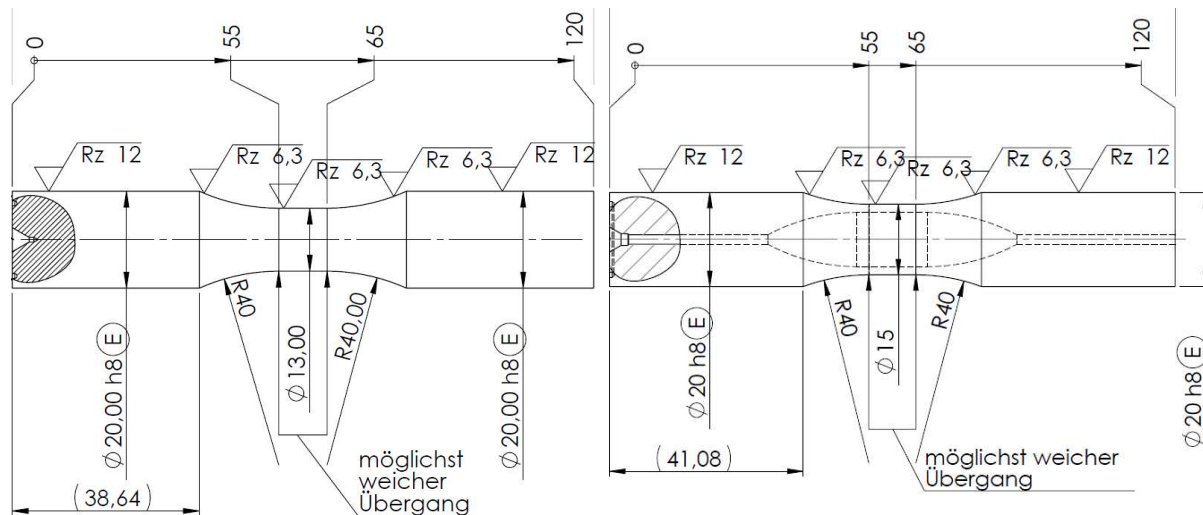


Abbildung 33: Torsionswechselfestigkeit Prüfkörper voll (links) und mit Hohlraum (rechts) nach DIN 50100:2016-12 [93]



Abbildung 34: Torsionswechselfestigkeits-Prüfstand, Eigenbau KAt Universität Paderborn

An der A-Seite, im Bild links, wird mit einer Drehmomentwelle das Reaktionsmoment gemessen. An der B-Seite ist ein Schwingkreuz gelagert. Über einen E-Motor wird die untere Welle angetrieben, was wiederum die weiteren Wellen antreibt. Die roten Pfeile erläutern die vorliegende Bewegung. Während sich die Querkräfte aufheben, wird das Drehmoment an den eingespannten Prüfkörper mit einer Prüffrequenz von 15 Hz übertragen. Die Proben wurden nach DIN 50100 bis zu einer Dauerfestigkeit von 5.000.000 Zyklen getestet, wobei aufgrund der begrenzten Probenzahl anstelle von den in DIN 50100 definierten Verfahren lediglich logarithmische Regressionsgeraden verwendet wurden. Ohne fehlerhafte Versuche wurden in Summe 14 abgedrehte und neun nicht abgedrehte Vollproben getestet, sowie sieben abgedrehte und neun nicht abgedrehte Hohlproben. Für die anschließende Auslegung des Rotors wurde der

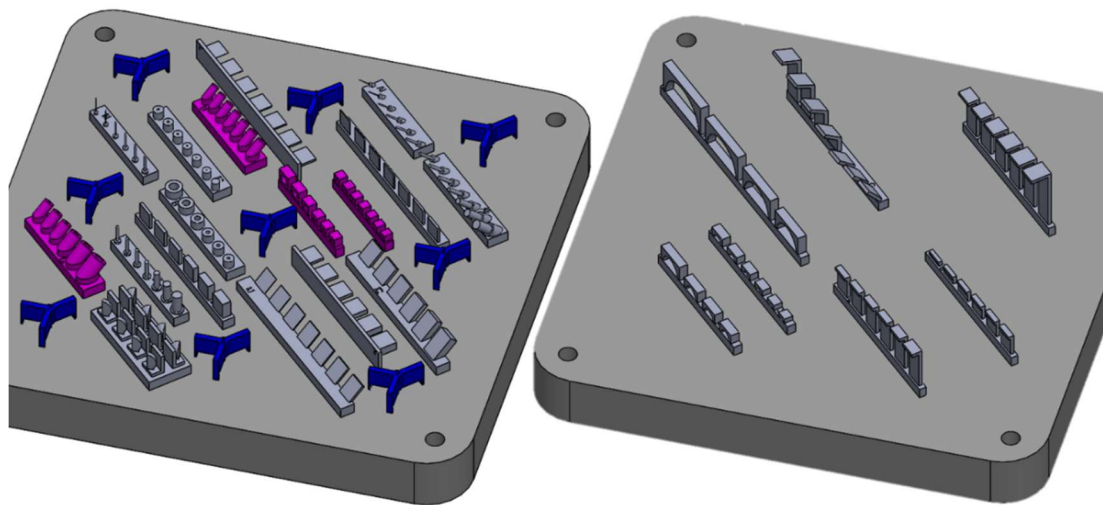
durchschnittliche Fahrzyklus eines PKW zu Grunde gelegt. Bei einer zurückgelegten Strecke von 500 Tsd. Kilometern sind etwa 300 Tsd. Lastwechsel zu erwarten. Mit einer Sicherheit von zwei ist die Torsionswechselfestigkeit bei 600 Tsd. Lastwechsel entscheidend. Weniger als 1.000 Lastwechsel über eine Fahrleistung von 300 Tsd. Kilometern sind für den Zustandswechsel zwischen maximaler Beschleunigung und maximaler Bremsleistung zu erwarten. [94]

Nachdem im vorherigen Schritt die Parametersätze für die einzelnen Legierungen ausgewählt wurden, werden parallel zu der mechanischen Prüfung zudem die werkstoffspezifischen Grenzen und Möglichkeiten der additiven Fertigung ermittelt. Dazu werden ausgewählte Konstruktionselemente getestet, die für die Konstruktion mit der Legierung und dem jeweiligen Parametersatz entscheidend sind. Dazu zählen unter anderem die folgenden Elemente:

- **Minimale Wandstärke** für vertikale Wände. Beim Rotordemonstrator wird dieses Element unter anderem für die Streustege eingesetzt.
- **Stabdurchmesser** für vertikale Rundstäbe. Diese werden unter anderem für Gitterstrukturen verwendet.
- **Maximaler Radius für horizontale Bohrungen**. Dieser Radius gibt an, mit welchem maximalen Radius horizontale Bohrlöcher ausgeführt werden können ohne Nachbearbeitungsschritte einzusetzen, sowie, mit welchem Radius zusammengeführte, überhängende Elemente abgerundet werden können. Dies ist vergleichbar mit dem „Brückenradius“, bei welchem unterschiedliche Ellipsen genutzt werden können, um einen gegebenen Spalt möglichst horizontal zu überbrücken.
- **Minimale vertikale Bohrungen und Spalte**. Diese Elemente dienen zum Testen des Miniums, bei welchem Pulver noch vollständig entfernt werden kann und zudem zwei Elemente noch eindeutig voneinander getrennt sind.
- **Maximaler Überhangwinkel** für Vollmaterial, Wände, Stäbe und Bohrungen. Üblicherweise liegt der Überhangwinkel bei etwa 45° . Durch die Ermittlung des Überhangwinkels wird bestimmt, bis zu welchem Winkel Elemente umgesetzt werden können und ab welchem Winkel Gitterstrukturen zur Unterstützung des Bauteils eingesetzt werden müssen. Häufig müssen diese Strukturen in der Nachbearbeitung entfernt werden, was bei komplexen Bauteilen nicht immer möglich ist.

Für die Bestimmung der Werte wurden am Lehrstuhl für Konstruktions- und Antriebstechnik der Universität Paderborn zwei Baujobs entworfen, welche die nötigen Prüfkörper für die Ermittlung der Werte enthalten. Die Baujobs sind in Abbildung 35 dargestellt.

Der Aufbau der Baujobs folgt dem Muster, dass für jedes zu analysierende Konstruktionselement eine Reihe von Prüfkörpern aufgebaut wird, welche sich schrittweise dem jeweiligen Grenzwert annähern. So sind beispielsweise für die horizontalen Wände mit minimaler Wandstärke in Baujob 1 sieben Wände mit Wandstärken von 0,1 mm bis 0,7 mm in 0,1 mm Abstufungen vorgesehen. Während



Baujob 1, unkritisch

Baujob 2, kritisch

Abbildung 35: Baujobs zum Ermitteln der konstruktiven Grenzen

des Druckprozesses sowie in der anschließenden Auswertung wird dann beurteilt, bis zu welcher Wandstärke ein korrekter Druckprozess erfolgt ist.

Baujob 1 wird als unkritischer Baujob bezeichnet. Während hier wichtige Werte für die Konstruktion ermittelt werden, ist es unwahrscheinlich, dass das Erreichen einer Konstruktionsgrenze zu einem Abbruch des Baujobs führt. Zusätzlich zu den Prüfkörpern sind in der Mitte sowie in den vier Ecken des Baujobs Positionsprüfkörper vorgesehen. Anhand der Oberflächen und Defekte dieser Prüfkörper kann analysiert werden, ob der Druckprozess in verschiedenen Bereichen der Bauplattform zu gleichen Ergebnissen führt, oder ob lokale Unterschiede in der Druckqualität vorliegen. Baujob 2 wird als kritischer Baujob bezeichnet, da die hier gedruckten Bauteile bei einem Erreichen der Konstruktionsgrenzen zu einem Abbruch des Baujobs führen können. Daher muss dieser Baujob während des Druckprozesses beobachtet werden, um das Drucken von versagenden Bauteilen vor dem Abbruch des gesamten Baujobs stoppen zu können. Beispielsweise neigen Überhänge aufgrund des wiederholten schichtweisen Hitzeeintrages zu einem Verzug nach oben. Dies kann zu Kontakt mit dem Beschichter und dem Abbruch des Baujobs führen. Wird ein Verzug beobachtet, ist die Information, dass die Konstruktionsgrenze erreicht ist, gewonnen. Das Bauteil kann in der Drucksoftware gelöscht werden und wird im weiteren Druckprozess nicht weiter aufgebaut. Der Baujob kann so mit den weiteren Bauteilen fertiggestellt werden.

Gezielt zur Auslegung des Aktivteils des Rotordemonstrators wurden in einem weiteren Baujob Zylinder gedruckt, mit dem Ziel, die Toleranzen des SLM-Verfahrens und der verwendeten Parameter in Bezug auf Rundheit und Zylindrizität zu testen. Hierzu wurden drei Prüfkörper mit einem Innendurchmesser von 45 mm und einem Außendurchmesser von 55 mm gedruckt und innen sowie außen mithilfe einer Koordinatenmessmaschine Altera 8.7.6 Nikon auf drei Höhen an jeweils neun Messpunkten vermessen. Anhand der Ergebnisse konnte die Konstruktion des Demonstrators so ausgelegt werden, dass eine möglichst gute Passform im Stator gewährleistet wurde.

5 Ergebnisse

Die Darstellung der Ergebnisse erfolgt nach der in Kapitel 4 verwendeten Struktur, welche in Tabelle 4 dargestellt ist. Eine Diskussion der Ergebnisse erfolgt in Kapitel 7. Aufgrund des parallelen Ablaufs von mechanischer und magnetischer Prüfung und der Erkenntnis von hohen Wirbelstromverlusten von FeCo50 wurde zu einem frühen Zeitpunkt die Entscheidung getroffen, die Versuche mit FeSi Werkstoffen fortzuführen. Einige Ergebnisse der mechanischen Prüfung werden daher mit einem Fokus auf diese Werkstoffe beschrieben.

5.1 Pulveranalyse

Für den Werkstoff FeSi3 wurden zwei Chargen Pulver analysiert. Zunächst wurde Pulver über den Hersteller TLS Technik GmbH & Co. Spezialpulver KG bezogen, welches hier als Charge 1 bezeichnet wird. Das Pulver wurde den Kriterien für Pulver für einen stabilen Bauprozess nicht gerecht und aussortiert. Anschließend wurde Pulver über den Hersteller M4P material solutions GmbH bezogen, welches als Charge 2 bezeichnet wird. Charge 2 erfüllte die Kriterien und wurde für den weiteren Verlauf verwendet. In der folgenden Analyse werden die Chargen verglichen. Von den Werkstoffe FeSi6,5 und FeCo50 wurde jeweils eine Charge bezogen. FeCo50 wurde über M4P material solutions GmbH bezogen. FeSi6,5 war zum Zeitpunkt der Beschaffung bei keinem gängigen Pulverlieferanten erhältlich. Es wurde daher bei der Firma COMTES FHT ein Ingot aus der gewünschten Legierung bestellt, welcher anschließend von der Firma PantaRhei der Technischen Universität Cottbus verdüst wurde.

Im Folgenden werden die Analyseergebnisse des Pulvers dargestellt. Für alle Chargen wurde Pulver mit der für das SLM-Verfahren üblichen Partikelgrößenverteilung 23/65 bestellt. Die Werte stellen den $d(0,1)$ - bzw. $d(0,9)$ -Wert der Partikelgrößenverteilung in μm dar. Für die Legierungen wurden die folgenden chemischen Zusammensetzungen bestellt (Angaben in Ma.-%, Rest Eisen): FeSi3: 2,9 % Silizium; FeSi6,5: 6,5 % Silizium; FeCo50: 50 % Kobalt.

Für die Pulveranalyse wurde zunächst die Fließfähigkeit des Pulvers untersucht. Hierzu wurde die relative Feuchtigkeit des Pulvers bestimmt, um einen Einfluss der Feuchtigkeit auf das Fließverhalten auszuschließen. Für alle Chargen wurde eine relative Feuchtigkeit unter 5 % gemessen. Ein entscheidender Einfluss der Feuchtigkeit auf die Fließfähigkeit konnte somit ausgeschlossen werden.

Zur Bestimmung der Fließfähigkeit wurde das in Kapitel 4.1 beschriebene Vorgehen der optischen Untersuchung anhand des Lawinenwinkels verwendet. Abbildung 36 zeigt beispielhafte Aufnahmen der vier getesteten Pulver. Tabelle 9 zeigt die gemessenen Werte sowie die Standardabweichungen aus 600 Messungen pro Versuchsdurchlauf.

Für FeSi3 Charge 1 wurde der größte Lawinenwinkel gemessen, mit einer zudem auffällig großen Standardabweichung von 12,7. Weiterhin ist in Abbildung 36a ein

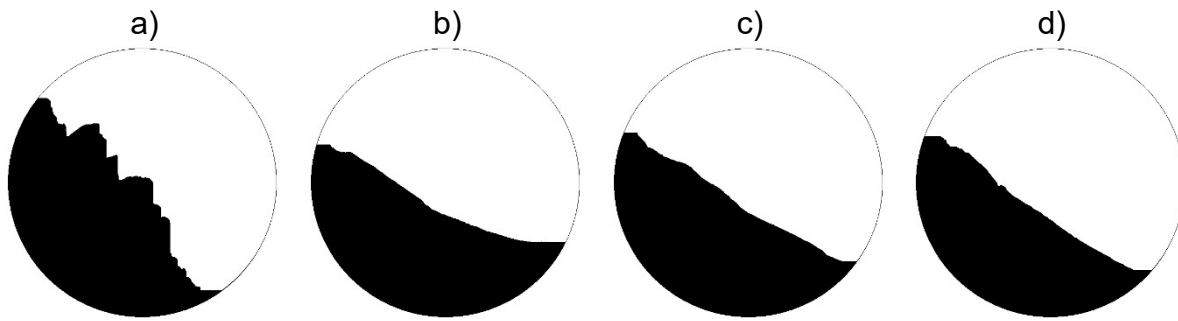


Abbildung 36: Vergleich der Lawinenwinkel. a) FeSi3 Charge 1 b) FeSi3 Charge 2 c) FeSi6,5 d) FeCo50

Tabelle 9: Lawinenwinkel und Standardabweichung

	FeSi3 Charge 1	FeSi3 Charge 2	FeSi6,5	FeCo50
Lawinenwinkel (°)	47,9	30,4	35,2	41,0
Standardabweichung	12,7	1,2	3,2	3,5

Herunterbrechen von Pulveragglomeraten zu beobachten. FeSi3 Charge 2 weist den geringsten Winkel von $30,4^\circ$ sowie die geringste Standardabweichung auf und zeigt gleichzeitig eine sehr gleichmäßige Lawinenoberfläche. Agglomerationen sind hier nicht zu beobachten. Die Lawinen von FeSi6,5 und FeCo50 weisen ebenfalls nur geringe Agglomerationen auf.

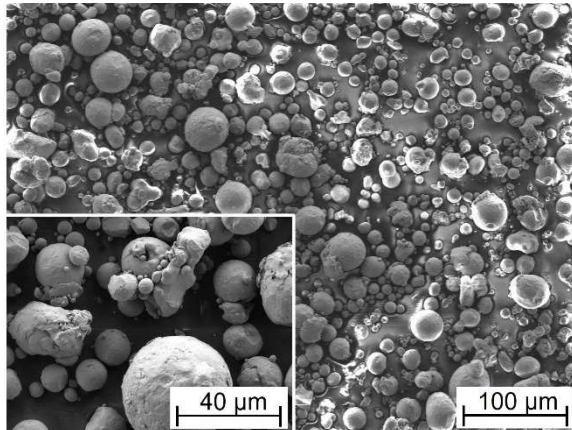
Anschließend wurde die Rundheit und Oberflächenbeschaffenheit der Pulverpartikel mittels REM-Aufnahmen analysiert. Abbildung 37 zeigt je Charge eine Übersichtsaufnahme der Pulverpartikel. Für die Legierungen FeSi3 Charge 1 und Charge 2 sind in Abbildung 37 zudem Detailansichten einzelner Partikel dargestellt.

Die Aufnahmen von FeSi3 Charge 2 zeigen gleichmäßige Pulverpartikel mit guter Rundheit und wenigen Satelliten. FeCo50 weist eine gute Rundheit auf, allerdings liegt eine große Anzahl von Satelliten vor, was wiederum zum Verhaken von Pulverpartikeln führt und Fließfähigkeit und Schüttdichte reduziert. Die Aufnahmen von FeSi3 Charge 1 zeigen ein ungleichmäßigeres Bild. Das Pulver ist geprägt von unförmigen Partikeln mit vielen anhaftenden Satelliten und Agglomerationen. Weiterhin scheint eine weite Verteilung an Partikelgrößen mit einem großen Feinanteil vorzuliegen. Die Aufnahmen von FeSi6,5 zeigen gute Sphärizität, aber einen hohen Feinanteil, was die Fließfähigkeit reduziert.

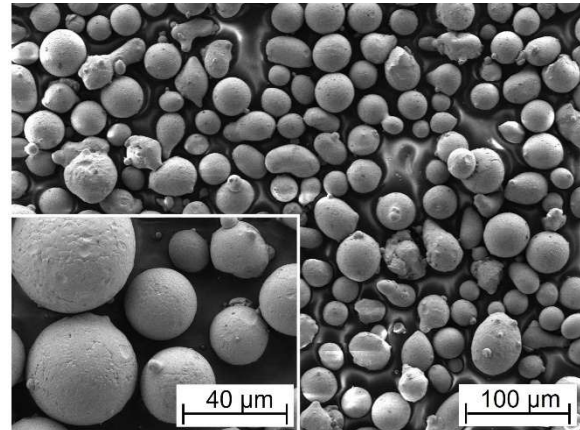
Anschließend wurden die Partikelgrößenverteilungen bestimmt. Die Partikelgrößenverteilungen für die vier betrachteten Legierungen sind in Abbildung 38 dargestellt.

Die Partikelgrößenverteilungen für FeSi3 Charge 2 und FeCo50 zeigen sehr gute Werte. Wichtig für eine gute Fließfähigkeit ist eine schmale Größenverteilung mit einer Spannweite kleiner 1 und ein geringer Feinanteil unter $10\text{ }\mu\text{m}$. Für FeSi3 Charge 2 zeigt die tabellarische Auswertung die kleinsten Partikel im Abschnitt $15,136\text{ }\mu\text{m}$ bis

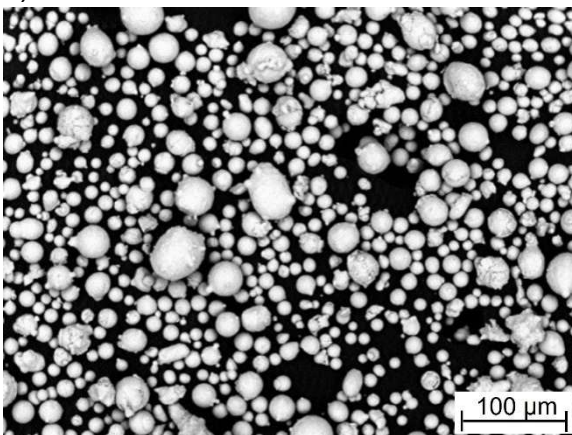
a) FeSi3 Charge 1



b) FeSi3 Charge 2



c) FeSi6,5



d) FeCo50

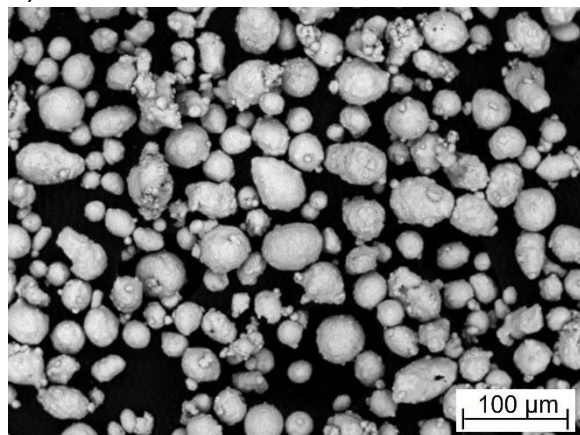


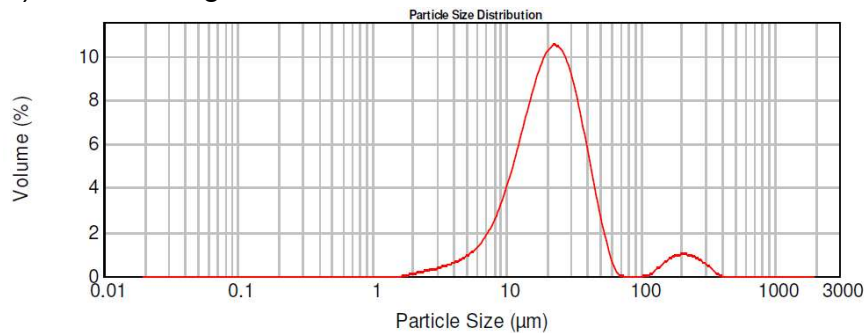
Abbildung 37: Analyse der Rundheit und Oberflächenbeschaffenheit im Rasterelektronenmikroskop von a) FeSi3 Charge 1 b) FeSi3 Charge 2 c) FeSi6,5 d) FeCo50

17,378 μm . Für FeCo50 liegen die kleinsten Partikel im Abschnitt 13,183 μm bis 15,136 μm . FeSi3 Charge 1 und FeSi6,5 zeigen eine deutlich weitere Verteilung mit Werten für die Spannweite von $S = 1,639$ für FeSi3 Charge 1 und $S = 1,775$ für FeSi6,5. Weiterhin ist ein großer Feinanteil mit Partikeln kleiner 2 μm für beide Materialien zu erkennen. Der zweite Peak deutet zudem auf eine Verunreinigung der Legierungen hin. Die Rohdaten der Partikelgrößenverteilung sind in Anhang A-1 dargestellt.

Für FeSi3 Charge 2 wurde zudem die chemische Zusammensetzung vor dem Drucken mithilfe des Metallanalysators Q4 Tasman der Firma Bruker AXS GmbH bestimmt. Der Fokus liegt hier auf dem Siliziumgehalt, welcher aus drei Messungen unterschiedlicher Pulverchargen gemittelt bei 2,6%, und somit etwas unterhalb der angefragten 2,9%, liegt.

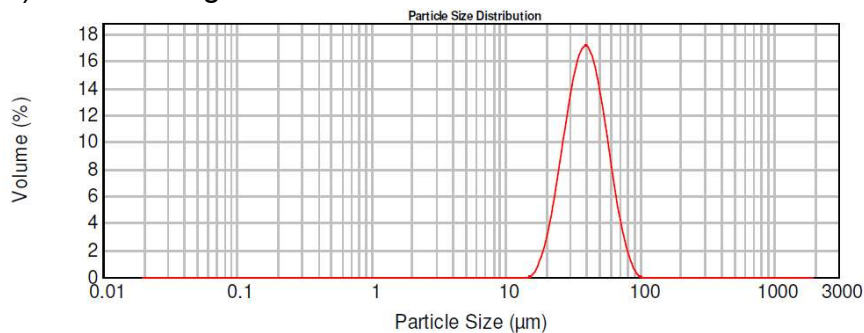
Anhand der Ergebnisse der Pulveranalyse ist zu erkennen, dass die Legierungen FeSi3 Charge 2 und FeCo50 für die weitere Verwendung geeignet sind. Das Pulver FeSi3 Charge 1 ist für das SLM-Verfahren ungeeignet. Daher wurde FeSi3 Charge 1 nicht weiterverwendet und aussortiert. Die Bezeichnung von FeSi3 Charge 2 wechselt daher im Folgenden zu FeSi3. Die Legierung FeSi6,5 zeigt in der REM-Analyse eine bessere Oberflächenbeschaffenheit und Sphärizität, aber ähnliche Ergebnisse wie FeSi3 Charge 1 bei der Partikelgrößenverteilung. Das Pulver ist nur bedingt für den

a) FeSi3 Charge 1



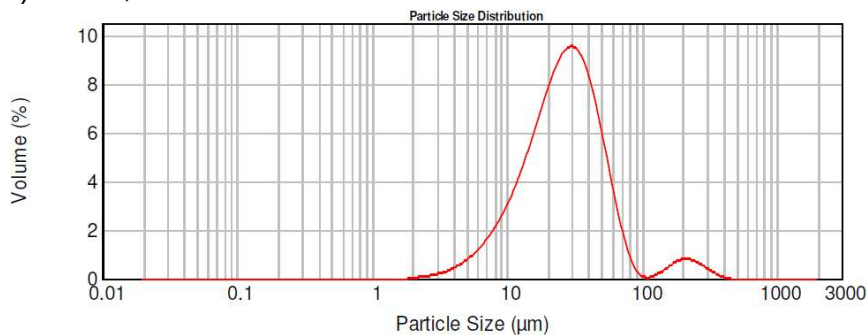
$d(0,1)$: 9,125 μm
 $d(0,5)$: 21,492 μm
 $d(0,9)$: 44,447 μm
 S : 1,639

b) FeSi3 Charge 2



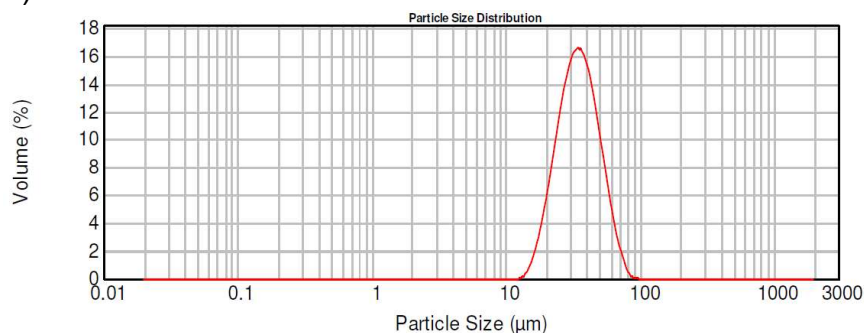
$d(0,1)$: 25,273 μm
 $d(0,5)$: 39,247 μm
 $d(0,9)$: 60,761 μm
 S : 0,904

c) FeSi6,5



$d(0,1)$: 10,210 μm
 $d(0,5)$: 26,665 μm
 $d(0,9)$: 57,539 μm
 S : 1,775

d) FeCo50



$d(0,1)$: 21,782 μm
 $d(0,5)$: 34,362 μm
 $d(0,9)$: 53,949 μm
 S : 0,936

Abbildung 38: Partikelgrößenverteilung a) FeSi3 Charge 1 b) FeSi3 Charge 2 c) FeSi6,5 d) FeCo50

Einsatz im SLM-Verfahren verwendbar. Aufgrund des guten Lawinenwinkels, sowie der eingeschränkten Verfügbarkeit von FeSi6,5 wurde das vorliegende Pulver für die weiteren Druckversuche weiterverwendet.

5.2 Parameterstudie

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Parameterstudie für FeSi3 und FeCo50 dargestellt. Die Ergebnisse der Parameterstudie für FeSi6,5 werden gesondert in Kapitel 5.3 betrachtet. Der den Parameterstudien zugrunde gelegte Versuchsplan von

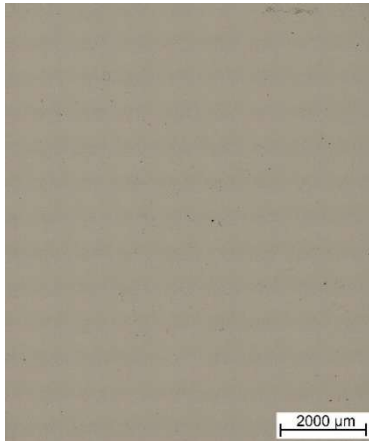
jeweils 35 Proben ist in Kapitel 4.2 diskutiert und in vollem Umfang in Anhang A-2 dargestellt. In diesem Kapitel wird auf die Ergebnisse der Querschnittsanalyse eingegangen. Nach dem in Kapitel 4.2 dargestellten Vorgehen wurden mithilfe des Keyence VHX5000 Aufnahmen der Würfeloberflächen erstellt. Über den Helligkeitsunterschied zwischen Poren und geschlossener Oberfläche konnte die relative Dichte der Proben berechnet werden.

In der Parameterstudie zu FeSi₃ wurde eine maximale relative Dichte von 99,98 % für Probe 34 des Versuchsplans erreicht. Die Parameter für Probe 34 sind ein Spurbreitenabstand von 0,1 mm, eine Laserleistung von 300 W und eine Lasergeschwindigkeit von 675 mm/s. Abbildung 39 zeigt einen Vergleich von Probe 34, Probe 21 und Probe 29. Probe 21 weist mit 98,15 % die geringste relative Dichte auf, die in der Parameterstudie gemessen wurde. Weiterhin weist Probe 21 einen hohen Anteil von den in Kapitel 2.2.2 beschriebenen Gasporen auf, welche aufgrund eines zu hohen Energieeintrages entstehen (111,1 J/mm³ im Vergleich zu 88,9 J/mm³ bei Probe 34). Probe 29 weist ebenfalls eine geringe relative Dichte von 99,23 % auf. Zudem sind bei Probe 29 „Lack-of-Fusion“-Poren zu erkennen, welche mit dem geringen Energieeintrag von 59,8 J/mm³ korrelieren. Weiterhin wurde von Probe 34 im weiteren Verlauf eine CT-Analyse angefertigt, welche mit 99,99 % relativer Dichte die guten Ergebnisse in der gesamten Probe bestätigt hat. Poren kleiner 20 µm werden von der CT-Analyse nicht detektiert. In Summe haben zehn Proben den Grenzwert von 99,8 % relativer Dichte erreicht. Die vollständigen Ergebnisse sind in Anhang A-2 aufgeführt.

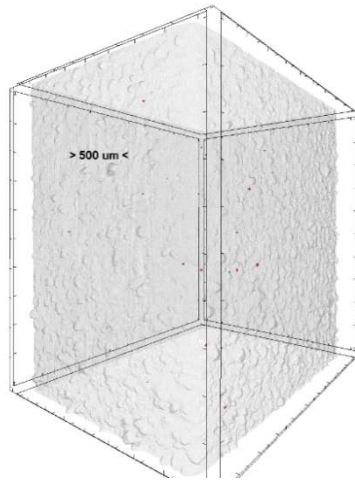
In der Parameterstudie zu FeCo₅₀ hat Probe 5 eine relative Dichte von 99,99 % erreicht. Die Parameter für Probe 5 sind ein Spurbreitenabstand von 0,11 mm, eine Laserleistung von 270 W und eine Lasergeschwindigkeit von 700 mm/s. Auffällig ist, dass Probe 35 mit 97,69 % die geringste relative Dichte aufgewiesen hat und trotz eines leicht höheren Energieeintrages als Probe 5 die in Kapitel 2.2.2 beschriebenen „Lack-of-Fusion“-Poren aufweist, welche typisch für einen zu geringen Energieeintrag sind. Abbildung 40 zeigt einen Vergleich der Querschnittsanalysen. Insgesamt 21 der FeCo₅₀ Proben haben den Grenzwert von 99,8 % relativer Dichte erreicht, was zeigt, dass FeCo₅₀ sehr gut mittels des SLM-Verfahrens zu verarbeiten ist. Die vollständige Auswertung ist in Anhang A-2 zu finden.

Die so ermittelten Parametersätze wurden für das weitere Vorgehen ausgewählt. Für die Auswahl von Parametersätzen hat sich eine weitere Methode etabliert, welche die statistische Verteilung der ermittelten Ergebnisse einbezieht. Unter der Annahme, dass ein lineares Verhalten zwischen den Parametern und der relativen Dichte zu erwarten ist, lassen sich so Parametersätze auswählen, welche eventuell nicht die höchste relative Dichte aufweisen, bei Prozessschwankungen aber eine erhöhte Stabilität vermuten lassen. Für diese Auswertung wurde die Software Minitab verwendet, in welcher Konturdiagramme für jeweils zwei der drei Parameter gegenübergestellt werden. Abbildung 41 zeigt dies am Beispiel für FeSi₃. Zu sehen ist

a) Probe 34,
relative Dichte 99,98 %



b) Probe 34, CT-Analyse
relative Dichte 99,99 %



c) Probe 21,
relative Dichte 98,15 %



d) Probe 29,
relative Dichte 99,23 %

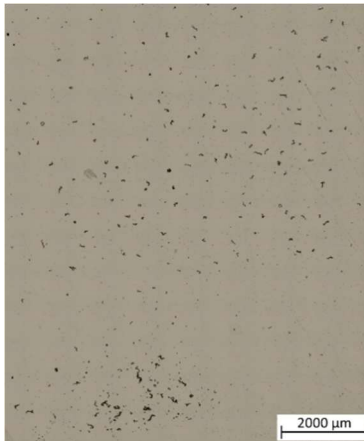
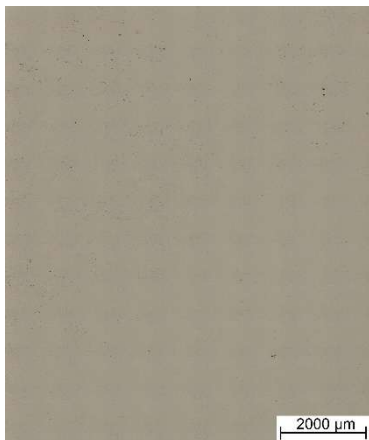


Abbildung 39: Parameterstudie zu FeSi3: a) Helligkeitsvergleich Probe 34, höchste relative Dichte, 99,98 %, b) CT-Analyse Probe 34, relative Dichte 99,99 % c) Helligkeitsvergleich Probe 21, geringste relative Dichte, 98,15 %, d) Helligkeitsvergleich Probe 29, relative Dichte 99,23 %

a) Probe 5,
relative Dichte 99,99 %



b) Probe 35,
relative Dichte 97,69 %

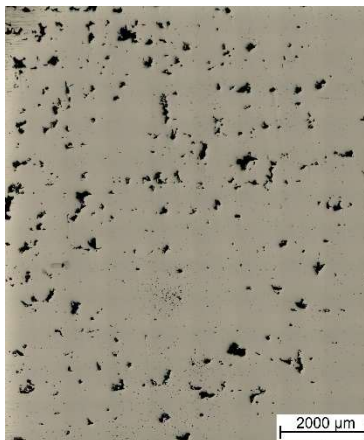


Abbildung 40: Parameterstudie zu FeCo50: a) Helligkeitsvergleich Querschnitt Probe 5, höchste relative Dichte, 99,99 %, b) Helligkeitsvergleich Querschnitt Probe 35, geringste relative Dichte, 97,69 %

eine Gegenüberstellung von Laserleistung und Lasergeschwindigkeit im ersten Quadranten, Lasergeschwindigkeit und Spurbreitenabstand im zweiten Quadranten, und Laserleistung und Spurbreitenabstand im dritten Quadranten. Die Konturlinien zeigen Bereiche gleicher relativer Dichte mit der Legende im vierten Quadranten. Einzelne Bereiche der Diagramme basieren auf mehreren Messwerten. So liegen im ersten Quadranten für eine Laserleistung von 280 W und eine Lasergeschwindigkeit von 725 mm/s drei Parametersätze vor, welche sich durch den Spurbreitenabstand unterscheiden (0,08 mm, 0,1 mm, 0,12 mm).

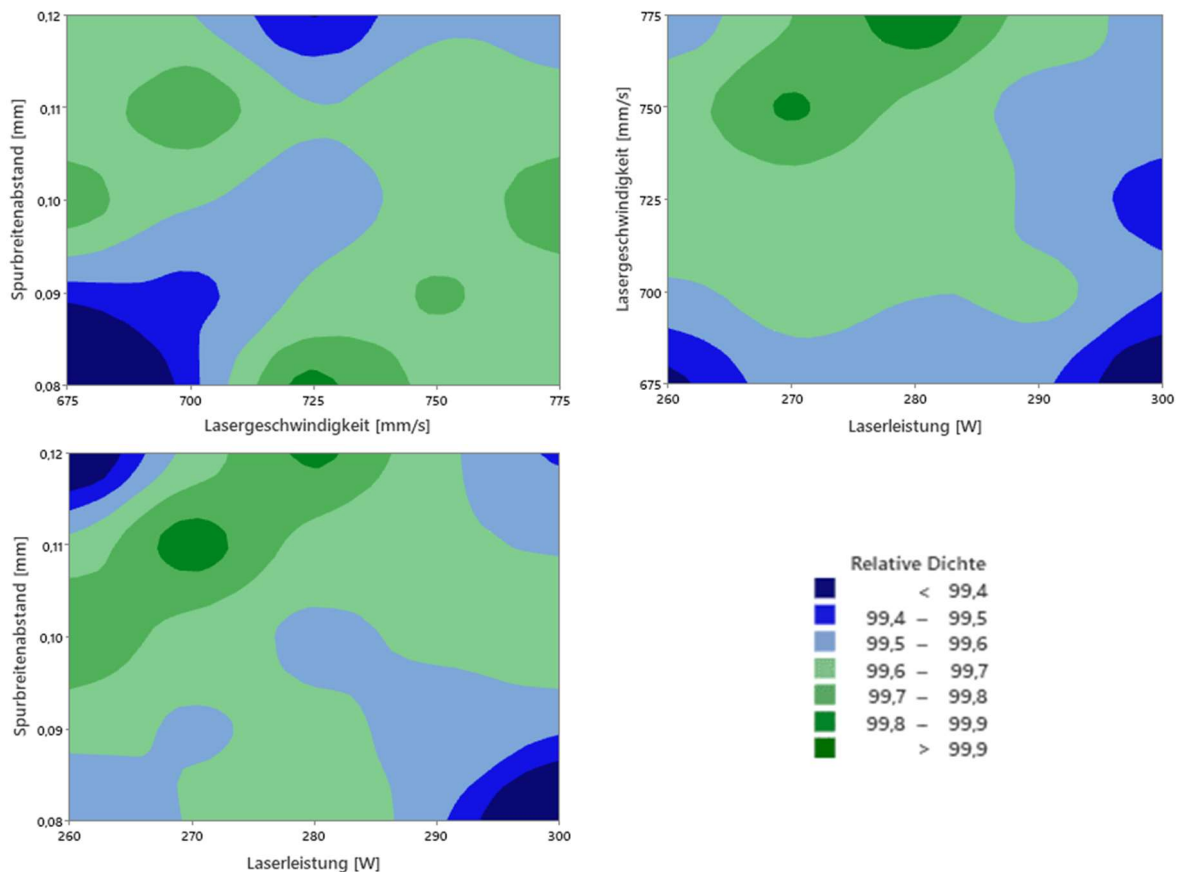


Abbildung 41: Konturdiagramme FeSi3

Bei dieser Darstellungsweise können anstelle von lokalen Maxima Bereiche guter Parameter ausgewählt werden. Beispielsweise liegt der ausgewählte Parametersatz mit Spurbreitenabstand 0,1 mm, Laserleistung 300 W und Lasergeschwindigkeit 675 mm/s im Diagramm für Lasergeschwindigkeit und Laserleistung im dunkelblauen Bereich, da andere Parameter mit dieser Laserleistung und Lasergeschwindigkeit aber anderen Spurbreitenabständen deutlich schlechtere relative Dichten aufweisen. Dies kann auf eine instabile relative Dichte bei geringen Prozessschwankungen hindeuten.

Für FeSi3 wurden anschließend weiterführende Parameterstudien zu Oberflächenrauigkeiten an vertikalen Oberflächen, sowie an 45° überhängenden Oberflächen durchgeführt. Die ausführlichen Resultate sind in Anhang A-4 aufgeführt. Bei den vertikalen Oberflächen ist vor allem auffällig, dass ein Überlappen von Hüllenbahnen und Kernbahnen keinen positiven Einfluss hat. Weiterhin wurden mit einem Spurbreitenabstand von 0,5 mm schlechtere Rauigkeitswerte erreicht als bei 1,0 mm und 1,5 mm Spurbreitenabstand. Unabhängig von der Energiedichte

erreichten die Proben mit der höchsten Laserleistung von 240 W die besten Ergebnisse. Die geringste Oberflächenrauigkeit mit $R_z = 41,0$ erreichte Probe 9, welche mit 240 W Laserleistung, 0,1 mm Spurbreitenabstand, 750 mm/s Lasergeschwindigkeit, 4 Hüllenbahnen und ohne Überlappung von Hülle und Kern gedruckt wurde. Bei den Überhangparametern wurde zusätzlich zu den Hüllenbahnen auch eine Zwischenbahn zum Übergang von Hülle zu Kern verwendet. Probe 4 weist mit $R_z = 124,5$ die geringste Rauigkeit auf. Die Rauigkeiten werden allgemein besser, je geringer die Energiedichte ist. Mit einer Laserleistung von 100 W einer Lasergeschwindigkeit von 1000 mm/s und 4 Hüllenbahnen mit einem Hatch von 0,1 mm weist Probe 4 die geringste Energiedichte auf.

5.3 Alternative Prozessroute FeSi6,5

Für die Legierung FeSi6,5 wurden insgesamt drei Parameterstudien durchgeführt, welche als Parameterstudie A, B und C bezeichnet werden. Abbildung 42 stellt exemplarisch einzelne Ergebnisse aus Parameterstudie A dar.

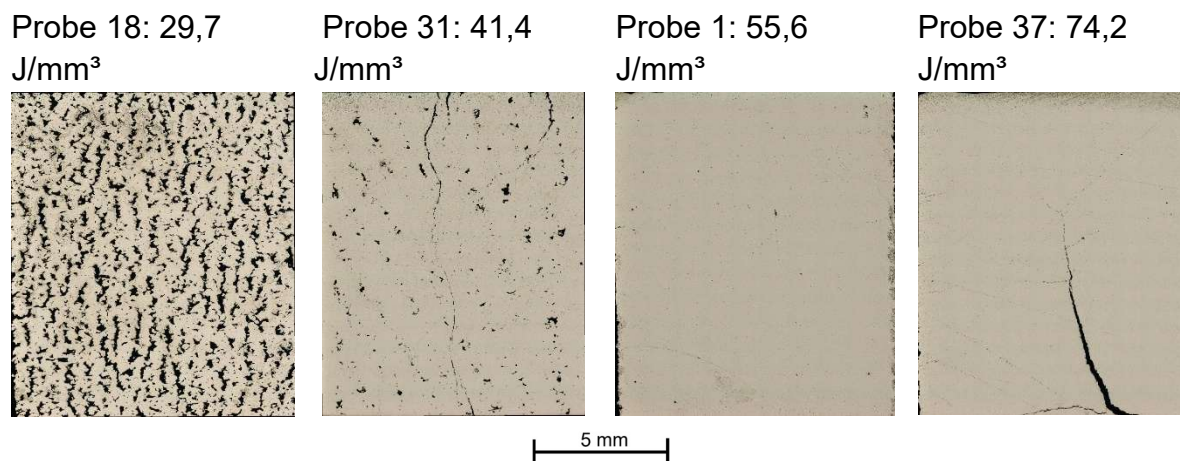


Abbildung 42: FeSi6,5 Parameterstudie A

Die Energiedichte für Parameterstudie A reicht von 22,5 J/mm³ bis 112,0 J/mm³. Für Parameter mit einer resultierenden Energiedichte kleiner 50 J/mm³ weisen alle Proben einen signifikanten Anteil von „Lack-of-Fusion“-Poren auf, welche, wie in Kapitel 2.2.2 beschrieben, auf einen zu geringen Energieeintrag hindeuten (siehe Abbildung 42 Probe 18 und 31). Allerdings weisen auch vereinzelte Proben mit höheren Energiedichten (auch über 90 J/mm³) noch Poren auf, welche in die Gruppe „Lack-of-Fusion“ fallen. Proben mit allen Energiedichten weisen große Risse auf, allerdings nehmen diese mit steigendem Energieeintrag zu (siehe Abbildung 42 Probe 31 und Probe 37). Im Bereich um 55 J/mm³ liegen einzelne Proben mit guten Eigenschaften, allerdings sind diese vereinzelt und von Proben mit Poren und Rissen umgeben, sodass die Vermutung naheliegt, dass Risse vorliegen, diese allerdings nicht in der betrachteten Ebene liegen (siehe Abbildung 42 Probe 1). In Summe konnte kein belastbares Prozessfenster gefunden werden. Aufgrund der allgemein sehr schlechten Resultate wurde keine Messung der relativen Dichten vorgenommen. Stattdessen wurden die Proben qualitativ analysiert.

Wie in Kapitel 4.3 beschrieben, wurde im Folgenden die Prozessgeschwindigkeit reduziert, mit dem Ziel den Temperaturgradienten und somit die Rissanfälligkeit zu

reduzieren. Das Ziel ist damit ein Prozessfenster zu finden in welchem die „Lack-of-Fusion“-Poren vermieden werden, Risse aber dennoch nicht auftreten. Die Energiedichte für Parameterstudie B geht von $38,6 \text{ J/mm}^3$ bis $96,0 \text{ J/mm}^3$, mit etwa 80 % der Proben mit Energiedichten über 50 J/mm^3 . Aufgrund besserer Ergebnisse als in Parameterstudie A wurden für Parameterstudie B die relativen Dichten gemessen. Sieben Proben weisen eine Dichte größer 98 % auf, wovon fünf Proben rissfrei sind. Probe 12 weist die höchste relative Dichte mit 99,98 % auf. In Summe weisen nur fünf der 35 Proben Risse auf, was den Erfolg der angepassten Parameterstudie zeigt, gleichzeitig weisen aber nahezu alle Proben „Lack-of-Fusion“-Poren auf. Weiterhin auffällig ist, dass die zwei Proben mit den höchsten Energiedichten (Probe 21 und Probe 30) im Druckprozess abgebrochen wurden mussten, da sie sich von der Bauplattform abgelöst hatten. Abbildung 43 stellt exemplarisch die Ergebnisse aus Parameterstudie B dar.

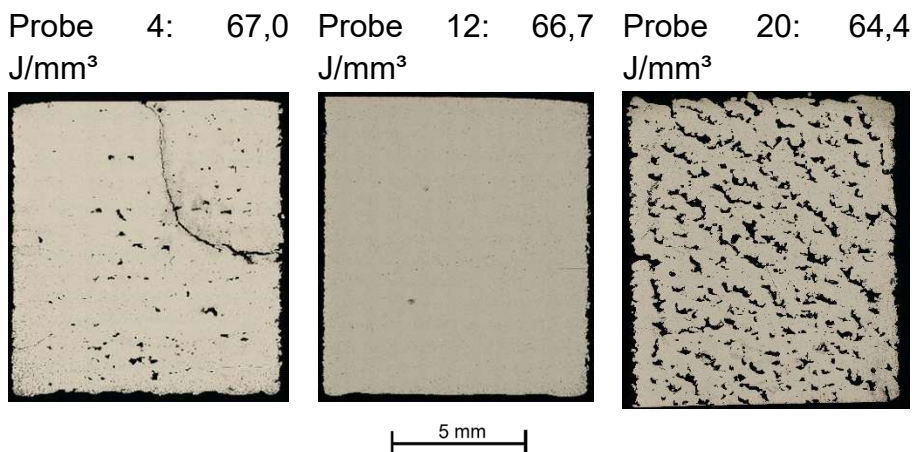


Abbildung 43: FeSi6,5 Parameterstudie B

Wieder ist zu erkennen, dass trotz der guten Ergebnisse für Probe 12 kein gutes Prozessfenster gefunden werden konnte. Probe 4 und Probe 20 weisen annähernd die gleichen Energiedichten auf, resultieren aber in deutlich schlechteren Ergebnissen. Bei einem Vergleich der einzelnen Parameter der drei Proben fällt weiterhin auf, dass auch diese dicht beieinander liegen, sodass die „Lack-of-Fusion“-Poren beispielsweise nicht auf einen weiten Spurbreitenabstand zurückgeführt werden können.

Ziel von Parameterstudie C war es, den lokalen Energieeintrag konstant zu halten, um die Rissanfälligkeit gering zu halten, gleichzeitig aber die Energiedichte zu erhöhen, um die „Lack-of-Fusion“-Poren zu reduzieren. Hierzu wurde die Schichtdicke von $50 \mu\text{m}$ auf $30 \mu\text{m}$ reduziert und gleichzeitig die Energiedichte erhöht, sodass bei erhöhter Energiedichte in Summe der lokale Energieeintrag konstant bleibt. Als Resultat hat Parameterstudie C Energiedichten von $55,6 \text{ J/mm}^3$ bis 200 J/mm^3 .

Während auch Proben mit hohen Energiedichten erfolgreich gefertigt wurden und die „Lack-of-Fusion“-Poren größtenteils reduziert werden konnten, wiesen alle 35 Proben Risse auf. Auf eine Messung der relativen Dichte wurde daher wieder verzichtet. Abbildung 44 stellt einige Beispiele aus der Parameterstudie dar.

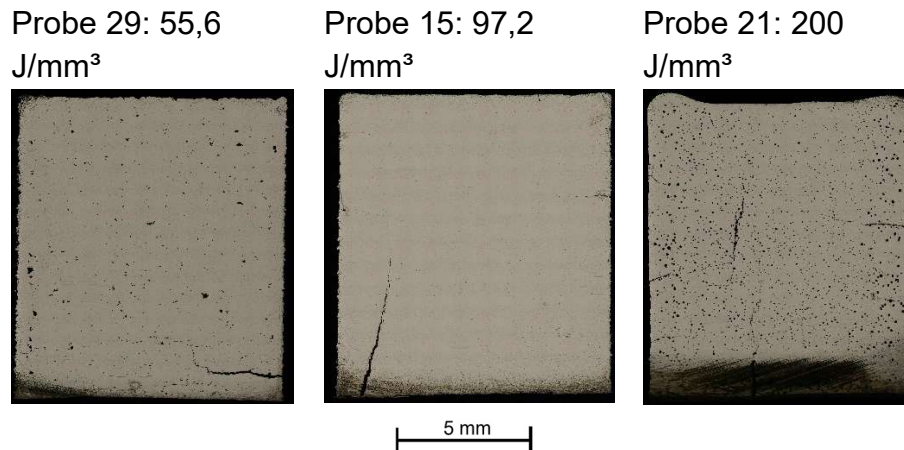


Abbildung 44: FeSi_{6,5} Parameterstudie C

Bei geringen Energiedichten treten weiterhin die „Lack-of-Fusion“-Poren auf (siehe Abbildung 44 Probe 29). Bei den Proben im mittleren Bereich der Energiedichten konnten Poren weitestgehend vermieden werden (siehe Abbildung 44 Probe 15). Bei Proben im oberen Energiebereich ist das Auftreten von Gasporen („Keyhole“-Poren) festzustellen, welche durch Gaseinschlüsse in tiefen Schmelzbädern oder das Verdampfen von Legierungselementen auftreten (siehe Abbildung 44 Probe 21). Auffällig ist, dass bei einigen Proben diese Poren vor allem im Randbereich auftreten.

Die Variation der Poren über den Energiebereich, mit „Lack-of-Fusion“-Poren bei geringen Energiedichten, wenigen Poren bei mittleren Energiedichten und Gasporen bei hohen Energiedichten zeigt, dass die Parameterschar gleichmäßig um den optimalen Bereich für den Werkstoff aufgestellt war. Anhand der auftretenden Risse zeigt sich aber, dass der Ansatz, die Schichtdicke und somit den lokalen Energieeintrag zu reduzieren, nicht erfolgreich war. In der Folge wurde daher ein Parametersatz aus Parameterstudie B gewählt. Als einziger Parameter mit einer relativen Dichte größer 99 % wurden die Parameter von Probe 12 gewählt (relative Dichte 99,98 %).

Bei Verwendung des ermittelten Parametersatzes wurden anschließend erfolgreich Ringkerne, Miniaturzugproben und Würfel für die Wärmebehandlung gefertigt. Allerdings konnte anhand der Ergebnisse erster Zugversuche festgestellt werden, dass weiterhin Mikrorisse im Material vorliegen. Die in den Zugversuchen beobachtete Rissanfälligkeit des Materials wurde bei der Fertigung großvolumiger Bauteile bestätigt. Parallel zu den Zugversuchen wurden unter anderem die in Kapitel 4.6 erläuterten Prüfkörper zum Ermitteln der Torsionswechselfestigkeit gefertigt. An den Torsionswechselfestigkeitsprüfkörpern, welche deutlich größere Volumen aufweisen als die zuvor gefertigten Prüfkörper, ließen sich die Ansammlung von Spannungen und die in der Folge entstehenden Risse deutlich erkennen. Abbildung 45 zeigt die gerissenen Prüfkörper.

Wie in Kapitel 4.3 beschrieben, wurde anschließend versucht, die inneren Spannungen vor dem Abkühlen der Bauteile zu reduzieren. Bevor eine Bauplattform nach dem beendeten Bauprozess aus der SLM-Anlage entnommen werden kann,

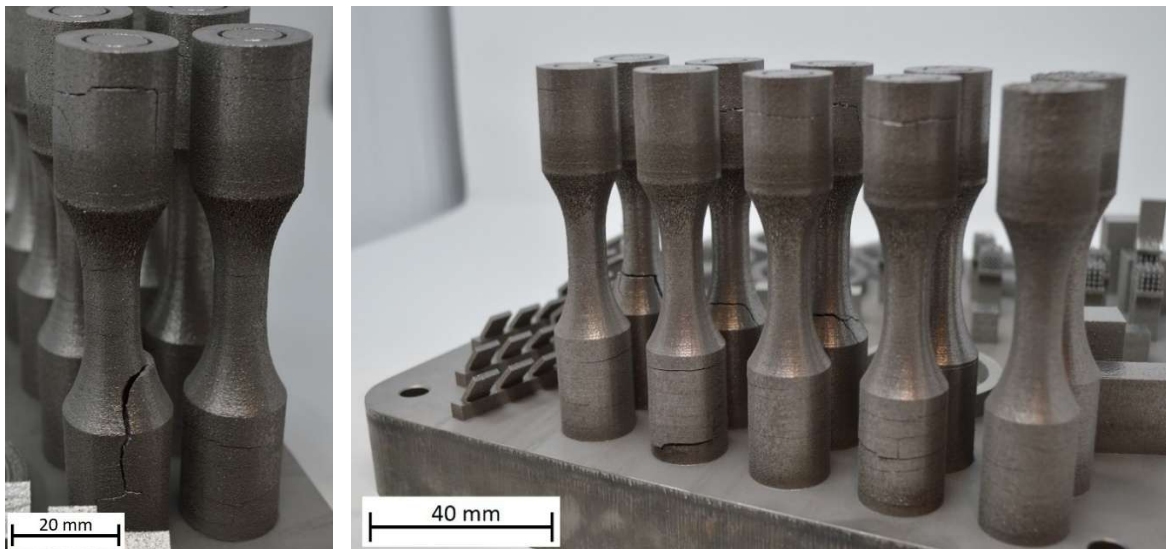


Abbildung 45: Gerissene Torsionswechselfestigkeits-Prüfkörper FeSi_{6,5}

muss die Bauplattform auf 50 °C herunterkühlen. Zum Reduzieren der Abkühlung der Bauteile zwischen beendetem Baujob und anschließender Wärmebehandlung zum Spannungsarmglühen wurden die Sicherheitsmaßnahmen der SLM-Anlage zeitweise deaktiviert und die Bauteile wurden unmittelbar nach Ende des Bauprozesses in den Ofen überführt. Ein Reißen der Bauteile konnte aber dennoch nicht verhindert werden. Während des Überführens der Bauteile war das Reißen der Bauteile akustisch zu vernehmen. Dies war zuvor nicht zu hören, da die Bauteile in der SLM-Anlage abgekühlt und gerissen waren.

Bei weiteren Baujobs konnten unter genauerer Beobachtung kleine Erschütterungen im Pulverbett beobachtet werden. Während dies auf Bildern nicht zu erkennen ist, da aufgrund der Wahllosigkeit des Auftretens kein Vorher-Nachher-Bild des Pulverbetts verglichen werden kann, ist dies vor allem an einer leichten Farbänderung vom Pulver in der betroffenen Region um das gerissene Bauteil zu erkennen. Durch das Reißen und spontane Verformen der Bauteile wird das umliegende Pulver aufgeworfen. Anschließend ist das Pulver lockerer geschichtet als das vom Beschichter verstrichene und damit auch komprimierte Pulver. Dies konnte anschließend auch bei kleineren Bauteilen beobachtet werden, was das Auftreten von Rissen bei Zugproben und Ringkernen bestätigt hat.

Mit dem Ziel FeSi_{6,5} dennoch für die additive Fertigung zu qualifizieren und die guten weichmagnetischen Eigenschaften zu nutzen, wurde eine alternative Prozessroute festgelegt. Die Möglichkeit hierfür wurde durch eine neu entwickelte Bauraumheizung gegeben, welche am Direct Manufacturing Research Center der Universität Paderborn in Zusammenarbeit mit der Addition GmbH entwickelt wurde. Die Bauraumheizung ermöglicht das Aufheizen des gesamten Pulverbetts im SLM-Prozess auf bis zu 900 °C. Dadurch kann der Temperaturgradient im Bauteil reduziert und so das Entstehen von Spannungen aufgrund des ungleichmäßigen Ausdehnens des Materials unterbunden werden. Aufbau und Funktion der Bauraumheizung sind ausführlich in Kapitel 4.3 beschrieben.

Die Bauraumheizung wurde bereits zuvor erfolgreich bei Heißrissanfälligen und spröden Materialien wie Stellite® 6 erprobt. Durch das Reduzieren der Spannungen konnten die Legierungen, welche zuvor nicht zu verarbeiten waren, rissfrei mit einer Dichte größer 99,9 % verarbeitet werden. Aufgrund der mit FeSi6,5 beobachteten Rissanfälligkeit wurde daher die Bauraumheizung eingesetzt, um einen möglichen Einsatz des Materials zu testen.

Aufgrund des reduzierten Bauvolumens wurde nur eine begrenzte Parameterstudie für die Verarbeitung von FeSi6,5 mit der Bauraumheizung durchgeführt. Mithilfe der Ergebnisse aus Parameterstudien A und B, sowie auf Basis der Erfahrungen mit der Bauraumheizung mit anderen Materialien wurde ein Parametersatz für die weitere Verwendung ausgewählt und getestet. Die Bauraumheizung wurde auf eine mittlere Temperatur im Bauraum von 700 °C eingestellt. Für eine Schichtstärke von 50 µm wurden die folgenden Parameter verwendet: Spurbreitenabstand 0,1 mm, Lasergeschwindigkeit 675 mm/s, Laserleistung 235 W. Dies resultiert in einer Energiedichte von 69,6 J/mm³, was nach Parameterstudie B im oberen Bereich der Energiedichten liegt und in Kombination mit der Energie der Bauraumheizung „Lack-of-Fusion“-Poren vermeiden sollte, ohne unnötig hohe Energieeinträge zu bewirken. Die Messung der relativen Dichte der Probe hat eine Dichte von 99,88 % ergeben. Abbildung 46 zeigt die Querschnittsfläche. Die wenigen verbleibenden Poren liegen in Form von Gasporen vor und weisen auf einen leicht zu hohen Energieeintrag hin.



Abbildung 46: Dichteanalyse FeSi6,5 mit Bauraumheizung

Zur Bestätigung der Rissfreiheit wurden großvolumige Bauteile, in diesem Fall ein skalierter Rotordemonstrator mit einer Gesamthöhe von 125 mm, sowie dünnwandige Zugproben gedruckt, da anhand dieser Geometrien in vorausgegangenen Prüfkörpern die Rissanfälligkeit sichtbar wurde. Bei keinem der gedruckten Prüfkörper sind Risse aufgetreten, was durch die Ergebnisse der anschließenden Zugversuche bestätigt wurde (siehe Tabelle 13). Abbildung 47 zeigt die Bauteile während des Druckprozesses, das Auspacken der Bauteile sowie die fertigen Bauteile auf der Bauplattform.

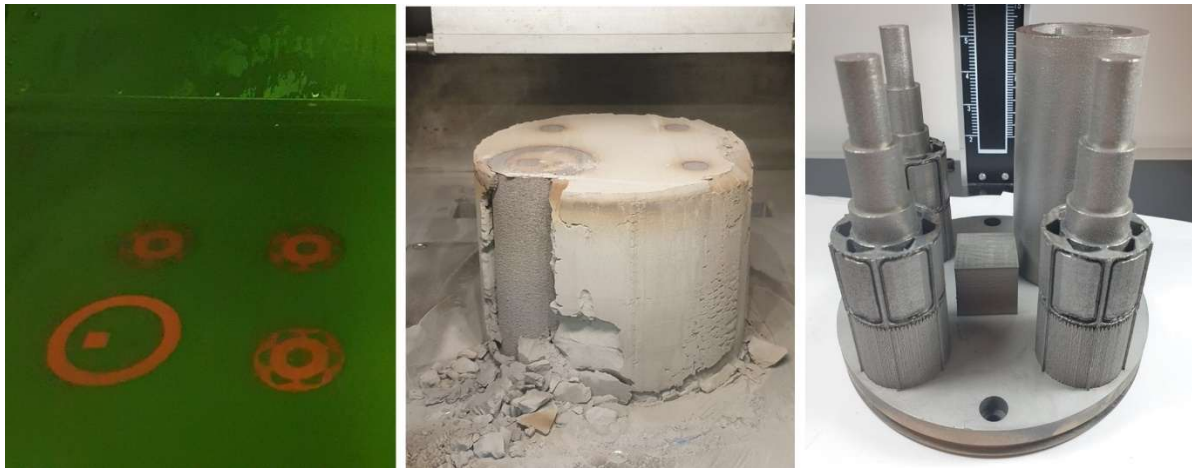


Abbildung 47: Glühende Bauteile während des Druckvorgangs (links), gesintertes Pulver beim hochfahren der Bauplattform nach abgeschlossenen Bauprozess (mitte), abgeschlossener Druck mit skalierten Rotordemonstratoren, Zylinder für Ringkernversuche und Referenzwürfel (rechts) [95]

Auffällig ist vor allem, dass aufgrund der Bauraumheizung die Bauteile dauerhaft glühen, mit einer Glühfarbe welche auf eine Temperatur um 900 °C schließen lässt. Dies zeigt wiederum das erfolgreiche Aufheizen des gesamten Bauraumes, was zu einer Reduzierung des Temperaturgradienten und somit der entstehenden Spannungen führt. Die Glühfarbe ist daher interessant, weil in Kapitel 5.4 gezeigt wird, dass die Temperatur für ein Spannungsarmglühen des Werkstoffes bei 700 °C erreicht wurde. Weiterhin ist zu sehen, dass das Pulver aufgrund der hohen Temperaturen im Bauprozess oxidiert und in der Folge gesintert wird. Die Möglichkeit das Pulver, wie beim SLM-Prozess üblich, wieder zu verwenden muss daher noch untersucht werden.

5.4 Wärmebehandlung

Wie in Kapitel 4.4 beschrieben wurden Wärmebehandlungen durchgeführt, mit dem Ziel die weichmagnetischen Eigenschaften zu verbessern. Die Zusammenhänge wurden bereits ausführlich erläutert. Das Hauptaugenmerk liegt auf der Einstellung einer gleichmäßigen Kornstruktur, sowie der Reduzierung von Spannungen, welche das Domänenwandern einschränken. Für die Wärmebehandlung von FeSi_{6,5} wurden Würfel verwendet, welche mit dem in Parameterstudie B ermittelten Parametersatz ohne Bauraumheizung gefertigt wurden. Die auftretenden Risse wurden erst anschließend bei großvolumigen Bauteilen auffällig.

Bei den Ergebnissen der magnetischen Prüfung werden zunächst die EBSD-Aufnahmen der Legierungen im Ausgangszustand nach dem Druckprozess dargestellt. Abbildung 48a zeigt die Gefügestruktur von FeSi₃, Abbildung 48b die Gefügestruktur von FeSi_{6,5}, Abbildung 48c die Gefügestruktur im Ausgangszustand von FeCo₅₀. Zudem sind die Baurichtung der Proben und die Ausrichtung der Körner dargestellt.

Während die durchschnittliche Korngröße mit 7,8 µm für FeSi₃ und 5,6 µm für FeCo₅₀ vergleichbar ausfällt, ist deutlich zu erkennen, dass dies auf Anhäufungen kleiner Körner mit mittleren Durchmessern kleiner 1 µm zurückzuführen ist (Bereiche dunkler Anhäufungen in Abbildung 48). FeSi₃ weist maximale Durchmesser bis zu 197,5 µm

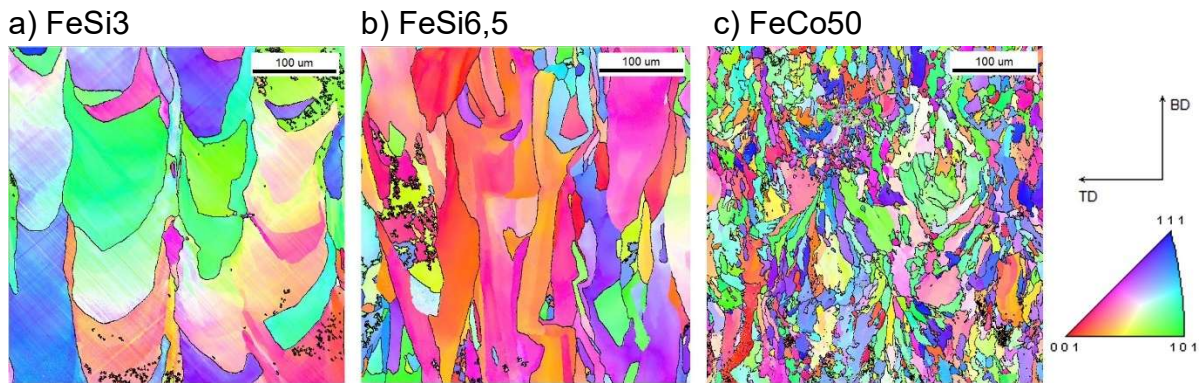


Abbildung 48: EBSD-Aufnahmen im Ausgangszustand von a) FeSi3 b) FeSi6,5 c) FeCo50

auf, während FeCo50 im analysierten Ausschnitt maximale Korndurchmesser von $62,8\ \mu\text{m}$ aufweist. Die durchschnittliche Korngröße für FeSi6,5 liegt bei $22,3\ \mu\text{m}$ während die maximale Korngröße bei $188,0\ \mu\text{m}$ liegt. Weiterhin ist anhand der Farbverteilung für FeSi3 und FeCo50 eine gleichmäßige Verteilung der Kornausrichtungen zu erkennen. FeSi6,5 weist einen größeren Anteil an Körnern in einer 001-Ausrichtung auf. Bei weiteren Analysen nach Wärmebehandlungen im niedrigen Temperaturbereich, also ohne Rekristallisation, zeigt sich aber, dass dies nur auf den Ausschnitt der Probe zurückzuführen ist (siehe Abbildung 50 Proben 2 bis 5). Für FeSi3 ist weiterhin zu erkennen, dass die Kornstruktur etwa die Breite vom Spurbreitenabstand aufweist (etwa $0,1\ \text{mm}$) und die Körner eine Tiefe von bis zu vier Schichtdicken aufweisen. Dies ist unerwartet, da für alle Druckprozesse eine Rotation des Lasermusters verwendet wurde, die ein Aufeinanderfallen von Laserbahnen verhindert oder zumindest stark reduziert. Für FeCo50 ist ein typisches Gefüge mit einer feinen Kornstruktur zu erkennen, in welcher anhand von pyramidenförmigen Anordnungen einzelne Schweißbahnen mit lokalem Wärmeeintrag zu erkennen sind.

Im Folgenden werden die Gefügestrukturen für die einzelnen Wärmebehandlungen dargestellt. Abbildung 49 zeigt eine Übersicht der eingestellten Gefügestrukturen nach den in Anhang A-5 dargestellten Wärmebehandlungen für FeSi3. Es ist deutlich zu erkennen, dass keine der ausgewählten Wärmebehandlungen zu einer Rekristallisation oder zu einem deutlichen Anstieg der durchschnittlichen Korngröße geführt hat. Probe 8 weist mit $311,4\ \mu\text{m}$ die größte maximale Korngröße auf, wobei dies aufgrund des kleinen Ausschnittes auch durch die Wahl des Messbereiches begründet werden kann. Eine Wärmebehandlung von FeSi3 zur Einstellung der Korngröße wird daher nicht empfohlen.

Neben der Korngröße ist der Spannungszustand der Proben ein entscheidender Faktor für die weichmagnetischen Eigenschaften. Zum Abschätzen der Eigenspannungen wurden Härtemessungen an den wärmebehandelten Proben durchgeführt, da bei einem Härteabfall in Folge einer Wärmebehandlung auch die Temperatur erreicht wurde, welche für ein Spannungsarmglühen notwendig ist. Für die Härtemessung nach Vickers wurden zehn Messwerte pro Material gemittelt und die Standardabweichung wurde bestimmt. Zudem wurde an den Proben die chemische Zusammensetzung bestimmt, um ein etwaiges Ausgasen von Legierungselementen zu dokumentieren. Tabelle 10 stellt die Ergebnisse für FeSi3 dar.

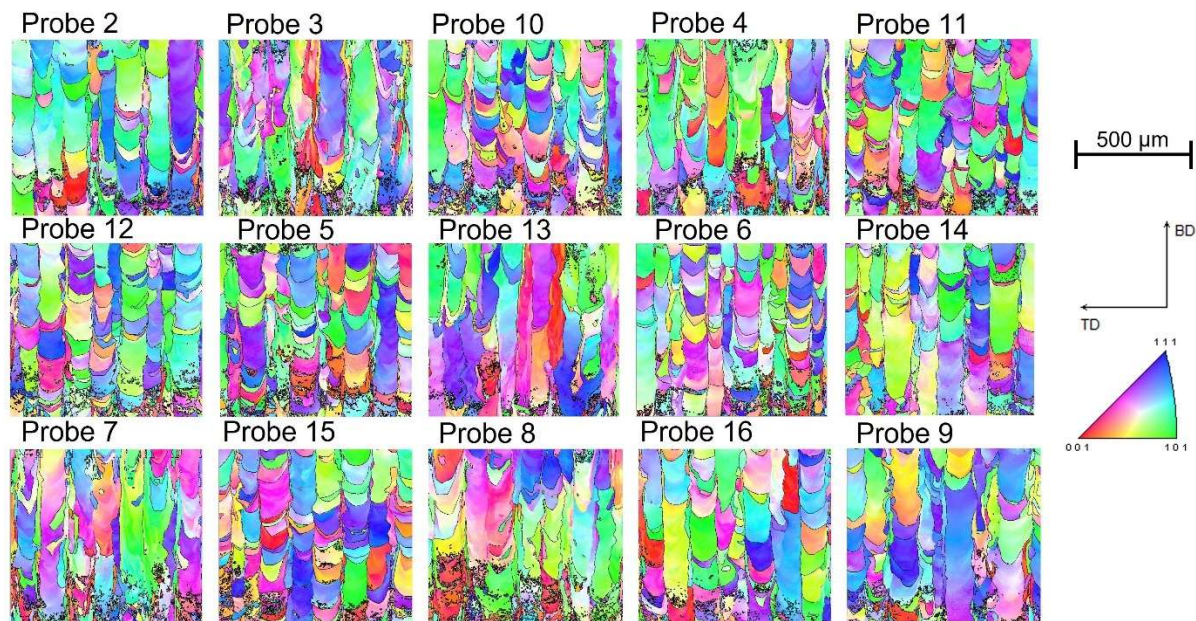


Abbildung 49: Gefügestruktur FeSi₃ wärmebehandelt, Probennummern nach Anhang A-5

Tabelle 10: Härte und chemische Zusammensetzung in Folge der Wärmebehandlung für FeSi₃

Probe	1	2	3	4	5	6	7	8
Härte (HV10)	207,2	192,4	193,5	188,8	178,7	182,4	184,5	184,0
Std.-abweichung	4,2	4,1	2,5	4,2	2,7	3,3	1,5	3,9
Si-Gehalt (ma.-%)	2,42	2,43	2,43	2,40	2,42	2,41	2,44	2,48
Probe	9	10	11	12	13	14	15	16
Härte (HV10)	180,3	193,4	185,8	188,9	188,3	182,1	182,1	171
Std.-abweichung	3,2	3,7	6,1	3,5	2,5	3,0	2,7	8,0
Si-Gehalt (ma.-%)	2,43	2,41	2,41	2,44	2,42	2,44	2,42	2,69

Bei den Ergebnissen der Härtemessung ist eine Reduktion der Härte unter 190 HV10 bei Wärmebehandlungen ab 800 °C zu erkennen, mit 178,7 HV10 für 800°C bei 2 Stunden Haltezeit und Abkühlung an Luft. Für die weitere Verwendung des Materials wurde daher eine Wärmebehandlung von 850 °C, 2 Stunden Haltezeit und Abkühlung an Luft gewählt, mit einer Erhöhung der Haltezeit bei großvolumigen Bauteilen von einer Minute pro Millimeter Mindestabstand von der Oberfläche zum Bauteilzentrum. Die chemische Analyse zeigt, dass der Werkstoff einen durchschnittlichen Siliziumgehalt von 2,44 Ma.-% aufweist, was unter dem erwarteten Legierungsanteil liegt.

Abbildung 50 zeigt die Gefügestrukturen für FeSi_{6,5}. Zudem werden für die Proben 7 und 9 größere Ausschnitte mit der gleichen Vergrößerung dargestellt, um das Kornwachstum deutlich zu machen.

Bei einer Temperatur von 900 °C liegt bei FeSi_{6,5} eine teilweise Rekristallisation mit anschließendem Kornwachstum bei 1000 °C vor (Proben 6 und 7). Bei 1100 °C liegt

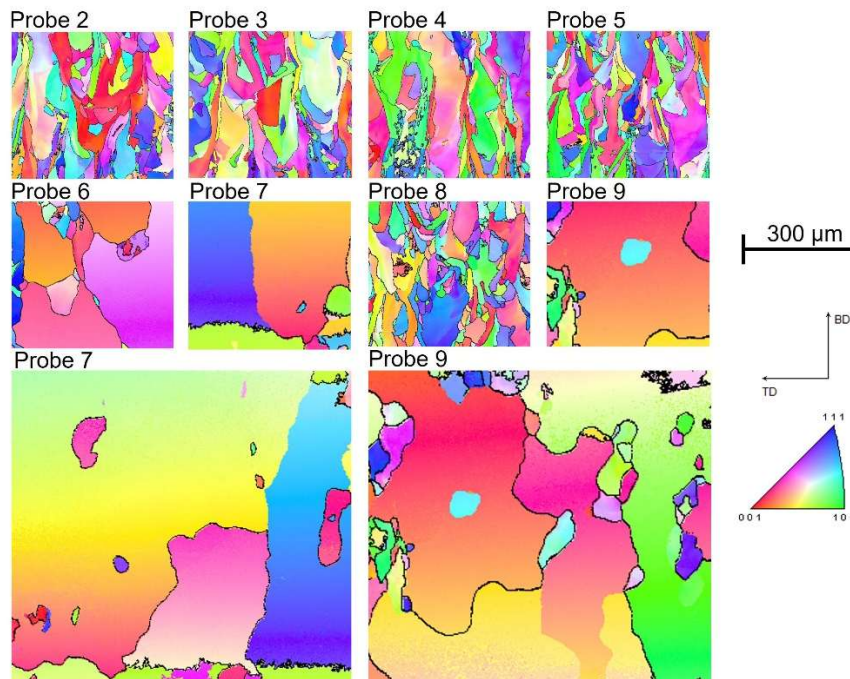


Abbildung 50: Gefügestruktur FeSi6,5 wärmebehandelt, Probennummern nach Anhang A-4

eine vollständige Rekristallisation vor, welche bei 1200 °C ebenfalls in ein Kornwachstum übergeht (Proben 8 und 9). Proben 7 und 9 weisen die größten Körner mit maximalen Durchmessern von 956 µm und 695 µm sowie durchschnittlichen Durchmessern von 74,6 µm und 67,5 µm auf. Tabelle 11 zeigt weiterhin, dass bei 700 °C ein Härteabfall vorliegt (Probe 4). Auffällig ist auch der Siliziumgehalt. Während von einer Legierung mit 6,5 Ma.-% Silizium ausgegangen wurde, liegt ein durchschnittlicher Siliziumgehalt von 5,68 Ma.-% vor. Für die Versuche mit der Bauraumheizung wurde daher ein alternatives Pulver verwendet, bei welchem ein Siliziumgehalt von 6,67 Ma.-% gemessen wurde. Aufgrund der gleichmäßigen Rekristallisation mit anschließendem Kornwachstum wurde für das weitere Vorgehen eine Wärmebehandlung bei 1200 °C mit einer Haltezeit von zwei Stunden ausgewählt.

Tabelle 11: Härte und chemische Zusammensetzung in Folge der Wärmebehandlung für FeSi6,5

Probe	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Härte (HV10)	372,9	391,1	391,5	361,1	366,9	350,8	350,8	360,8	349,9
Std.-abw.	22,9	39,6	22,0	30,8	27,0	17,1	16,9	31,9	13,7
Si-Gehalt (Ma.-%)	5,65	5,68	5,67	5,65	5,79	5,65	5,69	5,68	5,68

Abbildung 51 zeigt die EBSD-Aufnahmen für die nach Anhang A-5 wärmebehandelten FeCo50 Proben. Im Gegensatz zu den FeSi3 Proben, ist eine deutliche Veränderung der Kornstruktur zu erkennen. Ab einer Temperatur von 1000 °C (Probe 7) ist eine Rekristallisation des Werkstoffes zu erkennen. Aufgrund der weiterhin vorliegenden feinen Kornanteile steigt die durchschnittliche Korngröße von 5,6 µm lediglich leicht an, allerdings weist Probe 9 mit der höchsten Haltetemperatur von 1200 °C auch die größte durchschnittliche Korngröße von 11,9 µm und die größten einzelnen Körner mit einem Durchmesser von 138,7 µm im Messbereich auf.

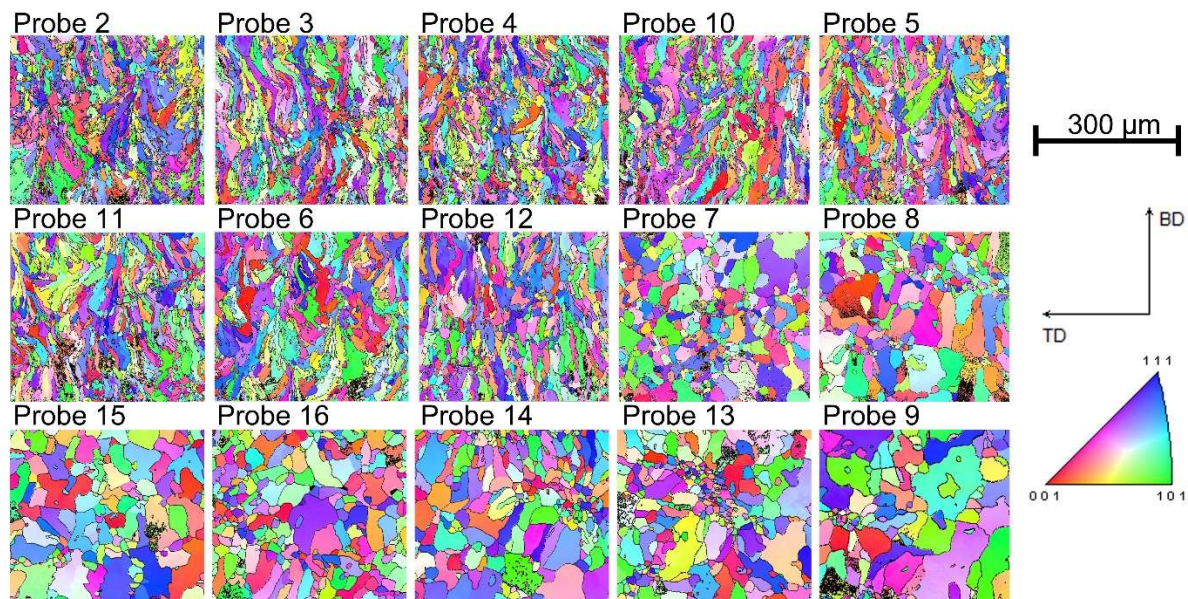


Abbildung 51: Gefügestruktur FeCo50 wärmebehandelt, Probennummern nach Anhang A-4

Nach einem Anstieg der Härte bei Haltetemperaturen von 500 °C bis 600 °C ist für FeCo50 ein deutlicher Abfall der Härte ab der Rekristallisationstemperatur bei 1000 °C zu erkennen (Tabelle 12). Die geringste Härte weist wieder Probe 9 auf, mit der höchsten Haltetemperatur von 1200 °C, einer Haltedauer von 2 Stunden und anschließender Abkühlung an Luft. Bei der chemischen Analyse sind größere Schwankungen im Vergleich zu FeSi3 zu erkennen, allerdings ist keine Tendenz in Bezug auf Temperatur oder Haltedauer zu erkennen.

Tabelle 12: Härte und chemische Zusammensetzung in Folge der Wärmebehandlung für FeCo50

Probennummer	1	2	3	4	5	6	7	8
Härte (HV10)	250,1	300,2	297,7	260,8	249,9	251,9	215,4	212,3
Std.-abweichung	5,4	6,0	1,4	4,1	15,6	3,5	4,3	7,5
Co-Gehalt (ma.-%)	48,08	47,86	47,67	48,11	48,14	47,75	48,00	48,03
Probennummer	9	10	11	12	13	14	15	16
Härte (HV10)	201,9	247,4	249,7	248,3	221,5	204,0	229,1	207,6
Std.-abweichung	2,7	18,9	6,8	1,7	6,6	19,7	17,5	15,6
Co-Gehalt (ma.-%)	47,76	47,94	47,80	47,85	49,04	49,09	48,92	49,01

Wie zuvor wurden die Ergebnisse aus der Analyse des Gefüges und der Härtemessung für die Auswahl der Wärmebehandlung verwendet. Aufgrund des deutlichen Kornwachstums und der abfallenden Härte wurde die Wärmebehandlung von Probe 9 für das weitere Vorgehen ausgewählt.

5.5 Magnetische Prüfung

Die magnetischen Eigenschaften wurden anhand von Ringkernversuchen analysiert. In den folgenden Ausführungen werden jeweils Versuche zu FeSi3, FeSi6,5 und FeCo50 verglichen, wobei für jedes Material der Ausgangszustand nach dem SLM-Verfahren und der wärmebehandelte Zustand verglichen werden. Aufgrund von Einschränkungen im Messsystem basieren die Ergebnisse für die jeweiligen Materialien teilweise auf unterschiedlichen Versuchen. Weiterhin können bei FeCo50

die Sättigungsflussdichten zum Teil nicht erreicht werden, da aufgrund der guten elektrischen Leitfähigkeit die Verluste im Material bei höheren Frequenzen stark ansteigen.

In Abbildung 52 sind die Hysteresekurven dargestellt. Die Hysteresekurven wurden jeweils bei einer Frequenz von 10 Hz aufgenommen.

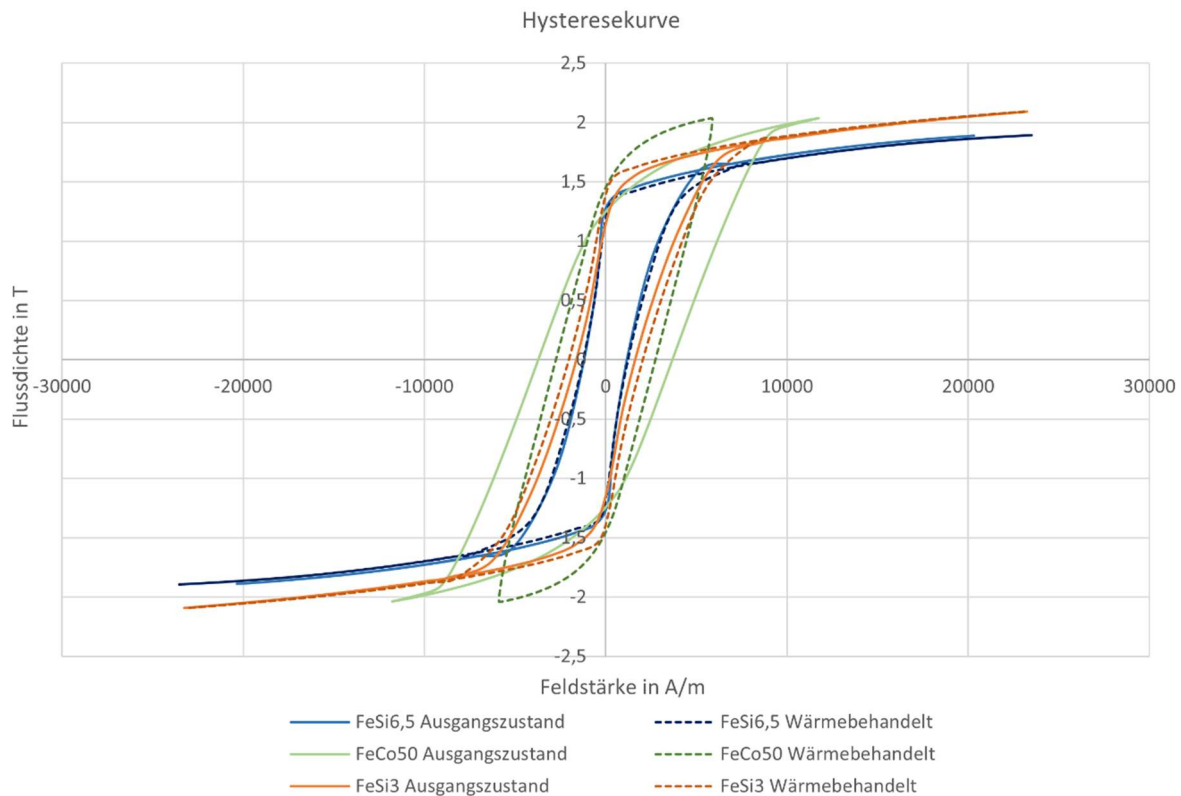


Abbildung 52: Hysteresekurve von FeSi3, FeSi6,5 und FeCo50 bei 10 Hz

Zu erkennen ist, dass für FeCo50 keine volle Sättigung erreicht wurde. Für FeCo50 ist weiterhin der Einfluss der Wärmebehandlung zu erkennen, welche in einer schmaleren Hysteresekurve mit geringeren Verlusten und höherer Permeabilität resultiert. Im Vergleich zu den FeSi-Legierungen ist aber auch zu erkennen, dass FeCo50 die höchsten Verluste aufweist. Dies wird in den folgenden Abbildungen noch einmal deutlich. Für FeSi3 und FeSi6,5 ist ein deutlich geringerer Unterschied zwischen dem Ausgangszustand und dem wärmebehandelten Zustand zu erkennen. Die Ergebnisse der Wärmebehandlung geben hierzu Aufschluss. Bei FeSi3 wird durch die Wärmebehandlung eine Reduzierung der Spannungen erreicht, aber keine Rekristallisation. Der Effekt der Wärmebehandlung ist daher erkennbar, aber begrenzt. Bei FeSi6,5 wurde bei der Fertigung der Ringkerne die Bauraumheizung verwendet. Somit erfährt der Ringkern auch ohne Wärmebehandlung im Anschluss an das SLM-Verfahren bereits während des Druckprozesses eine Art In-Situ Wärmebehandlung, bei welcher Spannungen abgebaut werden. Weiterhin sind auch die Korngrößen bei FeSi6,5 in diesem Zustand bereits deutlich größer als im Ausgangszustand. Somit ist durch die anschließende Wärmebehandlung lediglich eine geringe Verbesserung zu erzielen. Die Neukurve verdeutlicht dies (siehe Abbildung 53). An der Steigung der

Kurven im ersten Abschnitt ist zu erkennen, dass, vor allem bei FeSi₃, für die wärmebehandelten Zustände eine höhere Permeabilität erreicht wird.

Die Sättigungsflussdichte ist vor allem materialabhängig und daher nicht beeinflusst von der Wärmebehandlung. Zu erkennen ist, dass FeCo₅₀ wie erwartet die höchste Sättigungsflussdichte aufweist. Bei ausreichender Feldstärke sollte die Flussdichte etwa die Literaturwerte erreichen. Silizium senkt die Sättigungsflussdichte, was am Vergleich von FeSi₃ und FeSi_{6,5} zu erkennen ist. Die genaue Auswertung der Ergebnisse ist schwierig, da nach einer Sättigung des Ringkerns (Ausrichtung aller Dipolmomente im Material) bei einer weiteren Anhebung der Stromstärke auch die Flussdichte weiter ansteigt und keinen Maximalwert erreicht. Die Flussdichte steigt ab diesem Punkt mit der Permeabilität von Vakuum an. Da die Permeabilität ab dem Punkt konstant ist, verläuft der Graph linear. Für FeSi₃ ist dies bei etwa 20.000 A/m der Fall, für FeSi_{6,5} bei 15.000 A/m. Die an diesem Punkt ablesbaren Werte für die Sättigungsflussdichten liegen für FeSi₃ bei etwa 2,05 T und für FeSi_{6,5} bei 1,8 T.

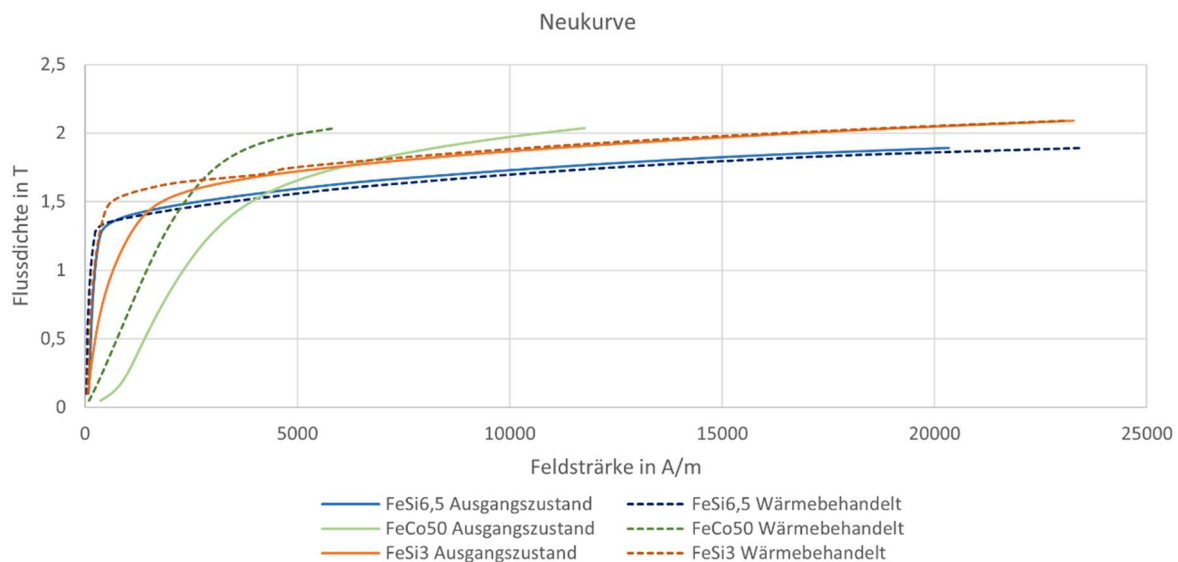


Abbildung 53: Neukurve von FeSi₃, FeSi_{6,5}, FeCo₅₀ bei 10 Hz

Wie in der Hysteresekurve zu sehen ist, weist FeCo₅₀ die höchsten Verluste auf. Dies wird in Abbildung 54 verdeutlicht. Wie in Kapitel 2.1.1 erläutert, steigen Wirbelstromverluste exponentiell mit der Frequenz an. Abbildung 54 zeigt die Verluste bei einer konstanten Flussdichte von 1 T für FeSi₃, FeSi_{6,5} und FeCo₅₀ im Ausgangszustand und im wärmebehandelten Zustand. Es ist zu erkennen, dass FeCo₅₀ bereits bei geringen Frequenzen deutlich höhere Verluste aufweist. Für höhere Frequenzen konnten die Versuche für FeCo₅₀ aufgrund der steigenden Verluste nicht durchgeführt werden. Die Unterschiede in Folge der Wärmebehandlung fallen gering aus, zeigen aber reduzierte Verluste im wärmebehandelten Zustand für alle Materialien.

In klassischen Elektromotoren werden Wirbelströme über eine Blechung mit Isolierschichten unterbunden. In der additiven Fertigung ist dies aktuell nicht möglich. In Kapitel 6 werden Ansätze zum Unterdrücken von Wirbelströmen von additiv

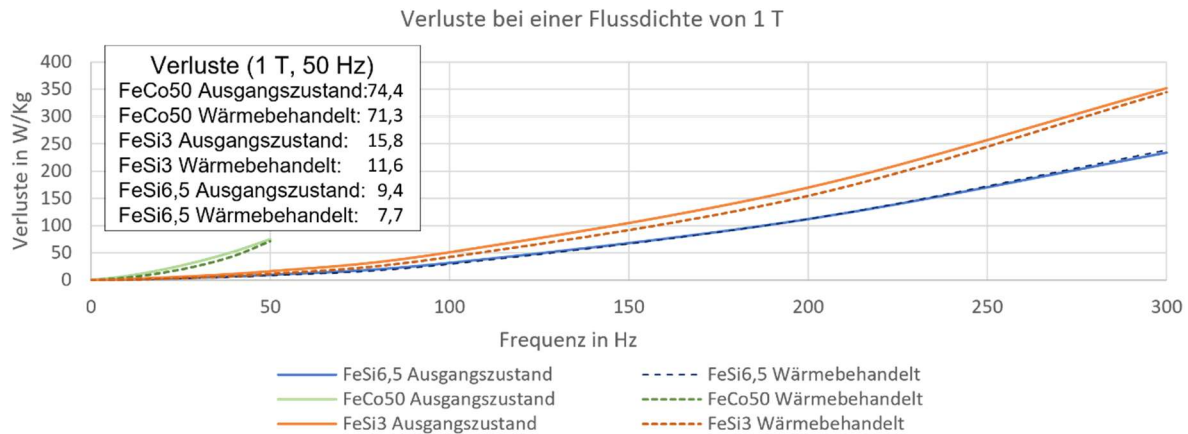


Abbildung 54: Verluste für FeSi3, FeSi6,5, FeCo50 bei einer Flussdichte von 1 T

gefertigten Bauteilen vorgestellt, diese sind allerdings nur begrenzt effektiv. Im Vergleich zwischen FeSi6,5 und FeSi3 zeigt sich, dass FeSi6,5 aufgrund der schlechteren Leitfähigkeit geringere Verluste aufweist. Aufgrund der zuvor beschriebenen Herausforderungen mit Wirbelströmen bei additiv gefertigten Bauteilen ist FeSi6,5 aufgrund der geringeren Leitfähigkeit zusätzlich zur gesteigerten Permeabilität ein geeigneter Werkstoff für Anwendungen wie Elektromotoren.

Die erhöhte relative Permeabilität lässt sich in Abbildung 55 ablesen. Hier ist am deutlichsten der Unterschied zwischen den Ausgangszuständen und den wärmebehandelten Ringkernen zu erkennen. FeSi6,5 erreicht nach der Wärmebehandlung die höchste Permeabilität mit $\mu_{r,max} = 8170,7$. Zu beachten ist, dass diese Werte bei einer Frequenz von 10 Hz aufgenommen wurden.

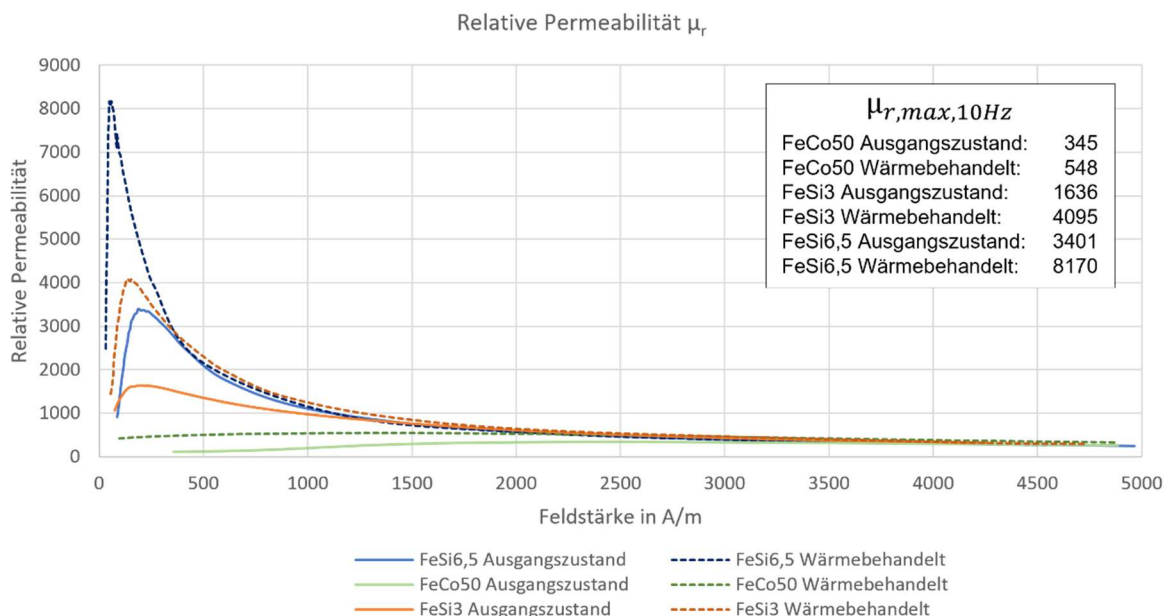


Abbildung 55: Relative Permeabilität von FeSi3, FeSi6,5, FeCo50 bei 10 Hz

Zum Vergleich mit Literaturwerten sollten die Werte für quasistatische Ergebnisse extrapoliert werden, allerdings bringt dies aufgrund der deutlichen Frequenzabhängigkeit hohe Ungenauigkeiten über die Wahl der Methode mit sich.

Eine quasi-statische Messung der Werte ist mit dem gegebenen Prüfaufbau nicht möglich.

Das Resultat der Koerzitivfeldstärke ist in Abbildung 56 zu sehen. Während die Extrapolation quasi-statischer Werte wieder deutlichen Ungenauigkeiten aufgrund der Wahl der Methode unterliegen, zeigen die Ergebnisse für 10 Hz die geringste Koerzitivfeldstärke für FeSi_{6,5} im wärmebehandelten Zustand, mit einer Koerzitivfeldstärke von 156 A/m. Wärmebehandeltes FeSi₃ kommt auf 203 A/m, FeCo₅₀ im wärmebehandelten Zustand auf 2740 A/m.

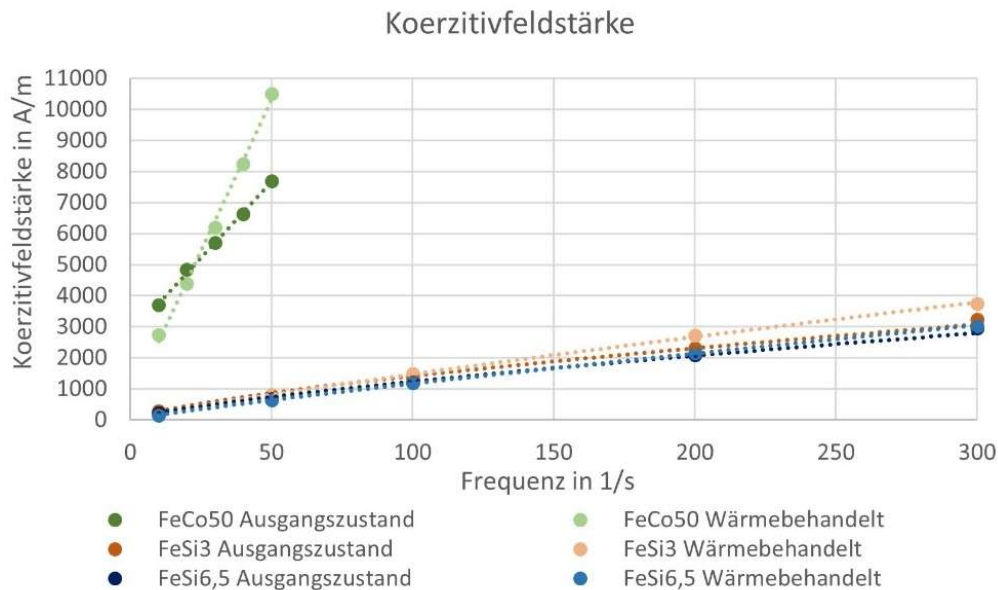


Abbildung 56: Koerzitivfeldstärke für FeSi₃, FeSi_{6,5} und FeCo₅₀

Die Ringkernversuche bestätigen das erwartete hohe Potential für die Legierung FeSi_{6,5}. Aufgrund der Einschränkungen durch die Bauraumheizung konnte die Legierung aber nicht für den Rotordemonstrator gewählt werden. Die hohen Verluste bei FeCo₅₀ in Folge der guten elektrischen Leitfähigkeit sind der maßgebliche Grund für die Auswahl von FeSi₃ für den Rotordemonstrator. Daher wurden weiterführende Materialuntersuchungen wie die Torsionswechselfestigkeit für FeSi₃ durchgeführt.

5.6 Mechanische Prüfung

Unter Verwendung der ausgewählten Parametersätze wurden anschließend Zugproben gefertigt und getestet. Wie zuvor beschrieben, wurden für die Legierung FeSi₃ aufgrund des späteren Einsatzes als Rotorwerkstoff zusätzliche Zugversuche durchgeführt, bei welchen Proben getestet wurden, welche horizontal und in einer 45° Orientierung im Druckprozess gefertigt wurden. Für FeSi₃ und FeSi_{6,5} wurden zudem auch wärmebehandelte Proben getestet. FeCo₅₀ ist aufgrund der vorherigen Ergebnisse für wärmebehandelte Proben ausgeschlossen worden.

Die Geometrie der Zugproben ist in Abbildung 32 dargestellt. Für die Versuche wurde ein MTS 858 Table Top System verwendet. Abbildung 57 stellt beispielhafte Spannungs-Dehnungskurven für die getesteten Werkstoffe in vertikaler Ausrichtung im Ausgangszustand und, soweit vorhanden, im wärmebehandelten Zustand dar.

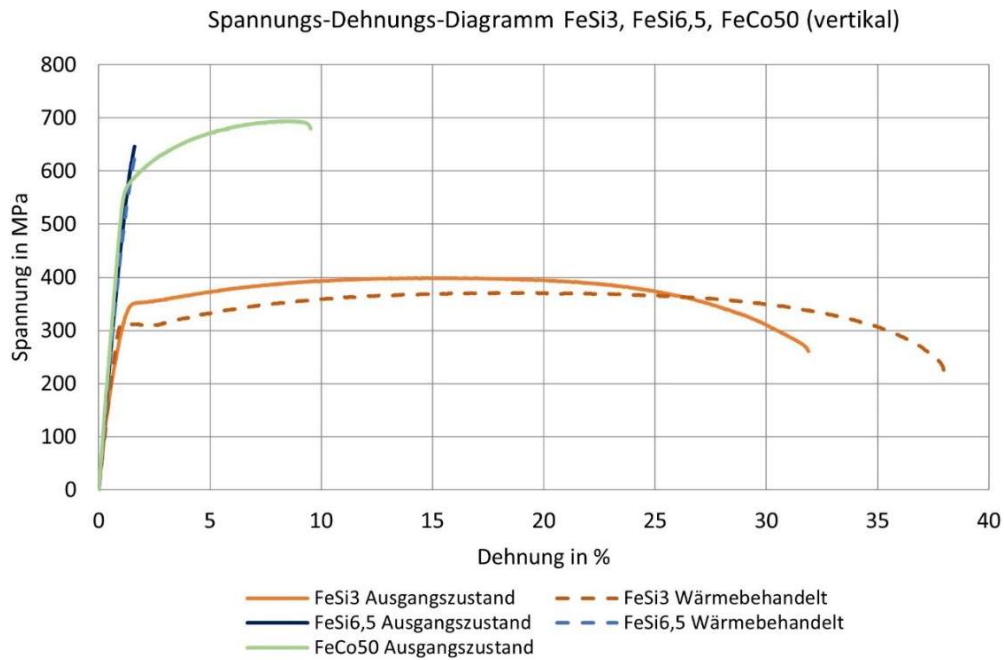


Abbildung 57: Spannungs-Dehnungs-Diagramm für FeSi3, FeSi6,5, FeCo50 (vertikal)

Die Ergebnisse der Versuchsreihe zu FeSi3 mit Zugproben in horizontaler Orientierung und Zugproben im 45° Winkel sind in Abbildung 58 den Ergebnissen der vertikalen Orientierung gegenübergestellt.

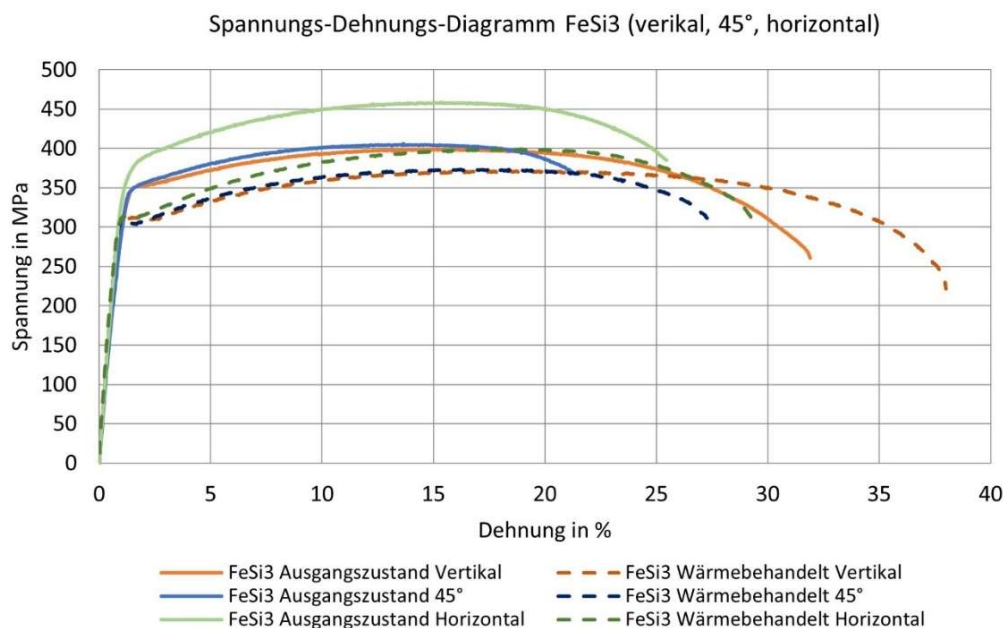


Abbildung 58: Spannungs-Dehnungs-Diagramm für FeSi3 (vertikal, 45°, horizontal)

In Tabelle 13 ist eine Zusammenfassung der ermittelten Werte für beide Testreihen dargestellt.

Es ist deutlich zu erkennen, dass für FeSi6,5 ein sehr spröder Werkstoff vorliegt, welcher unabhängig von der Wärmebehandlung keine nennenswerte Bruchdehnung aufweist. Die Zugfestigkeit von FeSi6,5 ist mit der von FeCo50 vergleichbar, allerdings

Tabelle 13: Ergebnisse Zugversuche FeSi3 und FeCo50 [95]

	Dehngrenze		Zugfestigkeit		Bruchdehnung	
	MW	SD	MW	SD	MW	SD
FeSi3 AZ V	308	3,7	406	5,5	26,2	6,4
FeSi3 WB V	316	3,0	375	4,3	37,0	1,0
FeSi3 AZ 45°	314	4,8	413	4,8	19,4	0,7
FeSi3 WB 45°	311	2,9	377	2,7	27,0	1,2
FeSi3 AZ H	328	3,0	440	13,8	24,3	1,5
FeSi3 WB H	302	11,6	385	13,6	29,9	1,4
FeSi6,5 AZ V	475	100	591	85	0,2	0,2
FeSi6,5 WB V	487	97	519	109	0,4	0,1
FeCo50 AZ V	567	8,0	678	22,2	4,3	2,4

(MW=Mittelwert, SD=Standardabweichung, AZ=Ausgangszustand, WB=Wärmebehandelt, V=Vertikal, H=Horizontal)

liegt aufgrund der Sprödhheit eine große Standardabweichung vor. Bei FeSi3 ist zu erkennen, dass das anisotrope Gefüge horizontal im Ausgangszustand sowie im wärmebehandelten Zustand die höchste Zugfestigkeit aufweist. Die weiteren Ausrichtungen weisen keine deutlichen Unterschiede auf. In allen Ausrichtungen wird durch eine Wärmebehandlung die Zugfestigkeit gesenkt und die Bruchdehnung erhöht. Weiterhin auffällig ist, dass FeSi3 vertikal in beiden Zuständen die höchste und horizontal die geringste Bruchdehnung aufweist.

Weiterhin wurde für FeSi3 die Torsionswechselfestigkeit bestimmt. Die Torsionswechselfestigkeit der Legierung FeSi3 wurden am Prüfstand des Lehrstuhls für Konstruktions- und Antriebstechnik der Uni Paderborn an den in Abbildung 33 dargestellten Geometrien ermittelt. In Summe wurden 49 Versuche durchgeführt, von denen 39 in die Auswertung aufgenommen werden konnten. Abbildung 59 stellt die Ergebnisse in einem einfach-logarithmischen Diagramm dar, wobei aufgrund der Anzahl der durchgeführten Versuche eine logarithmische Regressionsgeraden zur Auswertung verwendet werden. Die Durchläufer sind ebenfalls dargestellt, aber nicht in die Regressionsgeraden einbezogen worden.

Die Ergebnisse zeigen, dass die mit gleichem polaren Widerstandsmoment ausgelegten Voll- und Hohlproben vergleichbare Werte für die Zeit- und Dauerfestigkeit aufweisen. Dies gilt sowohl für die abgedrehten als auch für die nicht abgedrehten Proben. Weiterhin ist der Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit der Proben auf die Ermüdungsfestigkeit zu erkennen. Beide Probengeometrien erreichen mit bearbeiteten Oberflächen deutlich höhere Lastwechsel bei gleicher Torsionsbeanspruchung als Proben mit Oberflächen im Ausgangszustand. Die Ergebnisse können für die Auslegung des Rotordemonstrators verwendet werden. Bei der Auslegung muss infolge dieser Versuche beachtet werden, welche Oberflächen nachbehandelt werden können und welche Oberflächen im Ausgangszustand bleiben.

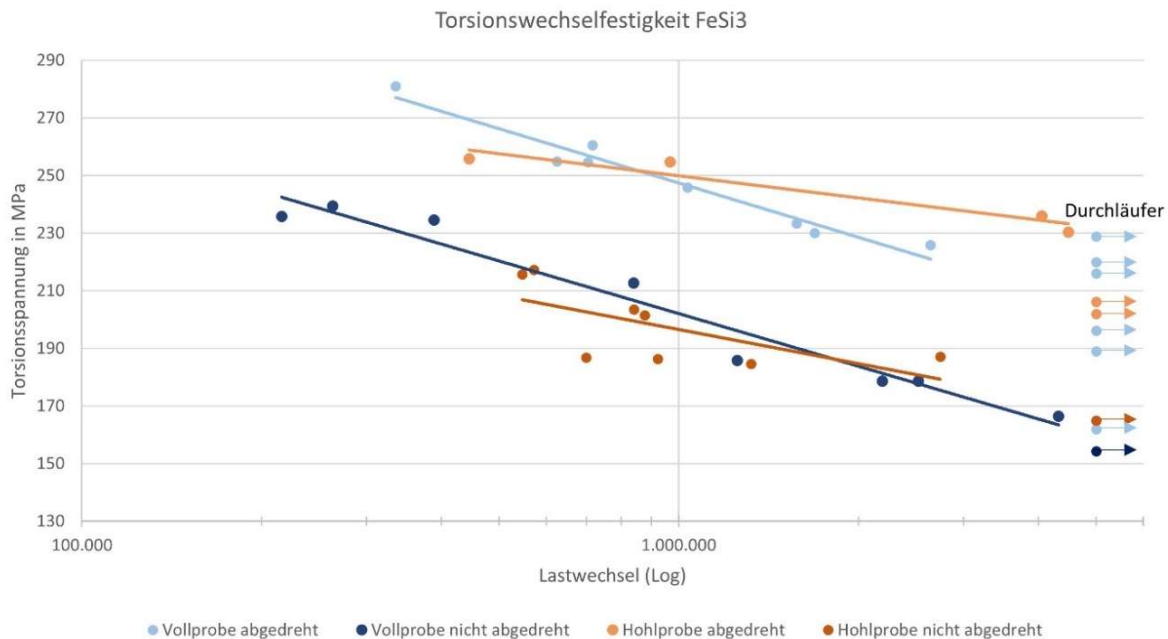


Abbildung 59: Torsionswechselfestigkeit FeSi3

Für FeSi3 wurden zudem die Konstruktionsgrenzen anhand der, in Abbildung 35 dargestellten, dafür entwickelten Konstruktionsbaujobs ermittelt. Abbildung 60 zeigt die Baujobs nach dem SLM-Prozess.

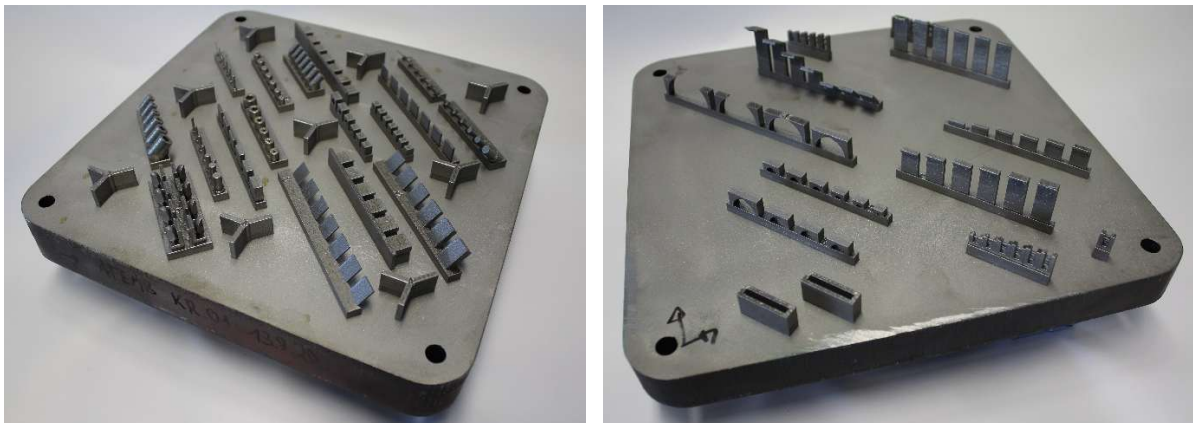


Abbildung 60: FeSi3 Baujobs zum Ermitteln der konstruktiven Grenzen, nach Abbildung 35

Die Auswertung zeigt, dass vor allem bei den unkritischen Tests (Abbildung 60 links) sehr gute Ergebnisse erreicht wurden. Alle Prüfkörper konnten bis zu der feinsten Stufe erfolgreich gefertigt werden. Für einen Großteil der Prüfkörper bedeutet dies Wandstärken oder Durchmesser von 0,2 mm, welche stehend oder im 45° Winkel angeordnet sind. Bei der Auswertung ist zu beachten, dass teilweise Prüfkörper zwar zufriedenstellend gedruckt werden konnten, dass die in der Konstruktionsdatei vorgesehenen Abmaße aber nicht eingehalten wurden. Vor allem bei dünnen Prüfkörpern wie bei Prüfkörpern für die minimale Wandstärke, fallen die tatsächlichen Materialstärken höher aus als in der Konstruktionsdatei vorgesehen. Die Abweichung liegt bei etwa 0,1 mm. Ab einer Wandstärke von 0,4 mm fallen die Toleranzen gering aus. Für die Rundstäbe gilt der gleiche Effekt. Minstdurchmesser für Bohrungen liegen horizontal bei 0,4 mm, vertikal bei 0,2 mm. Bei den kritischen Tests (Abbildung 60 rechts) wurden ebenfalls gute Ergebnisse erreicht. Auffällig sind vor allem die

ansteigenden Winkel der Überhänge. Hier konnten alle Überhänge bis zu einem Winkel von 75° erfolgreich gefertigt werden, wobei bis zu einem Winkel von 70° zufriedenstellende Eigenschaften erreicht wurden. 90° Überhänge konnte bis zu einer Länge von 2 mm und Innenradien bis zu einem Durchmesser von 10 mm erfolgreich gefertigt werden.

Weiterhin wurde anhand von drei Prüfkörpern die aus dem SLM-Verfahren resultierende Zylindrizität und Rundheit ermittelt und in die Auslegung des Rotordemonstrators einbezogen. Tabelle 14 zeigt die Ergebnisse der Vermessung. Auffällig ist, dass sowohl der Außendurchmesser als auch der Innendurchmesser ein Übermaß aufweisen, welches in der Auslegung des Demonstrators berücksichtigt werden muss. Weiterhin müssen die Abweichungen in Zylindrizität und Rundheit als Aufmaß mit aufgenommen werden, sodass diese durch ein Abdrehen des Rotoraktivteils beseitigt werden können.

Die gewonnen Erkenntnisse können in die konstruktive Auslegung von Bauteilen für die Verarbeitung von FeSi3 einbezogen werden. Ein Beispiel hierfür ist der in Kapitel 6 beschriebene Demonstrator.

Tabelle 14: Zylindrizität und Rundheit des SLM-Verfahrens

	Ring 1 (mm)	Ring 2 (mm)	Ring 3 (mm)
Innendurchmesser (Soll 45 mm)	43,819	43,882	43,867
Rundheit (Δr)	0,054	0,049	0,068
Zylindrizität (Δr)	0,059	0,051	0,077
Außendurchmesser (Soll 55 mm)	55,605	55,586	55,633
Rundheit (Δr)	0,060	0,063	0,080
Zylindrizität (Δr)	0,061	0,062	0,079

6 Demonstrator

Zur Demonstration der Möglichkeiten bei der Verarbeitung von weichmagnetischen Werkstoffen mit der additiven Fertigung, wurde zum Abschluss der Rotor einer permanentmagneterregten Synchronmaschine (PMSM) entworfen und gefertigt. Die Rotorentwicklung gliederte sich in Materialentwicklung und Konstruktion. Die Aspekte der Konstruktion wurden im Umfang dieser Ausarbeitung angerissen, können aber nicht in voller Tiefe aufgearbeitet werden.

6.1 Grundlagen

Als Referenzmaschine für den Demonstrator wurde eine vierpolige permanentmagneterregte Synchronmaschine verwendet. Zum Vermessen des Rotors wurde in einem zweiten baugleichen Elektromotor der Rotor entfernt und durch den additiv gefertigten Demonstrator ersetzt. Die Auslegung des Rotors orientierte sich daher an den Bemessungsdaten der Referenzmaschine. Für die Konstruktion sind vor allem die Aktivteillänge von 80 mm und der Bohrungsdurchmesser von 80 mm ausschlaggebend.

Als Ausgangspunkt für den Demonstrator wurden die Ergebnisse der Materialentwicklung herangezogen. Aufgrund der Einschränkung bei der Verarbeitung von FeSi_{6,5} in dem reduzierten Bauraum der Bauraumheizung konnte FeSi_{6,5} trotz der herausragenden weichmagnetischen Eigenschaften nicht verwendet werden. Basierend auf den Ergebnissen der magnetischen Prüfung wurde daher FeSi₃ als Werkstoff für den Demonstrator ausgewählt. Für die konstruktive Auslegung des Demonstrators wurden die Ergebnisse der magnetischen und mechanischen Prüfung von FeSi₃, mit dem in Kapitel 4.2 gewählten Parametersatz, verwendet. Weiterhin wurden die Baujobs zu den Konstruktionsregeln herangezogen, um die Grenzen für die Konstruktion festzulegen.

Der Gestaltungsprozess des Rotors berücksichtigt die elektromagnetische Funktion, sowie die mechanische Belastung. Bei der elektromagnetischen Funktion steht die Führung des magnetischen Flusses im Aktivteil des Rotors im Vordergrund, welche für die Wandlung von elektrischer in mechanische Energie entscheidend ist. Bei der mechanischen Funktion steht die Leitung von Kraft und Drehmomenten im Fokus. Zur Gestaltung des Rotors wird dieser in die drei Bereiche Aktivteil, Übergangsbereiche und Rotorenden unterteilt (siehe Abbildung 61).

Im Aktivteil überlagern sich das Magnetfeld der Permanentmagneten im Rotor und das Elektromagnetfeld der Spulen im Stator. Über Maxwell'sche Grenzflächenkräfte wird das Antriebsmoment des Rotors erzeugt. Dieser Bereich muss den auftretenden Belastungen aus Drehmoment und Fliehkräften standhalten. Gleichzeitig ist eine optimierte Flussführung in dem Bereich ausschlaggebend für die Funktion des Rotors. Eine Kombination aus belastungsgerechter und funktionsgerechter Gestaltung war daher notwendig. Der zweite Rotorabschnitt ist der Übergangsbereich zwischen Aktivteil und den Wellenenden des Rotors. Hier wird auf der A-Seite des Rotors das Drehmoment auf die Antriebsachse übertragen (Abbildung 61, 2.1), auf der B-Seite

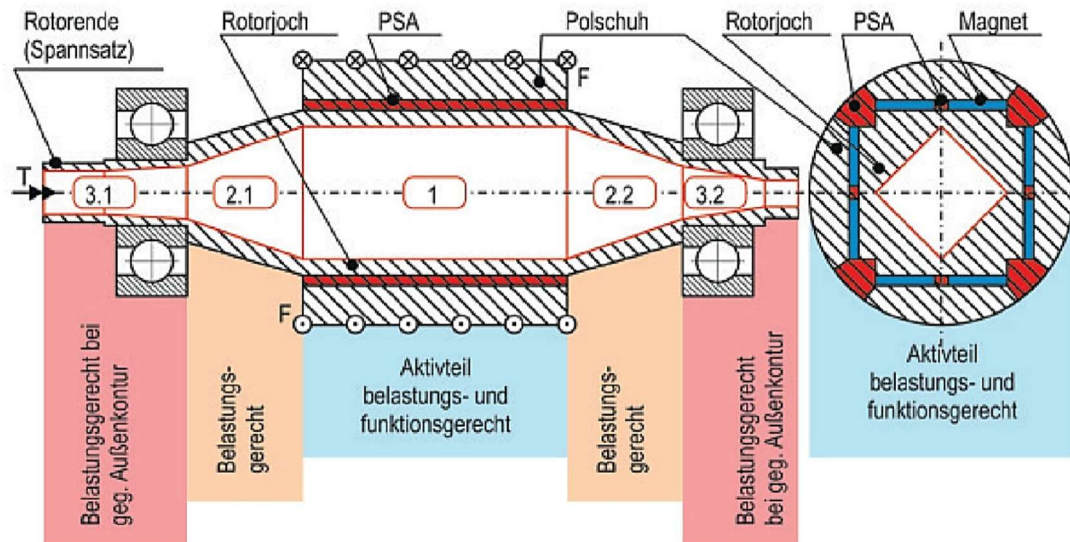


Abbildung 61: Schematische Darstellung der Rotorabschnitte [96]

erfolgt lediglich eine Loslagerung des Wellenendes (Abbildung 61, 2.2). Der Fokus für beide Rotorseiten lag auf einer belastungsgerechten Gestaltung. Im dritten Bereich liegen die Rotorenden. Hierbei war ebenfalls eine belastungsgerechte Gestaltung notwendig, wobei in diesen Bereichen die Außenkontur durch die Aufnahme im Stator vorgegeben ist. Da der SLM-Prozess nur einen Prozessschritt zum fertigen Rotor darstellt, mussten Nachbearbeitungsschritte wie das Entfernen von Stützstruktur und Pulverresten, sowie notwendige Drehprozesse zur Nachbearbeitung ausgewählter Oberflächen, wie die der Lagersitze, berücksichtigt werden.

Für die Gestaltung der einzelnen Bereiche wurden je nach Anforderung unterschiedliche Softwaretools verwendet. Für die Konstruktion des Rotors wurde SolidWorks verwendet. Für die Analyse der mechanischen Belastung das Finite-Elemente-Analyse-Tool von Ansys. Für die Analyse der magnetischen Flüsse wurde das FE-Programm Opera in der Version 18R2 von Dassault Systèmes verwendet. Der mechanische und der elektromagnetische Optimierungsprozess für das Aktivteil wurde iterativ gestaltet. Auf Basis einer elektromagnetisch optimierten Form des Aktivteils wurden die mechanische Belastbarkeit analysiert und die notwendigen Strukturen ergänzt. Hierbei wurden die Konstruktionsrichtlinien für den SLM-Prozess berücksichtigt. Anschließend wurde das Ergebnis erneut elektromagnetisch betrachtet und weitere Optimierungsschritte ergänzt. Nach dem Auslegen des Aktivteils wurden die berechneten Kräfte und Momente sowie die Formvorgaben für den Übergangsbereich als Vorgaben für den nächsten Gestaltungsabschnitt verwendet. Weiterhin wurde der Übergangsbereich von dem Bereich der Wellenenden beeinflusst, da hier Vorgaben aufgrund der Lagersitze und der Momentübertragung vorliegen.

Nach Abschluss des Gestaltungsprozesses wurden über Torsionswechselfestigkeitsversuche die Ergebnisse der mechanischen Berechnung validiert. Hierzu wurde die A-Seite des Rotors bis zum Kraftangriffspunkt, also der Mitte des Aktivteils, gedruckt. Die Kontur des Kraftangriffspunktes wurde angepasst, um das Einspannen und die Krafteinleitung im Versuchstand zu ermöglichen. Die Prüfkörper wurden zudem

Pendelmomente sowie Beschleunigungsversuche an dem Demonstrator und der Referenzmaschine durchgeführt. Abbildung 63 zeigt den Aufbau des Versuchsstandes.

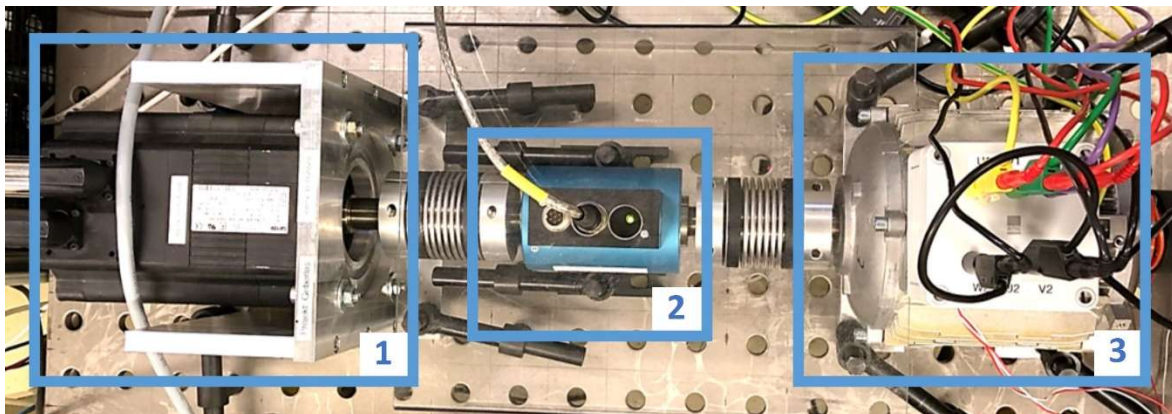


Abbildung 63: Lastmaschine (links, Bereich 1), Messwelle (mitte, Bereich 2) und Demonstrator (rechts, Bereich 3), nach [97]

6.2 Konstruktion und Fertigung

Die Auslegung und Fertigung des Demonstrators bringt die einzelnen Disziplinen der Materialentwicklung und der Konstruktion zusammen und zeigt das Potential der additiven Fertigung auf. Aufgrund der Schwierigkeiten bei der Verarbeitung von FeSi6.5 und der hohen Verluste bei FeCo50 , wurde für den Demonstrator die Legierung FeSi3 verwendet. In der Folge wurden daher für die Auslegung die in diesem Umfang ermittelten mechanischen Eigenschaften für FeSi3 verwendet, sowie für die Fertigung die beschriebenen Parametersätze herangezogen.

Bei der Auslegung des Rotors wurde wie beschrieben der Rotor in drei Abschnitte eingeteilt, die Wellenenden, die Übergangsbereiche und der Aktivteil. Wellenenden und Übergangsbereich wurden auf die mechanische Belastung ausgelegt. Im Aktivteil des Rotors wurde zwischen mechanischer Belastung und Funktionsintegration, wie der Leitung des magnetischen Feldes, iteriert.

Wie in Kapitel 6.1 beschrieben ist die Dimensionierung des Rotors durch die Abmaße der Referenzmaschine bestimmt. Der Aktivteil hat eine Länge von 80 mm, einen Durchmesser von 80 mm sowie in Summe vier Pole. Innerhalb der Grenzen ergeben sich bei der Auslegung des Aktivteils Herausforderungen und Chancen durch die additive Fertigung des Rotors, welche im Folgenden beschrieben werden. Im Detail wird auf die folgenden Punkte eingegangen:

- Polschuh Gestaltung: Durch die Auslegung der Polschuhe wird die Leitung des magnetischen Flusses beeinflusst. Mithilfe der additiven Fertigung lässt sich dieser Bereich nahezu frei gestalten.
- Auslegung der Rotoroberfläche und Reduzierung von Streustegen: Die auftretenden Kräfte im Polschuh entstehen hauptsächlich durch die auf die Polschuhe wirkenden Zentrifugalkräfte. Während eine in einzelne Polschuhe aufgeteilte Rotoroberfläche weichmagnetische Vorteile aufweisen kann, wird durch eine geschlossene Rotoroberfläche ein Teil der Fliehkraft aufgenommen.

Dies ermöglicht auch das Reduzieren von Streustegen, was wiederum magnetische Vorteile bringt.

- Reduzierung von Rastmomenten: Rastmomente entstehen in permanentmagneterregten Elektromotoren aufgrund des parallelen Einlaufens von Permanentmagneten in die Spulenpaare. Durch eine Staffelung der Permanentmagnete kann dies reduziert werden. Bei der additiven Fertigung des Rotors ergibt sich durch eine Schrägung der Polschuhe die Möglichkeit die Rastmomente weiter zu reduzieren.
- Unterdrückung von Wirbelströmen: Das Auftreten von Wirbelströmen wird bei Rotoren von elektrischen Antrieben durch eine Blechung mit isolierenden Schichten unterdrückt. Aufgrund der massiven Bauweise in der additiven Fertigung können aktuellen keine isolierenden Schichten eingebracht werden. Das Unterdrücken von Wirbelströmen ist somit eine besondere Herausforderung.

Polschuh Gestaltung: Über die Form der Polschuhe wird die Flussdichteverteilung im Luftspalt der Rotor-Stator-Kombination beeinflusst. Bei der Auslegung von Synchronmaschinen ist es vorteilhaft, durch die Formgebung der Polschuhe eine sinusförmige Feldkurve zu erreichen. So konstruierte Polschuhe werden als Sinusfeldpole bezeichnet und weisen eine gekrümmte Oberfläche auf, mit einem minimalen Luftspalt in der Mitte des Pols. Im Vergleich dazu haben Rechteckfeldpole einen konstanten Luftspalt. Die Krümmung der Oberfläche kann durch den Sinusfeldpolkoeffizient β beschrieben werden, wobei für $\beta = 0$ eine Rechteckkontur und für $\beta = 1$ eine ideale Sinusfeldpolkontur vorliegt. Eine stärker gekrümmte Polschuhoberfläche führt jedoch auch zu tiefer vergrabenen Magneten. In Folge von Simulationensergebnissen wurde der Demonstrator mit einem Sinusfeldpolkoeffizient von $\beta = 0,85$ ausgelegt. [97]

Auslegung der Rotoroberfläche und Reduzierung von Streustegen: Die Streustege verbinden Joch und Polschuh permanentmagneterregter Rotoren. Aufgrund der Streuflüsse sollten die Querschnitte von Streustegen so gering wie möglich ausgeführt werden. Die additive Fertigung und die Massivbauweise des Rotors erlaubt es, die klassische Konstruktion weiter zu optimieren. Die Auslegung zielt also auf die minimalen Querschnitte für die auftretenden mechanischen Kräfte ab. Die auf die Polschuhe und damit auf die Streustege wirkenden Kräfte sind größtenteils Fliehkräfte in Folge der hohen Umdrehungszahlen und des Eigengewichtes der Polschuhe und Magnete. Über eine geschlossene Rotoroberfläche können diese Kräfte aufgenommen werden, da sich die Fliehkräfte der einzelnen Polschuhe aufheben. Die dominierende resultierende Kraft auf die Streustege ist eine Umfangskraft entsprechend des Drehmomentes. Über die Simulation der Spannungen im Rotor und im Speziellen in den Streustegen konnte der benötigte Querschnitt ausgelegt werden. Als Sicherheit wurden hierbei für das maximale Drehmoment Faktor zwei und für die maximale Drehzahl Faktor drei verwendet. Zur Reduzierung der Spannungsspitzen wurden zudem die Kerben im Übergangsbereich von Streusteg zu Polschuh und Joch betrachtet. Hier hat sich ergeben, dass anstelle kreisförmiger Kerben eine elliptische Form vorteilhaft ist. Als kleinster Radius wurde 0,3 mm gewählt.

Insgesamt konnte der Querschnitt der Streutege im Vergleich zur Referenzmaschine um 41% reduziert werden.

Reduzierung von Rastmomenten: Rastmomente entstehen aufgrund einer Änderung des magnetischen Widerstandes beim Übergang der Permanentmagneten zwischen den Wicklungspaares des Stators und einer damit verbundenen Änderung der Kraft auf den Rotor. In der Folge entstehen Verluste und eine Schwankung des durch den Elektromotor erzeugten Drehmomentes. In geblechten Rotoren wird die Entstehung von Rastmomenten durch eine Staffelung der Permanentmagnete reduziert. Die Permanentmagnete werden in n Abschnitte unterteilt, wobei jeder Abschnitt um einen festgelegten Winkel rotiert wird, und somit versetzt in die Spulenpaare einläuft. Hierüber können die Rastmomente nicht vollständig vermieden, aber effektiv reduziert werden. Durch die additive Fertigung des Rotors ergeben sich neue Möglichkeiten zur Reduzierung der Rastmomente. Da die Leitung des magnetischen Feldes maßgeblich durch die Form der Polschuhe beeinflusst wird, haben die Simulationen gezeigt, dass es ausreichend ist, die Polschuhe in einer axial schrägen Anordnung auszuführen. Innerhalb der Polschuhe können weiterhin axial gerade Permanentmagnete verwendet werden, was die Komplexität des Rotors reduziert. Über axial schräge Polschuhe wird ein gleichmäßiger Eintritt des Feldes in die Spulenpaare erwirkt, was das Auftreten von Rastmomenten deutlich reduziert. Abbildung 64 zeigt den Vergleich zwischen axial geraden Polschuhen (links) und axial schrägen Polschuhen (rechts). In beiden Abbildungen sind die Permanentmagneten axial gerade.

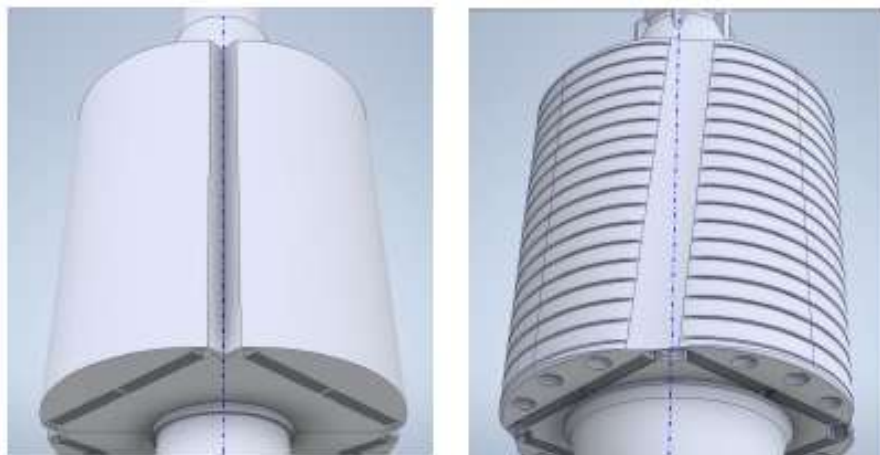


Abbildung 64: Vergleich der konstruktiven Auslegung der Polschuhe und der Rotoroberfläche der Referenzmaschine (links) und des Demonstrators (rechts) [97]

Unterdrückung von Wirbelströmen: Wie in Kapitel 2.1.1 beschrieben sind Wirbelstromverluste einer der ausschlaggebenden Verluste bei Synchronmaschinen. Da Isolierschichten zur Unterdrückung der Wirbelströme in der Massivbauweise beim SLM-Verfahren nicht möglich sind, wurde als Alternative zur Unterdrückung von Wirbelströmen das Schlitzten des Rotors erörtert. Mithilfe von Linearprüfkörpern wurden am Institut für Antriebssysteme und Leistungselektronik verschiedene Winkel für die Schlitzung, von axialen Schlitzten, bis zu Schlitzten in Umfangsrichtung verglichen. Eine Schlitzung in Umfangsrichtung hat zu den besten Ergebnissen bei der

Unterdrückung von Wirbelströmen geführt. In der SLM-Bauweise des Rotors bedeutet dies, dass die Schlitze horizontal liegen und somit die nachfolgende Schicht als Überhang gedruckt wird. Es wurden daher verschiedene Ansätze zur Schlitzung verglichen: Schlitzungen in der Oberfläche der Polschuhe (begrenzt durch den maximalen supportfreien Überhang) und tiefergehende Schlitzungen mit Gitterstrukturen als Support. Beim Vergleich von Schlitzungen in der Oberfläche und dem Einsatz von Gitterstrukturen für Schlitze welche tiefer in den Rotor hineinreichen, haben Simulationen gezeigt, dass die Wirbelströme nur oberflächennah auftreten. Eine Schlitzung der Oberfläche ist daher ausreichend. Zur Auslegung der Schlitze wurden unter anderem Schlitzhöhe und Schlitztiefe betrachtet. Eine größere Schlitzhöhe reduziert die Polschuhoberfläche und damit die Wirkfläche des Rotors. Es wurden daher Testkörper gedruckt, um die minimale Schlitzhöhe zu ermitteln bei welcher eine ausreichende Isolierung erfolgt. Die minimale Höhe wurde auf 0,6 mm festgelegt. Weiterhin wurde die maximal mögliche Tiefe des Überhangs ohne Supportstrukturen ermittelt und auf 1,5 mm festgelegt. Die Schlitzungen erreichen die maximale Tiefe im Mittelpunkt des Polschuhs und eine verringerte Tiefe an den Seiten des Polschuhs, um einen Einfluss auf die Streutege zu vermeiden. Abbildung 64 zeigt die geschlitzten und tordierten Polschuhe des Demonstrators im Vergleich zur Referenzmaschine.

Im Anschluss an die Konstruktion des Aktivteils wurden die weiteren Rotorabschnitte ausgelegt. Hierbei wurden die zu übertragenden Momente, sowie die Randbedingungen durch die vorgegebene Kraftübertragung und Lagerung berücksichtigt. Vor dem Hintergrund der Gewichtsreduzierung wurden die Übergangsbereiche als Hohlwellen ausgeführt, welche über einen größeren Durchmesser größere Drehmomente bei geringerem Gewicht aufnehmen können. Auch bei der Gestaltung dieser Abschnitte muss die Ausrichtung des Rotors im Druckprozess berücksichtigt werden. Im Rahmen der Designregeln wurden unter anderem Überhänge mit einem Winkel größer 45° vermieden, dünnwandige Strukturen auf die in den Konstruktionsversuchen ermittelte Mindestwandstärke erweitert und für die Unterseite des Aktivteils Stützstrukturen eingesetzt. Weiterhin wurden Schlitze eingefügt, welche es ermöglichen nach dem Bauprozess das Pulver aus den Hohlstrukturen zu entfernen. Abbildung 65 zeigt die finale Konstruktionszeichnung des Rotors im Vergleich zur Referenzmaschine. Dargestellt sind unter anderem die Öffnungen zum Entfernen des Pulvers aus dem zentralen Hohlraum.

Auf der Basis der Materialparameter sowie der Konstruktion wurde der Rotor additiv gefertigt. Maßgeblich für die Orientierung des Rotors im Bauraum ist die Reduzierung von Stützstrukturen, das Einhalten von Maßvorgaben, der Wärmetransport, sowie die Reduzierung der Gesamthöhe und damit der Bauzeit. In dem vorliegenden Fall konnten die Stützstrukturen über eine aufrechte Orientierung des Rotors minimiert werden. Lediglich die Polschuhe benötigen in diesem Fall Stützstrukturen. Weiterhin eignet sich eine aufrechte Orientierung für die Maßhaltigkeit der Aktivteiloberfläche, da diese in der Folge in der x-y-Ebene liegt, welche die höchste Fertigungsgenauigkeit aufweist. Für einen guten Wärmetransport wurde die A-Seite des Rotors als Unterseite

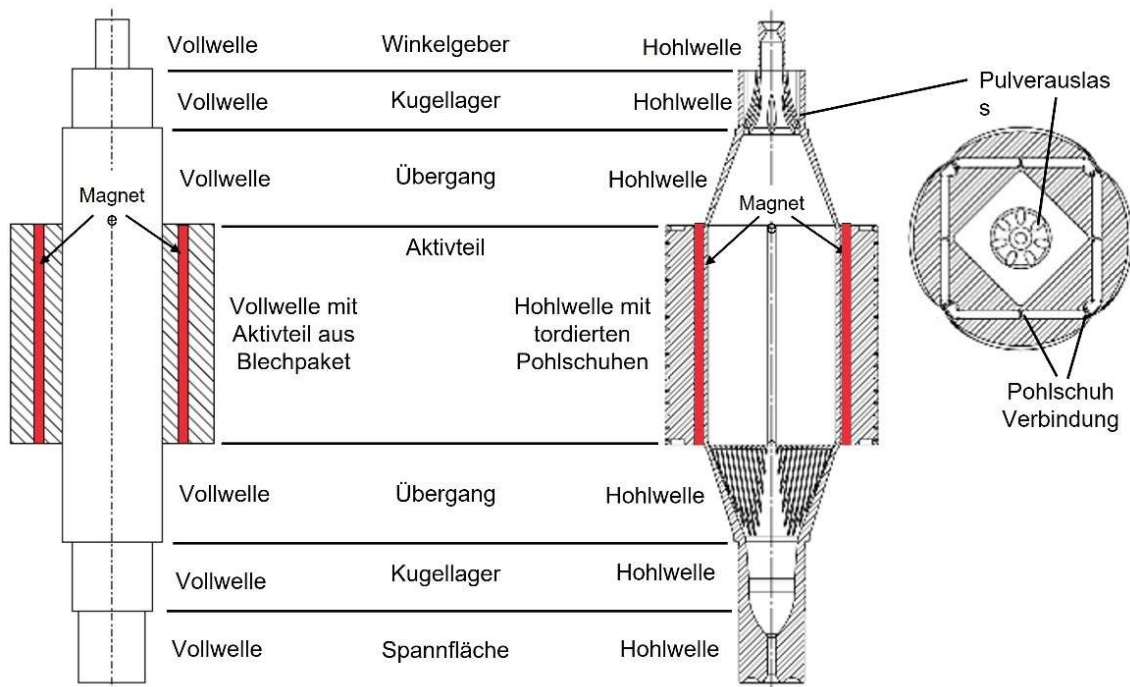


Abbildung 65: Vergleich von Referenzmaschine (links) und Demonstrator (rechts) [98]

gewählt, da sie die massiveren Strukturen aufweist. Auch hier sind die Stützstrukturen für den Aktivteil vorteilhaft. Die Höhe des Baujobs ist in dieser Orientierung nicht optimal, die dadurch entstehenden zeitlichen Aufwände werden allerdings durch die Reduzierung von Stützstrukturen weitestgehend ausgeglichen. Die Orientierung des Rotors im Bauraum ist in Abbildung 65 dargestellt. Zusätzlich wurde eine Rotation von 30° um die Z-Achse vorgenommen, um das Auflaufen der Beschichterlippe auf gerade Kanten wie zum Beispiel den Magnettaschen zu reduzieren und somit die möglichen Fehlerquellen im Bauprozess zu reduzieren.

Anschließend an die Fertigung des Rotors wurde der Rotor aus dem Drucker entfernt und noch vor dem Abtrennen von der Bauplattform gemäß der ermittelten Strategie wärmebehandelt. Hierdurch wird zum einen das gewünschte Gefüge für bestmögliche weichmagnetische Eigenschaften eingestellt, zum anderen werden noch vor dem Abtrennen des Rotors von der Bauplattform die Eigenspannungen reduziert und somit das Risiko einer anschließenden Verformung minimiert. Abschließend wurde der Rotor von der Bauplattform getrennt, die Pulverreste und Stützstrukturen entfernt und die Lagersitze wurden abgedreht.

Abbildung 66 zeigt den additiv gefertigten Rotor im Bauraum mit der Stützstruktur für die Pohlschuhe (links), sowie nach dem Entfernen von der Bauplattform vor dem Abdrehen der Lagersitze (rechts). Zu erkennen sind unter anderem die Pulverauslässe am unteren Ende der Stützstruktur.

Der gedruckte Rotor wurde anschließend von Firma Bahnke Maschinenbau GmbH mit Permanentmagneten bestückt und gewuchtet. Bei der mechanischen und elektromagnetischen Vermessung des Rotors wurde festgestellt, dass der Rotor trotz der Vorversuche zur Maßhaltigkeit von Zylindern nicht den geforderten



Abbildung 66: Rotordemonstrator nach dem SLM-Verfahren im Bauraum (links) und nach dem Entfernen von der Bauplattform mit entfernten Stützstrukturen (rechts)

Minstdurchmesser aufweist. Dies bedeutet, dass der Luftspalt zwischen Rotor und Stator 10,2 % größer ist als vorgesehen und damit die Effizienz des Rotors sinkt. Da dies in der Konstruktion des Rotors leicht zu beheben ist, wurden die Ergebnisse der elektromagnetischen Vermessung für einen optimalen Luftspalt interpoliert.

6.3 Ergebnisse

Aufgrund der Hohlkonstruktion der Rotorwelle konnten das Gesamtgewicht des Rotors inklusive der Magnete um 49,7 % und das Trägheitsmoment um 31,1 % reduziert werden. Bei der Betrachtung der Leistungsdaten des Rotors sind neben der Lastmessung für die Bestimmung des Drehmomentes Beschleunigungsversuche für die Bestimmung des Massenträgheitsmomentes interessant. Weiterhin wurden bei den Versuchen zur Validierung auch die Reduzierung der Rastmomente und Leerlaufmessungen betrachtet. Die Ergebnisse werden hier im begrenzten Umfang aufgenommen. Ausführliche Ergebnisse sind in [97] aufgeführt.

Die Beschleunigungsversuche zur Bestimmung der Massenträgheit wurden im Leerlauf durchgeführt. Die Beschleunigung wurde vom Stillstand bis zu einer Drehzahl von $n = 1000 \text{ min}^{-1}$ bestimmt. Es konnte eine Reduzierung der Anlaufzeit von 0,562 s auf 0,509 s und damit eine Steigerung der Dynamik von 9,43 % gemessen werden.

Die Leerlaufmessung zur Bestimmung der Induktivität und der Widerstände zeigt eine Steigerung der Induktivitäten des additiv gefertigten Rotors. Die Längsinduktivität L_d wurde von 86,9 mH auf 95,2 mH gesteigert, die Querinduktivität L_q von 164,4 mH auf 170 mH. Unter Berücksichtigung des aufgeweiteten Luftspaltes ergibt sich eine Steigerung der induzierten Spannung um 5,25 %. Die Steigerung ist auf die Vorteile bei der Konstruktion für die additive Fertigung zurückzuführen, infolge derer die Polkontur optimiert und die Streuflüsse reduziert werden konnten.

Bei der Lastmessung bei $n = 750 \text{ min}^{-1}$ konnte eine Steigerung des Drehmomentes von 4,92 % gegenüber der Referenzmaschine ermittelt werden, was durch höhere Induktion sowie die Auslegung der Polschule und deren Schrägung erklärt werden kann. Weiterhin konnte ein teilweise verbesserter Wirkungsgrad gemessen werden.

Die Vorteile des additiv gefertigten Rotors kommen dabei vor allem im Feldschwächbereich zum Tragen.

Die Rastmomente wurden im Langsamlauf bestimmt. Aufgrund der geringen Auslenkung der Rastmomente gegenüber dem Antriebsdrehmoment ist eine exakte Bestimmung der Rastmomente schwierig. Abbildung 67 zeigt aber den Drehmomentzeitverlauf von der Referenzmaschine (REF) sowie dem additiv gefertigten Rotor (AMFM). Weiterhin wurde der Drehmomentzeitverlauf für eine Referenzmaschine mit gestaffelten Permanentmagneten bestimmt (STAF). Es ist deutlich zu erkennen, dass die Rastmomente 1. und 2. Ordnung mittels der axial schrägen Polschuhe deutlich verbessert und nahezu vollständig reduziert werden konnten.

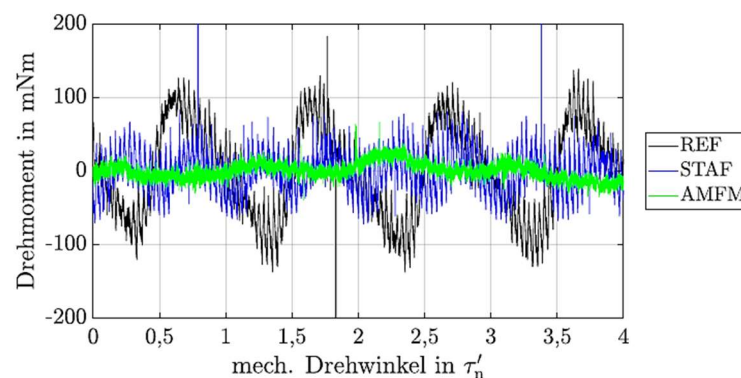


Abbildung 67: Drehmomentzeitverläufe bei $n = 1 \text{ min}^{-1}$ für die Referenzmaschine (REF) eine gestaffelte Referenzmaschine mit einer Staffelung (STAF) und dem additiv gefertigten Rotor (AMFM)

7 Diskussion

Im Folgenden werden die vorgestellten Ergebnisse in den Kontext der Zielsetzungen eingeordnet. Hierzu werden zunächst die Ergebnisse der Materialqualifizierung diskutiert. Anschließend werden die magnetischen und mechanischen Eigenschaften untereinander verglichen und abschließend werden der Einsatz von additiv gefertigten weichmagnetischen Werkstoffen in permanenterregten Synchronmaschinen sowie die allgemeine praktische Implikation der erarbeiteten Ergebnisse diskutiert.

7.1 Qualifizierung der Werkstoffe für die additive Fertigung

Die Qualifizierung der Werkstoffe wird unterteilt in Pulveranalyse und Parameterentwicklung.

Pulveranalyse

Die Pulveranalyse der vier Ausgangspulver hat gezeigt, dass eine Charakterisierung des Ausgangsmaterials entscheidend für einen erfolgreichen Druckprozess ist. Die Qualität der Pulver variiert stark, auch bei der Beschaffung über etablierte Pulverlieferanten. Dies wurde 2015 durch Aboulkhair et al. bei einem Vergleich zweier Pulverlieferanten für AlSi10Mg in Bezug auf Pulvermorphologie und Legierungszusammensetzung gezeigt und ist noch immer ein Problem in der additiven Fertigung. [99] Bei der Pulveranalyse ist nicht nur die grundsätzliche Verarbeitbarkeit des Pulvers entscheidend, welche beispielsweise über die Fließfähigkeit bestimmt wurde. Bei der Produktion mit additiven Verfahren ist auch die Konstanz der Pulvereigenschaften entscheidend, da eine Variation im Ausgangsmaterial, wie beispielsweise der Partikelgrößenverteilung, einen Einfluss auf die durchgeführten Parameterstudien hat. Bei Abweichungen von der Pulvercharge für die Parameterstudien zu Chargen für die nachfolgende Produktionen mit dem Pulver müssen daher die Parameter erneut kontrolliert und gegebenenfalls angepasst werden. Nach allgemeinem Verständnis ist ausschlaggebend, dass Pulver für die additive Fertigung sphärisch sind, wenig Poren und eine enge Partikelgrößenverteilung mit geringem Feinanteil (Pulverpartikel kleiner als 10 µm) aufweisen und möglichst wenig Unregelmäßigkeiten wie Satelliten auf den Pulverpartikeln zeigen. Die Kombination dieser Eigenschaften führt zu einer guten Fließfähigkeit und guter Verarbeitbarkeit mit dem SLM-Verfahren, solange das Pulver gleichzeitig eine geringe Feuchtigkeit aufweist.

Beim optischen Vergleich der Pulverchargen untereinander sind deutliche Unterschiede erkennbar. Während FeSi3 Charge 2 die gewünschten Eigenschaften aufweist, mit guter Sphärizität, wenig Satelliten und enger Partikelgrößenverteilung, sind bei den anderen Pulvern unförmige Partikel mit vielen Satelliten (FeCo50), hohe Feinanteile (FeSi6,5), und eine Kombination von hohen Feinanteilen, unförmigen Partikeln und Satelliten (FeSi3 Charge 1) zu erkennen. Dies wurde auch durch die Messungen der Partikelgrößenverteilungen bestätigt. Während dies für den Druckprozess ungewünscht ist, bietet es die Möglichkeit den Einfluss der unterschiedlichen Pulvereigenschaften zu vergleichen. Das Pulver aus FeSi3 Charge1, welches die schlechten Einflüsse kombiniert, bestätigt deren Einfluss auf die

Fließfähigkeit. Bei der Bestimmung des Lawinenwinkels wurde ein Winkel von $47,9^\circ$ erreicht, bevor es in Agglomeraten herunterbrach. Ein Fließen des Pulvers war nicht zu beobachten. Auch die hohe Standardabweichung von 12,7 zeigt, dass das Verhalten des Pulvers nicht mehr zu prognostizieren ist und Agglomerationen unter unterschiedlichen Winkeln unterbrechen. Bei dem Versuch der Verarbeitung mit dem SLM-Verfahren war es nicht möglich, eine gleichmäßig über die Bauplattform verteilte Schicht Pulver abzulegen. FeSi3 Charge 2 weist, wie aufgrund der REM-Aufnahmen zu erwarten war, mit $30,4^\circ$ den geringsten Lawinenwinkel auf. Auffällig ist FeSi6,5, welches einen sehr hohen Feinanteil und in der Folge eine weite Partikelgrößenverteilung aufweist. Trotz der Einflüsse hat es einen guten Lawinenwinkel von $35,2^\circ$ erreicht. Auch bei den anschließenden Druckversuchen führte der hohe Feinanteil zu keinen Komplikationen bei der Verarbeitung. Eine Erklärung kann die zweite Spitze in der Partikelgrößenverteilung sein. In neuen Studien wurde gezeigt, dass bimodale Pulververteilungen vorteilhaft für das Fließverhalten sein können. Coe et al. zeigen, dass die Packungsdichte bei bimodalem Pulver höher ausfällt als bei gewöhnlichen Verteilungen. Farzadfar et al. zeigen einen negativen Effekt beim Beimischen geringer Mengen groben Pulvers, aber einen positiven Effekt ab 60 Vol.-%. [100, 101] Bimodale Pulver sind aber noch nicht ausreichend erforscht, um eine eindeutige Schlussfolgerung zu ziehen. Für FeCo50 lässt sich der Lawinenwinkel von $41,0^\circ$ durch die große Anzahl an Satelliten erklären, aufgrund welcher die Pulverpartikel sich ineinander verhaken und in der Folge sich die Fließfähigkeit deutlich reduziert. Trotz des hohen Lawinenwinkels folgten aber bei der anschließenden Verarbeitung mit dem SLM-Verfahren keine Komplikationen. Es zeigt sich also, dass bei der Lawinenwinkels zur Bestimmung der Fließfähigkeit und der grundsätzlichen Verarbeitbarkeit mittels des SLM-Verfahrens verwendet werden kann. Die Grenze für den Winkel, bei welchem die Verarbeitbarkeit gewährleistet werden kann, ist abhängig vom verwendeten Drucker, da das Pulver auf unterschiedliche Weisen gefördert und verteilt wird. Für den verwendeten Drucker SLM 280 2.0 von SLM Solutions können Pulverchargen mit einem Winkel unter 41° eingesetzt werden, während Pulverchargen mit Winkeln ab 48° Probleme während des SLM-Verfahrens verursachen.

Die Messungen der chemischen Zusammensetzung an Pulver aus FeSi3 Charge 2 und den Prüfkörpern der Wärmebehandlung für alle drei Materialien haben gezeigt, dass die chemischen Zusammensetzungen von den angefragten Zusammensetzungen abweichen. Dies bestätigt wiederum, dass eine ausgiebige Untersuchung des gelieferten Pulvers entscheidend für die Produktion mit der additiven Fertigung ist. Die Schlussfolgerung aus der Analyse ist daher eine Notwendigkeit für eine andauernde Qualitätskontrolle des gelieferten Pulvers.

Parameterentwicklung

Die durchgeführten Parameterstudien hatten das Ziel Parametersätze zu finden mit welchen die jeweiligen Materialien poren- und rissfrei verarbeitet werden können. Abbildung 39 zeigt den Zusammenhang von Porenform und Energieeintrag für FeSi3. Es wird der Zusammenhang bestätigt, dass bei einem zu geringen Energieeintrag

„Lack-of-Fusion“-Poren, bei einem zu hohen Energieeintrag Gasporen auftreten. [75, 76] Nicht alle Parametersätze korrelieren so gut mit der Theorie, sodass auch bei Proben mit einer Energiedichte unterhalb des gewählten Parametersatzes Gasporen und bei Proben mit einer Energiedichte oberhalb des gewählten Parametersatzes „Lack-of-Fusion“-Poren auftreten. Gasporen unterhalb der optimalen Energiedichte können unter anderem durch Poren im Pulver, herbeigeführt werden. Weiterhin können beide Porenarten über Unregelmäßigkeiten in der Scanstrategie, wie beispielsweise spitz zulaufende Dreiecke, erklärt werden, welche zu einem Unterschied zwischen dem allgemeinen und dem lokalen Energieeintrag führen. Martin et al. zeigen, dass eine in Poren resultierende Energiespitze im Kehrpunkt der Scanstrategie liegen kann, wenn zum Beispiel die Mäanderstrategie verwendet wird. [102] Für FeSi3 erreichen 10 der 35 Proben eine relative Dichte größer 99.8 %, was die gute Verarbeitbarkeit zeigt. Der Werkstoff hat ein großes Prozessfenster, in welchem eine hohe relative Dichte erreicht wird. Trotz Schwankungen im Prozess, wie beispielsweise einer Reduzierung des Schutzgasstromes, können poren- und rissfreie Bauteile gedruckt werden.

Die Ergebnisse für FeCo50 zeigen „Lack-of-Fusion“-Poren als das dominante Erscheinungsbild (siehe Abbildung 40). Allgemein deuten „Lack-of-Fusion“-Poren auf eine Parameterstudie hin, bei welcher die Grenzen für die Energiedichte zu niedrig gesetzt sind. Auffällig ist aber, dass in diesem Fall die Poren auch bei hohen Energiedichten auftreten und im mittleren Bereich von 70 – 83 J/mm³ in der Summe der Fläche am geringsten ausfallen. Der typische Zusammenhang zwischen „Lack-of-Fusion“-Poren und Energiedichte, wie er auch bei FeSi3 beobachtet wurde, kann hier also nicht festgestellt werden. Zudem treten regelmäßig verteilte „Lack-of-Fusion“-Poren auf, wenn der Spurbreitenabstand zu groß gewählt wird. In dem Fall überlappen die Laserbahnen nicht genügend und der Energieeintrag zwischen den Laserbahnen ist nicht ausreichend. Eine solche Regelmäßigkeit in den Schlibbildern oder eine Abhängigkeit der relativen Dichte vom Spurbreitenabstand in den Messwerten ist aber nicht zu beobachten. Weiterhin ist auch keine Abhängigkeit der relativen Dichte von der Laserenergie oder der Lasergeschwindigkeit zu beobachten. Der hier vorliegende Faktor für unregelmäßige Poren über alle Energiedichten kann durch eine geringe Packungsdichte des Pulverbettes in Folge der schlechten Fließfähigkeit vom FeCo50 Pulver erklärt werden. Die Fließfähigkeit war ausreichend für das Fördern und schichtweise Auftragen von Pulver, die Satelliten auf der Pulveroberfläche verhindern aber ein dicht gepacktes Pulverbett. Beobachtet wird allgemein eine Variation von etwa 55 % Packungsdichte für eine dichte Packung und bis zu 40 % Packungsdichte bei schlecht gepackte Pulverbetten. Die Folge von geringen Packungsdichten ist ein ungleichmäßiges Schmelzbad, da der Energieeintrag nicht gleichmäßig vom Pulverbett aufgenommen wird. Als Resultat entstehen ungleichmäßig geformte Poren, welche bei zu geringen sowie bei zu hohen Energiedichten auftreten können und aufgrund des ungleichmäßigen Schmelzbades bei allen Energiedichten nur begrenzt vollständig verhindert werden können. Die Parameterstudie zeigt also erneut, dass eine Qualitätsanalyse des Pulvers notwendig ist für einen stabilen Druckprozess. Insgesamt wurden für FeCo50 aber sehr gute Ergebnisse erzielt. 21 von 35 Proben

weisen eine relative Dichte von 99,8 % oder höher auf, was wie bei FeSi₃ ein großes Prozessfenster für den Werkstoff zeigt.

Vor dem Hintergrund der Sprödhheit und Rissanfälligkeit von FeSi_{6.5} zeigen die Parameterstudien den erwarteten Zusammenhang zwischen Energiedichte und Materialeigenschaften. Bei geringem Energieeintrag dominieren „Lack-of-Fusion“-Poren, wie in den Querschnittsbildern zu sehen ist (siehe Abbildung 42 Proben 18 und 31). Bei zunehmendem Energieeintrag können die „Lack-of-Fusion“-Poren vollständig vermieden werden und der dominierende Defekt ist die Rissanfälligkeit. Auch die Wahl der Schachbrett-Scanstrategie zum Reduzieren der Eigenspannungen ist nicht ausreichend, um dies zu verhindern. Bei einer weiteren Erhöhung der Energiedichte treten zusätzlich zu den Rissen vermehrt Gasporen auf (siehe Abbildung 44 Probe 21). Die Grenzwerte für die Parameterstudien waren demnach korrekt gewählt. Auch wenn zunächst ein Parametersatz gefunden werden konnte, bei welchem scheinbar riss- und porenfrei gefertigt werden konnte (Parameterstudie B, Probe 12), zeigen die Parameterstudien, dass das Prozessfenster, in welchem erfolgreich gedruckt werden kann, sehr eng ist. Dies kann bei einer Änderung der vielen Randbedingungen im SLM-Verfahren, wie beispielsweise der Bauteilgeometrie, zu einem instabilen Prozess und Rissen oder Poren führen. Die Rissanfälligkeit ist allgemein durch eine Kombination aus der Versprödung des Materials und den Eigenspannungen in Folge der hohen thermischen Gradienten beim SLM-Verfahren zu erklären. Der genaue Einfluss ist noch nicht endgültig geklärt, aber die Versprödung wird grundsätzlich den in Kapitel 2.1.2 erläuterten Ordnungsmechanismen zugeschrieben. Während die D₀₃ Phase für die guten weichmagnetischen Eigenschaften verantwortlich ist, wird durch die Ordnungsmechanismen ein Versetzungsgleiten blockiert, was zu Eigenspannungen und in der Folge zu Rissen führt.

Der Ansatz bei der Verarbeitung von FeSi_{6,5} mit dem SLM-Verfahren war es, die Ordnungsmechanismen durch die hohen Abkühlraten zu unterdrücken und nach der Endbearbeitung des Materials durch eine geeignete Wärmebehandlung wieder einzustellen. Garibaldi et al. verfolgten einen vergleichbaren Ansatz und zeigen, dass die Ordnungsphasen unter 830°C thermisch stabil sind. Bei genauerer Betrachtung zeigt sich aber, dass Garibaldi et al. sowie auch Goll et al. die erfolgreiche Verarbeitung von FeSi_{6,5} nur an Körpern mit geringen Volumen und geringen Bauhöhen demonstrieren konnten. [83, 84] Bei den Versuchen in diesem Projekt wurden ebenfalls zunächst rissfreie Würfel mit vergleichbaren Volumen gefertigt, anschließend konnten dünnwandige und großvolumige Körper aber nicht rissfrei gefertigt werden (siehe Abbildung 45). Erklärt werden kann dies über das Anhäufen von Eigenspannungen in größeren Bauteilen, vor allem in Folge der Temperaturhistorie mit dem häufigen Wiederaufwärmen und Wiederaufschmelzen tiefer liegender Schichten und benachbarter Schweißbahnen (siehe Kapitel 2.2.2). Ein weiterer Faktor ist das Aufheizen der Versuchskörper, infolgedessen die Temperaturgradienten geringer ausfallen und die Ordnungsmechanismen nicht unterdrückt werden können. Dies zeigen auch die Ergebnisse der magnetischen Prüfung. Nur leichte Verbesserungen können durch eine Wärmebehandlung für FeSi_{6,5} erreicht werden, was zeigt, dass das Material bereits in Ordnungsphasen vorliegt. Auch in dünnwandigen Strukturen ist

die Wärmeabführung aufgrund des Querschnittes reduziert. Aufgrund der geometrischen Einschränkungen ist der durchgeführte Ansatz nicht skalierbar für das SLM-Verfahren.

Der Einsatz der Bauraumheizung verfolgt einen anderen Ansatz. Anstelle von hohen Abkühlraten zur Unterdrückung der Ordnungsmechanismen werden die Abkühlraten gezielt reduziert. Über das Einstellen einer Temperatur im Bauraum von 700 °C wurden so auch die für die Risse kritischen Eigenspannungen so weit reduziert, dass ein Reißen der Bauteile vermieden wurde. Das Material liegt nach dem Prozess in der B2 und D0₃ Phase vor. Die durchgeführten Versuche zeigen das erfolgreiche Reduzieren der Eigenspannungen. Mithilfe der Bauraumheizung konnten großvolumige Bauteile und dünnwandige Strukturen problemlos gefertigt werden. Im Gegenzug hat der vorherige Ansatz die Ordnungsmechanismen zu unterdrücken den Vorteil, dass eine Nachbearbeitung der Bauteile vor der Wärmebehandlung und der damit verbundenen Versprödung durchgeführt werden kann. Nach der Prozessroute über die Bauraumheizung müssen die Bauteile im spröden Zustand nachbearbeitet werden.

Bei der Betrachtung beider Ansätze sind die Ergebnisse der Parameterstudie mit 30 µm anstelle von 50 µm Schichtdicken interessant. Das Ziel Ordnungsmechanismen zu unterdrücken und Eigenspannungen zu reduzieren wurde durch eine geringere Schichtdicke realisiert. Infolge der geringen Schichtdicke wird der lokale Energieeintrag reduziert, da eine geringere Menge Pulverpartikel vom gleichen Laserspot aufgeschmolzen werden muss. In der Folge wird die Ausdehnung des Schmelzbades reduziert, was zu einer schnelleren Abkühlung und damit der Unterdrückung von Ordnungsmechanismen führt. Weiterhin werden durch den geringeren Energieeintrag Eigenspannungen reduziert. Bei einer Reduzierung der Schichtdicke von 50 µm auf 30 µm konnte in den durchgeführten Versuchen aber keine Reduzierung der Rissanfälligkeit festgestellt werden. Eine Begründung hierfür lässt sich zunächst nicht finden. Eventuell können Messungen der Eigenspannungen und der Phasenanteile Aufklärung geben.

Die Parameterstudie zur Optimierung der Oberflächenrauigkeit von überhängenden Oberflächen für FeSi₃ zeigt den positiven Effekt von geringeren Energiedichten für oberflächennahe Schweißbahnen. Gerade bei den Überhängen ist der positive Effekt des geringeren Energieeintrages über die Tiefe des Schmelzbades zu erklären. Durch tiefere Schmelzbäder liegt zum einen ein ungleichmäßigeres Schmelzbad vor, zum anderen werden mehr Pulverpartikel an die Oberfläche gesintert, was wiederum die Rauigkeit erhöht. Bei der Optimierung von vertikalen Oberflächen hat sich gezeigt, dass vor allem der Spurbreitenabstand ausschlaggebend für die resultierende Rauigkeit ist. Dabei ist die Scanstrategie ausschlaggebend. Da die Hüllenbahnen von außen nach innen gescannt wurden, wird beim Scannen der innen liegenden Laserbahn die außenliegende Bahn teilweise erneut aufgeschmolzen, was die Oberflächenqualität senken kann. Über die zusätzlich eingebrachte Wärme haften zudem weitere Pulverpartikel an der Oberfläche an. Dies erklärt auch, warum die

Ergebnisse einen negativen Einfluss bei einer Überlappung der Hüllenbahnen mit dem Kern zeigen, da die Laserbahnen des Kerns den gleichen Effekt herbeiführen.

Die Parameterstudien haben die Forschungshypothese nicht bestätigen können, dass FeSi_{6,5} im Gegensatz zu herkömmlichen Herstellungsverfahren mit dem üblichen SLM-Verfahren verarbeitbar ist. Über eine Weiterentwicklung des Systems kann die Verarbeitbarkeit aber ermöglicht werden und die Potentiale von FeSi_{6,5} können genutzt werden. Für FeSi₃ und FeCo₅₀ haben die Parameterstudien eine sehr gute Verarbeitbarkeit zeigen können.

7.2 Wärmebehandlung und magnetische Prüfung

Bei den Gefügen im Ausgangszustand weist vor allem FeCo₅₀ eine für das SLM-Verfahren übliche feinkörnige Mikrostruktur auf. Es sind in einem Halbkreis angeordnete kolumnare Körner vorzufinden, wobei der Mittelpunkt des Halbkreises den Mittelpunkt des Schmelzbades darstellt. Auch bei der Wärmebehandlung zeigt FeCo₅₀ das erwartete Verhalten. Bei etwa 1000 °C ist eine Rekristallisation zu beobachten, nach welcher das kolumnare Gefüge in ein globulitisches Gefüge umgewandelt wird. Li et al. zeigen eine nahezu vollständige Rekristallisation von FeCo-2V bei einer Temperatur von 750 °C, allerdings an kaltgewalzten Blechen, welche zusätzliche innere Energie in Form von Versetzungen und Eigenspannungen durch die Verformungen speichern. Die resultierende Mikrostruktur ist vergleichbar. [103, 104]

FeSi₃ weist keine für das SLM-Verfahren typische Mikrostruktur auf. Eindeutig zu erkennen sind die Schweißbahnen des SLM-Prozesses, welche innerhalb der Schweißbahnen einzelne große Körner geformt haben. Die Körner liegen über mehrere Millimeter übereinandergelegt vor, was erstaunlich ist, da im Prozess die Scanstrategie mit jeder Schicht um 69° rotiert wurde. Die Versuche wurden wiederholt, resultierten aber in dem gleichen Ergebnis. Einen ähnlichen Effekt zeigen Richter et al. am Beispiel von Fe₁₆Cr₆Mn₉. Die Legierung liegt in kubisch flächenzentrierter Gitterstruktur vor und durchläuft keine Phasenumwandlung, welche die Rekristallisation, unter anderem anhand von Keimbildung an Defekten und Korngrenzen und Energie aus Versetzungen, fördert. [105] Die resultierende Mikrostruktur ist vergleichbar mit der für FeSi₃. Dies erklärt auch die ausgeprägten Körner für FeSi₃, welches in kubisch raumzentrierter Form vorliegt und bei der Abkühlung keine Phasenumwandlung durchläuft. Das gleich gilt auch für die Wärmebehandlung von FeSi₃. Bei 1200 °C und 2 Stunden Haltedauer ist keine Rekristallisation festzustellen. Auch hier wird keine Phasenumwandlung durchlaufen. Dies wird weiterhin durch die duktilen Eigenschaften von FeSi₃ begünstigt.

Die Kornstruktur für FeSi_{6,5} ist, für das SLM-Verfahren nicht untypisch, kolumnar in Baurichtung. Allerdings zeigt der Vergleich zu Goll et al. sowie Garibaldi et al. für beide Gruppen ein feinkörnigeres Gefüge als in der vorliegenden Auswertung. Das feinkörnigere Gefüge resultiert aus höheren Abkühlraten, was auch das erfolgreiche Unterdrücken der Ordnungsmechanismen erklärt. Die höheren Abkühlraten werden über kleinere Bauteildimensionen erreicht. Auffällig ist, dass Goll et al. in einer zweiten Charge FeSi_{6,5} die Legierung aus reinem Fe-Pulver und FeSi₅₀-Pulver mischen. In diesem

Fall ist die Mikrostruktur sehr ähnlich zu der in den vorliegenden Versuchen resultierenden Mikrostruktur mit dem beobachteten grobkörnigen Gefüge. Eine Erläuterung oder weitere Arbeiten zu gemischten Siliziumanteilen konnten aber nicht gefunden werden. [83, 84, 106] Die Wärmebehandlung von FeSi_{6,5} zeigt einen stufenweisen Rekristallisationsvorgang. Zunächst liegt ab 900 °C eine teilweise Rekristallisation vor, bei 1100°C liegt dann eine vollständige Rekristallisation des Gefüges vor. Die teilweise Rekristallisation bei 900°C ist die Folge von einer Anhäufung lokaler Versetzungen und Eigenspannungen in Folge des spröden Materials. Vergleichbar zu den kaltgewalzten FeSi₃ Blechen, ist in Bereichen mit hoher Versetzungsdichte die aus der Temperatur benötigte Energie für eine Rekristallisation geringer und das Material rekristallisiert bei 900 °C. In Bereichen mit weniger Versetzungen ist eine höhere Energieeinbringung notwendig und das Material rekristallisiert bei 1100 °C. Die hohe Versetzungsdichte entsteht bei additiv verarbeitetem Material aufgrund der zuvor erwähnten zyklischen Temperaturhistorie infolge des schichtweisen Aufbaus, welche aufgrund der Wärmeausdehnung wie eine zyklische Ermüdung erscheint. Weiterhin zeigen Sonis et al., dass eine hohe Dichte an Kleinwinkelkorngrenzen einen Anstieg der inneren Energie bewirkt, und bei einem ungleichmäßigen Gefüge zu lokaler Rekristallisation führen kann. [107] Im Anschluss an beide Rekristallisationsvorgänge ist das erwartete Kornwachstum zu sehen, wobei vereinzelte Bereiche mit feinem Gefüge erhalten bleiben. Die resultierende Kornstruktur mit Durchmessern bis zu 956 µm sowie auch die Bereiche mit feinerem Gefüge sind ebenfalls bei Goll et al. sowie Garibaldi et al. nach Wärmebehandlungen bei 1150°C zu beobachten. [83, 84]

Die Sättigungsflussdichte ist vor allem abhängig von der Legierungszusammensetzung. Wie in Abbildung 53 dargestellt, hat die Wärmebehandlung großen Einfluss auf den ersten Abschnitt der Neukurve, allerdings keinen Einfluss auf die Sättigungsflussdichte. Allgemein haben die Kornstruktur, Versetzungen und Eigenspannungen nur einen begrenzten Einfluss auf die Sättigungsflussdichte, was, solange beim selektiven Laserschmelzen Rissfreiheit und eine hohe relative Dichte erreicht wurde, der Hauptunterschied zwischen additiv gefertigten und anderweitig geformten Materialien ist. In der Folge erreichen die Materialien die erwarteten Sättigungsflussdichten. Die gemessenen Werte für FeSi₃ und FeSi_{6,5} entsprechen den in Abbildung 18 dargestellten Literaturwerten für klassisch verarbeitete Eisen-Silizium Legierungen. Für FeCo₅₀ konnten die Ringkerne aufgrund der zuvor beschriebenen Grenzen des Messaufbaus nicht in die Sättigung gebracht werden. Die Kurven deuten jedoch auf den erwarteten Verlauf hin.

Bei den Verlusten wird der Einfluss der Leitfähigkeit, vor allem in Zusammenhang mit den fehlenden Isolierschichten, deutlich. FeCo₅₀ mit der höchsten Leitfähigkeit hat bereits bei 50 Hz und 1 T Verluste von 71,3 W/Kg im wärmebehandelten Zustand. Weiterhin ist zu erkennen, dass FeSi_{6,5} aufgrund der schlechteren Leitfähigkeit als FeSi₃ auch bessere Ergebnisse mit geringeren Verlusten aufweist. Während bei geringen Frequenzen vor allem Hystereseverluste auftreten, also Verluste in Folge der Blochwandverschiebungen, werden bei höheren Frequenzen Wirbelstromverluste dominant, wie an FeCo₅₀ zu erkennen ist. Die Hystereseverluste sind von der

Wärmebehandlung abhängig, da Korngrenzen, Versetzungen und Eigenspannungen die Blochwandverschiebungen behindern. Wirbelstromverluste sind hauptsächlich von der Leitfähigkeit und damit von der Legierung abhängig. Die hier verwendeten Wärmebehandlungen haben einen geringen Einfluss auf die elektrische Leitfähigkeit, was die geringen Unterschiede zwischen den Materialien im Ausgangszustand und im wärmebehandelten Zustand erklärt. Die erreichten Werte von 9,4 W/Kg im Ausgangszustand und 7,7 W/Kg im wärmebehandelten Zustand liegen höher als die 4,3 W/Kg und 2,2 W/Kg von Garibaldi et. al für FeSi_{6,9} sind aber vergleichbar mit den 6,5 W/Kg im wärmebehandelten Zustand von Goll et. al für FeSi_{6,7}. Eine Erhöhung des Siliziumanteils erhöht auch den elektrischen Widerstand weiter, was die geringeren Verluste, vor allem bei Garibaldi et. al, erklärt. Neben der leichten Abweichung bei den Legierungen wurden zudem kleinere Ringkerne mit geringerem Querschnitt verwendet, was die Wirbelströme reduziert. Garibaldi et. al verwenden einen mittleren Durchmesser von 22 mm und 16 mm² Querschnitt, Goll et. al Ringkerne mit 30 mm mittlerem Durchmesser und 25 mm² Querschnitt.

Die Permeabilität ist stark von Gefüge und Eigenspannungen sowie von den Verlusten abhängig. Wirbelstromverluste treten in Folge von Induktionsströmen auf, welche grundsätzlich der Entstehungsursache entgegenwirken. In der Folge wird die Magnetisierung „behindert“, was zu einer geringeren maximalen relativen Permeabilität führt. Die Folge ist in Abbildung 55 zu erkennen. Der Einfluss der Wirbelströme ist an FeCo₅₀ zu sehen. Für geblechtes FeCo₅₀ wird eine relative Permeabilität bis 8000 erwartet. [108] Aufgrund der guten Leitfähigkeit und fehlenden Isolierung wurde mit den additiv gefertigten Ringkernen, selbst im wärmebehandelten Zustand, allerdings nur ein Maximalwert von 548 erreicht. Bei FeSi₃ und FeSi_{6,5} ist die deutliche Steigerung der Permeabilität in Folge der Wärmebehandlung zu erkennen. Beide Materialien weisen in Folge vom Kornwachstum und der Reduzierung der Eigenspannungen eine Steigerung der maximalen relativen Permeabilität auf. Bei FeSi₃ wurde die maximale relative Permeabilität bei 10 Hz von 1636 auf 4095 gesteigert, während bei FeSi_{6,5} eine Steigerung von 3401 auf 8171 erreicht wurde. Der Prüfaufbau ermöglicht nur Messungen bis 10 Hz, sodass maximale quasistatische Permeabilität nicht ermittelt werden konnten. Die Ergebnisse zeigen aber dennoch erneut das hohe Potential von FeSi_{6,5}. FeSi₃ liegt im Vergleich zur Materialübersicht von Fiorillo et. al innerhalb der Literaturwerte für nicht-orientiertes Elektroblech, welches mit $\mu_{r,max}$ von 3000 bis 10000 angegeben wird. Kornorientiertes Elektroblech mit 3 ma-% Silizium erreicht ein $\mu_{r,max}$ von 15000 bis 80000. [52]

Der abschließende Vergleich der Koerzitivfeldstärken zeigt den gleichen Verlauf wie bei den vorigen Ergebnissen. FeSi_{6,5} im wärmebehandelten Zustand weist die geringste Koerzitivfeldstärke auf und liegt im Bereich der zuvor zitierten Literatur. Auch die Werte für FeSi₃ sind im Bereich der Literatur für additiv Fertigung, wobei FeCo₅₀ aufgrund der Wirbelströme wieder als Ausreißer vorliegt. Nach Fiorillo et. al liegen diese für FeCoV im Bereich von 30 A/m bis 100 A/m. [52, 83, 84, 89]

Die magnetische Prüfung belegt die Hypothese des großen weichmagnetischen Potentials von FeSi_{6,5}. Abgesehen von der Sättigungsflussdichte ist FeSi_{6,5}

vorteilhaft gegenüber FeSi3 in allen weichmagnetischen Eigenschaften, teilweise um ein Vielfaches. Die hohe Leitfähigkeit von FeCo50 muss für gute weichmagnetische Eigenschaften durch Isolierschichten unterdrückt werden.

7.3 Mechanische Prüfung

An den Ergebnissen der Zugversuche von FeSi3 wird deutlich, dass die Orientierung der Proben einen Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften, wie in diesem Fall die Zugfestigkeit, hat. Horizontal ausgerichtete Proben weisen die höchsten, vertikal ausgerichtete Proben die geringsten Zugfestigkeiten auf. Dies ist über das durch das SLM-Verfahren erzeugte anisotrope Gefüge, sowie die Orientierung der Laserbahnen oder des Scan-Musters und die auftretenden Defekte zu erklären.

Ein Großteil der Defekte im SLM-Verfahren tritt an der unteren Grenze des Schmelzbades auf. Hierzu zählen Gasporen und „Lack-of-Fusion“-Poren (siehe Abbildung 24) sowie Mikrorisse in Form von Erstarrungs- und Seigerungsrisse aus der Gruppe der Heißrisse (siehe Lippold [78]). Trotz der Parameterstudie lassen sich, unter anderem aufgrund wechselnder Geometrien und thermischen Beanspruchungen, Defekte nicht vollständig verhindern. In der Folge sind die resultierenden Defekte in einer horizontalen Ebene an der unteren Grenze der jeweiligen Schmelzbäder vorzufinden. Die aus den einzelnen Schweißbahnen entstehenden Schichten sind also teilweise durch Poren und Mikrorisse voneinander getrennt. Diese Ansammlung in einer Ebene führt zu Ansammlungen von Spannungen und zudem zu einer vereinfachten Rissausbreitung, wenn die Defektebene orthogonal zur Zugspannung liegt, wie es bei vertikalen Zugproben der Fall ist. Bei Betrachtung der Bruchfläche ist dies stellenweise an einer groben Wellenstruktur in der Rissoberfläche zu erkennen, wobei die Wellen die Unterseite der Schmelzbahnen widerspiegeln. Bei horizontalen Zugproben verlaufen die Ebenen mit Defekten in Zugrichtung und haben einen geringeren Einfluss. Weiterhin haben die unterschiedlichen Oberflächenrauigkeiten Einfluss auf die Zugfestigkeit. Werden wie in diesem Fall Proben „As-Built“, also ohne Nachbearbeitung, verwendet, weisen horizontal gedruckte Proben in Folge des SLM-Verfahrens eine glattere Oberfläche im Vergleich zu vertikal gedruckten Proben auf. In der Folge steigt die Wahrscheinlichkeit für eine Rissinitiierung an der Oberfläche von vertikalen gedruckten Proben. Die Schmelzbäder im SLM-Verfahren entsprechen den Laserbahnen der Scan-Strategie. Auch hier wird ein Unterschied zwischen horizontalen und vertikalen Ausrichtungen deutlich. Die Schmelzbahnen liegen in unterschiedlichen Orientierungen entlang der X/Y-Ebene. Für vertikale Proben bedeutet dies, dass die Schmelzbahnen horizontal in der Zugprobe liegen und in Richtung des Rissverlaufes liegen. Die Schmelzbadgrenzen begünstigen also die Rissausbreitung. In horizontalen Proben liegen die Schmelzbahnen zum Großteil vertikal in der Zugprobe und orthogonal zur Rissausbreitung.

Der Vergleich vom Ausgangszustand zum wärmebehandelten Zustand für FeSi3 zeigt, dass durch die Wärmebehandlung in allen Orientierungen die Zugfestigkeit gesenkt

und die Bruchdehnung erhöht wird. Dies ist ein auch außerhalb der additiven Fertigung bekannter Zusammenhang.

FeSi_{6,5} weist eine hohe Zugfestigkeit auf, bei aber gleichzeitig fast nichtexistierender Bruchdehnung. Auffällig ist hier vor allem der geringe Unterschied zwischen FeSi_{6,5} im Ausgangs- und im wärmebehandelten Zustand. Dies wird über den Einsatz der Bauraumheizung erklärt, bei welcher die Bauteile schon eine in-situ Wärmebehandlung während des Prozesses erfahren. Das anschließende Spannungsarmglühen hat also nur einen geringen Einfluss. Das Materialverhalten ist weiterhin spröde, was die große Standardabweichung der Ergebnisse erklärt.

Grundsätzlich weist FeCo₅₀ wie zu erwarten die höchste Zugfestigkeit bei geringer Bruchdehnung auf. Aufgrund der geringen Verbreitung von additiv verarbeitetem FeCo₅₀ werden die Ergebnisse mit Studien zu Fe-49Co-2V verglichen. Die Werte sind insgesamt sehr vergleichbar: Fe-49Co-2V weist aufgrund der Zugabe von Vanadium leicht erhöhte Bruchdehnungen auf. Gleichzeitig ist die Zugfestigkeit im Vergleich zu dem additiv verarbeiteten FeCo₅₀ leicht reduziert. [39]

Torsionswechselfestigkeiten für weichmagnetische Werkstoffe sind wenig erforscht. Ferro et. al haben Messungen an warmgewalzten und wärmebehandelten Proben aus einem Eisen-Silizium-Werkstoff mit 5 ma.-% Si, 0,015 ma.-% C, 0,15 ma.-% Cu und 0,05 ma.-% Ti, sowie einem Vergleichswerkstoff ohne Silizium durchgeführt. Für den Eisen-Silizium-Werkstoff wurde eine Torsionswechselfestigkeit von etwa 343 MPa bei 5.000.000 Zyklen erreicht. Anhand der Versuchsreihe wurde zudem ein konstanter Faktor von Zugfestigkeit zu Torsionswechselfestigkeit von 0,45 ermittelt. Die Werte für die Torsionswechselfestigkeit liegen über dem für FeSi₃ gemessenen höchsten Wert von 229 MPa. Dies kann an dem höheren Siliziumgehalt und den weiteren Legierungselementen liegen. Vor allem der höhere Siliziumgehalt resultiert in höheren Festigkeiten. Bei einem Vergleich von Zugfestigkeit und Torsionswechselfestigkeit wird aber ein vergleichbarer Faktor beobachtet. Beim Mitteln der jeweils höchsten Durchläufer für die Torsionswechselfestigkeit von Voll- und Hohlproben, abgedreht und nicht abgedreht, wird für FeSi₃ eine mittlere Torsionswechselfestigkeit von 189 MPa errechnet. Im Vergleich zur Zugfestigkeit von 406 MPa liegt ein Faktor von 0,47 vor. Dies zeigt, dass die Ergebnisse zueinander stimmig sind. [109]

Auffällig ist weiterhin, dass die Voll- und Hohlproben, vor allem in Hinblick auf die getestete Probenmenge, vergleichbare Torsionswechselfestigkeiten aufweisen. Dies bestätigt die Auslegung über das polare Widerstandsmoment. Weiterhin ist der Einfluss der Oberflächenqualität deutlich zu erkennen. Auch hier zeigen beide Probenformen einen vergleichbaren Einfluss von bearbeiteter zu unbearbeiteter Oberfläche, wobei die Werte der Torsionswechselfestigkeit wie erwartet durch die Nachbearbeitung der Oberflächen deutlich steigen. Vaysette et. al zeigen ein vergleichbares Verhalten für additiv verarbeitetes Ti-6Al-4V. Zwischen Oberflächen im Ausgangszustand und nachbehandelten Oberflächen wurde hier eine Verdopplung der Torsionswechselfestigkeit beobachtet. [110]

Die abschließenden Konstruktionsbaujobs zu FeSi3 bestätigen die gute Verarbeitbarkeit. Während die Konstruktionsbaujobs so ausgelegt werden, dass bei üblichen Materialien etwa die Hälfte der Prüfkörper erfolgreich gefertigt werden, konnten mit FeSi3 alle unkritischen Prüfkörper gefertigt werden. Auch bei den kritischen Prüfkörpern wurden überdurchschnittliche Werte erreicht. Bei dünnwandigen Prüfkörpern oder dünnen Stäben wurde eine Abweichung der Mindeststärke beobachtet. Bei dünnen Strukturen besteht die Scanstrategie aus nur einer Bahn oder einem Punkt und Konturbahnen werden nicht mehr verwendet. Die Materialstärke wird also nicht über den Spurbreitenabstand eingestellt, sondern resultiert aus der Schmelzbadbreite. Sollte eine dünnere Materialstärke konstruktiv gefordert sein, muss daher das Schmelzbad über eine Reduzierung des lokalen Energieeintrages verringert werden.

Die Prüfung der mechanischen Eigenschaften und der Verarbeitbarkeit hat die Einsetzbarkeit von FeSi3 bestätigt. Während keine isotropen Eigenschaften gewährleistet werden können, erlauben die ermittelten Messwerte eine Auslegung von Bauteilen für das SLM-Verfahren. Für FeSi6,5 wurde gezeigt, dass das Material mit der Bauraumheizung zwar verarbeitbar ist, eine Auslegung von Bauteilen für das SLM-Verfahren aufgrund der Sprödeheit und hohen Standardabweichungen aber nur begrenzt möglich ist.

7.4 Praktische Implikation

Wie eingangs beschrieben, haben weichmagnetische Werkstoffe vielseitige Einsatzgebiete. Die Entwicklung neuer Materialien mit verbesserten weichmagnetischen Eigenschaften kann daher in vielen Bereichen Vorteile bringen. Eisen-Silizium-Legierungen mit Siliziumanteilen um 6,5 ma.-% Silizium zeigen eine große Verbesserung der weichmagnetischen Eigenschaften, vor allem im Vergleich zum Elektroblech. Die Verarbeitung des Materials mit der additiven Fertigung bringt aber auch Nachteile mit sich, wie die für weichmagnetische Werkstoffe entscheidende fehlende Isolierung zur Unterdrückung von Wirbelströmen. Weiterhin ist das SLM-Verfahren grundsätzlich ein langsames Herstellungsverfahren, welches mit hohen Kosten pro gefertigtem Volumen verbunden ist. Es müssen daher für eine praktische Nutzung der entwickelten Werkstoffe geeignete Anwendungsfälle identifiziert werden, welche die weiteren Vorteile der additiven Fertigung nutzen. Hierzu zählen die Designfreiheit für komplexe Geometrien, die hohe Individualisierbarkeit von Bauteilen und Leichtbau bei gleichbleibenden oder sogar reduzierten Kosten. Bei einem Vergleich der Einsatzgebiete weichmagnetischer Werkstoffe und der additiven Fertigung sind vor allem Anwendungen in der Luft- und Raumfahrt interessant, welche von Leichtbau und Funktionsintegration profitieren. Aber auch elektrische Maschinen weisen viele Eigenschaften auf, welche sie interessant für neue Werkstoffe und die additive Fertigung machen. Leichtbau ist besonders vorteilhaft bei beschleunigten Massen, wie dem Rotor, und die Designfreiheit ermöglicht neue Ansätze zum Verbessern bekannter geometrischer Einschränkungen, beispielsweise bei der magnetischen Flussführung und der Vermeidung von Rastmomenten.

Die Entwicklungen in Folge der Designfreiheit sind in Kapitel 6.2 dargestellt. Deutlich ist vor allem in Abbildung 65 zu erkennen, welche Verbesserungen im Vergleich zur Referenzmaschine erreicht werden konnten und wie die kritischen Punkte der Pohlschuhe, Oberflächen und Streustege, Rastmomente und Wirbelströme erfolgreich in die Konstruktion integriert werden konnten. Aber auch im Vergleich zu vorherigen auf die additive Fertigung ausgelegten Rotoren sind die Fortschritte deutlich zu erkennen. Abbildung 68 zeigt einen Vergleich zu vorherigen Studien permanentmagneterregter Rotoren für die additive Fertigung.

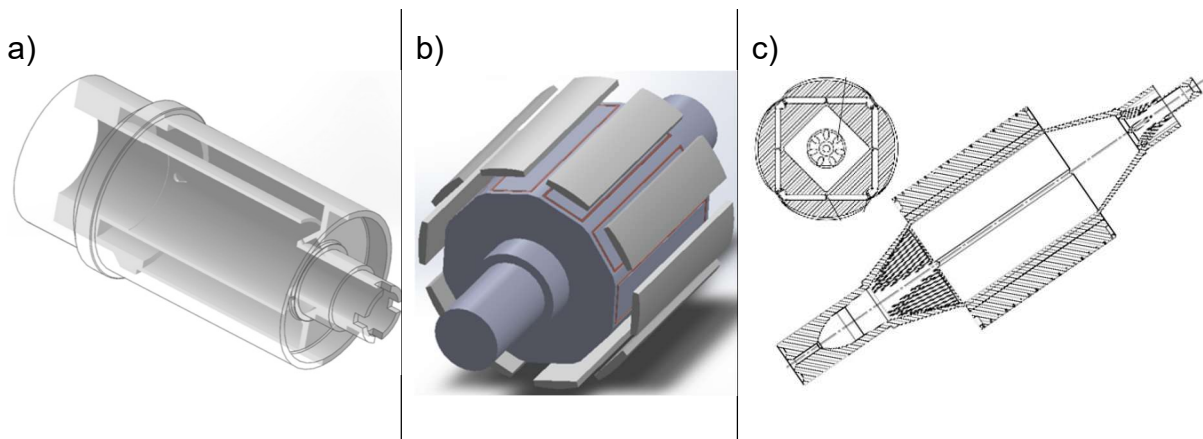


Abbildung 68: Vergleich von Rotormodellen für die additive Fertigung. a) Lammers et. al [111] b) Urbanek et. al [112] c) neu entwickelter Demonstrator [98]

Die additive Fertigung von Rotoren permanentmagneterregter Synchronmaschinen wird vor allem an den deutschen Universitäten Paderborn, Hannover und Karlsruhe erforscht und einige vielzitierte Projekte sind Vorläufer zu den hier vorgestellten Ergebnissen. Der Vergleich zeigt den Fortschritt bei der Forschung. Bei Lammers et. al wurden bereits viele Aspekte der additiven Fertigung berücksichtigt. So wurde beispielsweise das Potential für Leichtbau mit Hohlstrukturen ausgenutzt und es wurden Öffnungen zum Entfernen des losen Pulvers innerhalb der Strukturen vorgesehen. Andererseits wurden aber auch Gitterstrukturen verwendet, welche in der additiven Fertigung beliebt aber bei bekannten Krafterwirkungen üblicherweise nicht effizient sind. Die Vergleichsmodelle verwenden Oberflächenmagneten, welche auf die Oberfläche aufgeklebt und bandagiert sind. Dies ermöglicht größere gestalterische Freiheiten im Innenraum des Rotors, erhöht aber den effektiven Luftspalt und reduziert die Induktivität. [113] Weiterhin weisen einige Bereiche vermeidbare 90° Überhänge auf und als Rotormaterial wurde H13 verwendet. Bei Urbanek et. al wurde ein vergleichbares Konzept verwendet, wobei von für das Rotormaterial auf FeSi-Werkstoffe gewechselt wurde. [111, 112] Die Fortschritte bei der Konstruktion des Demonstrators sind daher deutlich. Das Neudesign des Rotordemonstrators zeigt die erfolgreiche Kombination von Funktionsoptimierung und Leichtbau. Das Gesamtgewicht des Rotors inklusive der Magnete konnte um 49,7 % reduziert werden. Die Materialeinsparungen erfolgten vor allem im Bereich der Rotorwelle, dennoch wurde auch das Trägheitsmoment um 31 % reduziert, was wiederum die Dynamik des Rotors um 9,43 % gesteigert hat. Lammers et. al erreichten mit einem neudesign eines Rotors für die additive Fertigung eine Gewichtsreduktion von 25 % und eine Reduktion des Trägheitsmomentes von 23 %, während Urbanek et. al eine Gewichtsreduktion

von 16,4 % erreichten. Beide Konzepte setzen auf Gitterstrukturen im Wellenbereich, wobei durch Hohlwellen das Gewicht weiter reduziert werden kann. [111, 112]

Die induzierte Spannung sowie das resultierende Drehmoment konnten gegenüber der Referenzmaschine um 5,25 % respektive 4,92 % gesteigert werden. Urbanek et. al haben im Vergleich zur Referenzmaschine eine teilweise deutliche Reduktion von bis zu 8 % respektive 9.1 % feststellen müssen, was eventuell auf die Konstruktion des Luftspaltes zurückgeführt werden kann. [111, 112] Wie in Kapitel 6.3 beschrieben, ist die Höhe der Rastmomente bei axial schrägen Polschuhen schwer zu beziffern, Abbildung 67 zeigt aber die deutliche Verbesserung gegenüber der Referenzmaschine. Da Rastmomente zu schwankenden Drehmomenten und unruhigem Lauf führen ist eine so Reduzierung der Momente ein klarer Vorteil durch die additive Fertigung von Rotoren.

Der Demonstrator hat die grundsätzliche Fertigbarkeit von großvolumigen FeSi₃ Bauteilen mit dem SLM-Verfahren zeigen können. Gleichzeitig hat er die Hypothese bestätigt, dass selbst mit üblichen Materialien wie FeSi₃ der Einsatz der additiven Fertigung für die Fertigung von Rotoren permanentmagneterregter Synchronmaschinen große Vorteile bringt. Bei einer Steigerung des Drehmomentes konnte gleichzeitig das Gesamtgewicht reduziert und die Dynamik gesteigert werden. Die dargestellten Ergebnisse zeigen weiterhin das Potential der entwickelten Materialien für andere industrielle Anwendungen.

8 Zusammenfassung

In den durchgeführten Arbeiten wurden mit FeCo50, FeSi3 und FeSi6,5 drei sehr interessante weichmagnetische Materialien für die additive Fertigung verglichen. Mit FeCo50 wurde das Hochleistungsmaterial verglichen, welches üblicherweise aufgrund der höheren Materialkosten ausgeschlossen wird. Mit der geringeren Relevanz von Materialkosten in der additiven Fertigung ist es ein interessantes Material für jegliche weichmagnetische Anwendungen. FeSi3 ist für niedrigfrequente Anwendungen das am weitesten verbreitete weichmagnetische Material und daher der Industriestandard im Vergleich. Mit FeSi6,5 wurde das Material mit dem größten Potential für neue weichmagnetische Materialien verglichen. Die weichmagnetischen Eigenschaften von FeSi6,5 sind denen von FeSi3 und in vielen Punkten auch denen von traditionell hergestelltem FeCo50 weit überlegen.

Für den Vergleich wurden alle Materialien für die additive Fertigung qualifiziert. Für FeSi3 und FeCo50 wurden gute Ergebnisse bei der Verarbeitung erzielt. Bei FeSi6,5 wurden die Schwierigkeiten bei der Verarbeitung mit dem SLM-Verfahren aufgezeigt. Während das Material mit dem üblichen SLM-Verfahren nicht ausreichend verarbeitbar ist, kann durch eine Weiterentwicklung des Verfahrens um eine Bauraumheizung die Verarbeitung aber ermöglicht werden. Die Analyse der Wärmebehandlungen, welche mit dem Ziel durchgeführt wurden, die weichmagnetischen Eigenschaften zu optimieren, liefert interessante Erkenntnisse zu FeSi3 und FeSi6,5. Während FeCo50 den erwarteten Verlauf von Rekristallisation und anschließendem Kornwachstum bei 1000 °C gezeigt hat, war bei FeSi3 trotz Temperaturen bis 1200 °C keine Rekristallisation festzustellen. Lediglich der Abbau von Eigenspannungen ab 800 °C konnte für die Optimierung der weichmagnetischen Eigenschaften genutzt werden. FeSi6,5 zeigte zunächst bei 900 °C eine teilweise Rekristallisation, welche über zusätzliche innere Energie aus lokalen Anhäufungen von Versetzungen zu erklären ist, und erst bei Temperaturen ab 1100 °C eine vollständige Rekristallisation mit anschließendem Kornwachstum.

Der anschließende Vergleich der Materialien untereinander resultiert in neuen Erkenntnissen für die Forschung. Die erste Erkenntnis ist, dass additiv verarbeitetes FeCo50 nach dem aktuellen Stand nicht für weichmagnetische Anwendungen geeignet ist. Dies ist vor allem auf die gute Leitfähigkeit und die damit verbundenen Wirbelstromverluste zurückzuführen. Durch eine Weiterentwicklung der Isolationsschichten, beispielsweise über Multimaterialbauweisen, kann FeCo50 in den Fokus der Forschung kommen. Mit den aktuellen technischen Möglichkeiten der additiven Fertigung ist dies nicht möglich und FeCo50 nicht für den Einsatz als weichmagnetischer Werkstoff zu empfehlen. Für FeSi3 und FeSi6,5 wurden die erwarteten Ergebnisse erzielt: FeSi3 weist auch additiv verarbeitet gute weichmagnetische und mechanische Eigenschaften auf und kann ohne Einschränkungen für den industriellen Einsatz empfohlen werden. FeSi6,5 erfüllt die hohen Erwartungen und kann die von FeSi3 erreichten weichmagnetischen Ergebnisse deutlich übertreffen. Für den Einsatz ist aber die angesprochene Weiterentwicklung des Verfahrens notwendig. Weiterhin zeigen die mechanischen

Eigenschaften von FeSi_{6,5} die Sprödhheit des Materials mit einer Bruchdehnung von unter 1 %, was je nach Anwendung ein ausschlaggebender Faktor bei der Materialauswahl sein kann.

In Folge der angewandten Methodik und der durchgeführten Versuche konnten die aufgestellten Forschungshypothesen somit weitgehend belegt werden. Als Resultat der Forschung konnte ein Rotormodell entwickelt werden, welches über konstruktive Weiterentwicklungen und den Einsatz der qualifizierten Materialien das Vergleichsmodell in vielen Aspekten entscheidend übertreffen konnte. Es wurden unter anderem das Gesamtgewicht und die Rastmomente deutlich reduziert und die Leistung erhöht. Dies zeigt das Potential für den industriellen Einsatz von additiv verarbeiteten weichmagnetischen Werkstoffen. Wie zuvor aufgezeigt sind die Einsatzgebiete hierfür vielfältig. Die erreichten Ergebnisse im Leichtbau sind vor allem für die Luft- und Raumfahrt und andere Hochleistungsgebiete interessant.

9 Literaturverzeichnis

1. BRÜGGEMEIER, Franz-Josef, 2015. *Sonne, Wasser, Wind: die Entwicklung der Energiewende in Deutschland*. Bonn: Friedrich-Ebert-Stiftung Abteilung Wirtschafts- und Sozialpolitik. ISBN 9783958612389.
2. BUNDESMINISTERIUM FÜR WIRTSCHAFT UND ENERGIE, 2023. *Zeitreihen zur Entwicklung der erneuerbaren Energien in Deutschland* [online]. Unter Verwendung von Daten der Arbeitsgruppe Erneuerbare Energien-Statistik (AGEE-Stat). 1. September 2023 [Zugriff am: 30. Mai 2024]. Verfügbar unter: https://www.bmwk.de/Redaktion/DE/Downloads/Energie/zeitreihen-zur-entwicklung-der-erneuerbaren-energien-in-deutschland-1990-2022.pdf?__blob=publicationFile&v=2
3. SCHÖNGEN, Barbara, 2022. EU-Klimapaket als vorläufiger Höhepunkt der EU-Umweltpolitik [online]. In: *Natur und Recht*, **44**(10), 674-679 [Zugriff am: 31. Mai 2024]. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10357-022-4086-5
4. LAMICHHANE, Tej N., Latha SETHURAMAN, Adrian DALAGAN, Haobo WANG, Jonathan KELLER und Parans M. PARANTHAMAN, 2020. Additive manufacturing of soft magnets for electrical machines—a review. In: *Materials Today Physics*, **15**, 100255. ISSN 25425293.
5. LACHMAYER, Roland, Rene B. LIPPERT und Thomas FAHLBUSCH, 2016. *3D-Druck beleuchtet. Additive Manufacturing auf dem Weg in die Anwendung*. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg. ISBN 9783662490563.
6. ZÄH, Michael F., 2006. *Wirtschaftliche Fertigung mit Rapid-Technologien. Anwender-Leitfaden zur Auswahl geeigneter Verfahren*. München: Hanser. Kostengünstig Produzieren. ISBN 3-446-22854-3.
7. COEY, John M.D., 2013. *Magnetism and magnetic materials*. Repr. Cambridge: Cambridge Univ. Press. ISBN 978-0-521-81614-4.
8. HAKEN, Hermann und Hans C. WOLF, 1996. *Atom- und Quantenphysik. Einführung in die experimentellen und theoretischen Grundlagen*. 6. Auflage. Berlin: Springer. Springer-Lehrbuch. ISBN 978-3-662-00143-1.
9. REINBOTH, Hermann, 1958. *Technologie und Anwendung magnetischer Werkstoffe*. Berlin: Verl. Technik.
10. WEBER, Birgit, 2014. *Koordinationschemie. Grundlagen und aktuelle Trends*. Berlin: Springer Spektrum. ISBN 978-3-642-41684-2.
11. BECKER, Richard und Werner DÖRING, 1939. *Ferromagnetismus*. Berlin, Heidelberg: Springer. ISBN 978-3-642-47112-4.
12. TEBBLE, Robert S. und Derek J. CRAIK, 1969. *Magnetic materials*. London: Wiley-Interscience. ISBN 0-471-84985-5.
13. JILES, David, 2015. *Introduction to Magnetism and Magnetic Materials*. 3. Auflage. Boca Raton: Chapman and Hall/CRC. ISBN 978-1-4822-3888-4.
14. BERMANN, Ludwig und Clemens SCHAEFER, 2005. *Lehrbuch Der Experimentalphysik. Band 6 Festkörper*. 2. Auflage. Berlin, New York: Walter De Gruyter Inc. ISBN 3110174855.
15. STREHLOW, Reinhard, 1995. *Grundzüge der Physik. Für Naturwissenschaftler und Ingenieure*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag. ISBN 3322802833.

16. KNELLER, Eckart, Alfred SEEGER und Helmut KRONMÜLLER, 1962. *Ferromagnetismus. Mit einem Beitrag Quantentheorie und Elektronentheorie des Ferromagnetismus*. Berlin, Heidelberg: Springer. ISBN 978-3-642-49129-0.
17. WELLMANN, Peter, 2019. *Materialien der Elektronik und Energietechnik. Halbleiter, Graphen, Funktionale Materialien*. 2. Auflage. Wiesbaden: Springer Vieweg. ISBN 978-3-658-26991-3.
18. V. LÖHNEYSSEN, Hilbert, 1995. Fermi-Flüssigkeiten aus stark korrelierten Elektronen. In: *Physik Journal*, **51**(10), 941-946. ISSN 00319279.
19. IVERS-TIFFÉE, Ellen und Waldemar MÜNCH, 2004. *Werkstoffe der Elektrotechnik*. 9. Auflage. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag. ISBN 978-3-519-30115-8.
20. ZUREK, Stan, 2023. *Magnetic properties of elements* [online]. *Period table of chemical elements, with magnetic properties as well as superconducting*. [Zugriff am: 2. Juni 2024]. Verfügbar unter: https://e-magnetica.pl/doku.php/file/magnetic_elements_magnetica_png
21. SCHÜLER, Karl und Kurt BRINKMANN, 1970. *Dauermagnete. Werkstoffe und Anwendungen*. Berlin, Heidelberg: Springer. ISBN 978-3-642-93003-4.
22. HORNBÖGEN, Erhard und Hans WARLIMONT, 2015. *Metalle. Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 6. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg. ISBN 978-3-662-47951-3.
23. HUBERT, Alex, 1974. *Theorie der Domänenwände in geordneten Medien*. Berlin: Springer. Lecture Notes in Physics. 26. ISBN 3-540-06680-2.
24. HELLWEGE, Karl-Heinz, 1976. *Einführung in die Festkörperphysik*. Berlin, Heidelberg: Springer. Heidelberger Taschenbücher. 34. ISBN 9783540048640.
25. CHRISTENSEN, Leif, 2019. *Robot Navigation in Distorted Magnetic Fields [Dissertation]*. Bremen: Universität Bremen.
26. DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V., 2017, *DIN EN 60404-1:2017-08, Magnetische Werkstoffe_- Teil_1: Einteilung (IEC_60404-1:2016); Deutsche Fassung EN_60404-1:2017*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, 08.2017.
27. GARIBALDI, Michele, 2018. *Laser additive manufacturing of soft magnetic cores for rotating electrical machinery: materials development and part design [Dissertation]*. Nottingham: University of Nottingham.
28. KADEN, Heinrich, 1959. *Wirbelströme und Schirmung in der Nachrichtentechnik*. 2. Auflage. Berlin Heidelberg: Springer. ISBN 978-3-662-30232.
29. ELFGEN, Silas, Paavo RASILO und Kay HAMEYER, 2020. Hysteresis and eddy-current losses in electrical steel utilising edge degradation due to cutting effects [online]. In: *Int J Numer Model*, **33**(5). Verfügbar unter: doi:10.1002/jnm.2781
30. BLECK, Wolfgang und Elvira MOELLER, 2017. *Handbuch Stahl. Auswahl, Verarbeitung, Anwendung*. München: Hanser. ISBN 9783446449619.
31. KRINGS, Andreas, Aldo BOGLIETTI, Andrea CAVAGNINO und Steve SPRAGUE, 2017. Soft Magnetic Material Status and Trends in Electric Machines [online]. In: *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, **64**(3), 2405-2414. ISSN 0278-0046. Verfügbar unter: doi:10.1109/TIE.2016.2613844
32. TIM SLATTERY, 2000. A Comparison of Molybdenum Permalloy Powder and Sendust Cores for Energy Storage Inductors. In: *Intertech's 5th International Soft*

- Magnetics Conference, "SoftMag 2000, Markets, Materials and Design Considerations for Industrial and Automotive Applications"*, Dearborn, Michigan, USA, 24.05.2000.
33. BRACHTHÄUSER, Norbert, 2012. Elektromobilität - Neue Herausforderungen an den Werkstoff Elektroband. In: *11. Umformtechnisches Kolloquium Darmstadt*, 209-216.
34. HENKE, Markus, Gerrit NARJES, Jan HOFFMANN, Constantin WOHLERS, Stefan URBANEK, Christian HEISTER, Jörn STEINBRINK, Wolf-Rüdiger CANDERS und Bernd PONICK, 2018. Challenges and Opportunities of Very Light High-Performance Electric Drives for Aviation [online]. In: *Energies*, **11**(2), 344. Verfügbar unter: doi:10.3390/en11020344
35. SUNDAR, Rajan S. und Seetharama C. DEEVI, 2004. Influence of alloying elements on the mechanical properties of FeCo–V alloys [online]. In: *Intermetallics*, **12**(7-9), 921-927. ISSN 09669795. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.intermet.2004.02.022
36. COSSALE, Marco, Andreas KRINGS, Juliette SOULARD, Aldo BOGLIETTI und Andrea CAVAGNINO, 2014. Practical investigations on cobalt-iron laminations for electrical machines [online]. In: *International Conference on Electrical Machines (ICEM)*, 1390-1395. Verfügbar unter: doi:10.1109/ICELMACH.2014.6960363
37. SCHWARZ, Karlheinz, Peter MOHN, Peter BLAHA und Jürgen KUBLER, 1984. Electronic and magnetic structure of BCC Fe-Co alloys from band theory [online]. In: *Journal of Physics F: Metal Physics*, **14**(11), 2659-2671. ISSN 0305-4608. Verfügbar unter: doi:10.1088/0305-4608/14/11/021
38. YU, Ronghai, S. BASU, Libo REN, Yang ZHANG, Ail PARVIZI-MAJIDI, Karl UNRUH und John Q. XIAO, 2000. High temperature soft magnetic materials: FeCo alloys and composites [online]. In: *IEEE Transactions on Magnetics*, **36**(5), 3388-3393. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/20.908809
39. GEORGE, Easo P., A. N. GUBBI, Ian BAKER und Lee ROBERTSON, 2002. Mechanical properties of soft magnetic FeCo alloys [online]. In: *Materials Science and Engineering: A*, **329-331**, 325-333. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0921-5093(01)01594-5
40. YU, Ronghai und Jie ZHU, 2005. Precipitation and high temperature magnetic properties of FeCo-based alloys [online]. In: *Journal of Applied Physics*, **97**(5), 53905. ISSN 0021-8979. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.1857057
41. OUYANG, Gaoyuan, Xi CHEN, Yongfeng LIANG, Chad MACZIEWSKI und Jun CUI, 2019. Review of Fe-6.5 wt%Si high silicon steel—A promising soft magnetic material for sub-kHz application [online]. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, **481**, 234-250. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmmm.2019.02.089
42. CHEN, Chih-Wen, 1977. *Magnetism and metallurgy of soft magnetic materials*. Amsterdam: North-Holland Publ. Series of monographs on selected topics in solid state physics. 15. ISBN 0 7204 0706 0.
43. LITTMANN, Martin F., 1971. Iron and silicon-iron alloys [online]. In: *IEEE Transactions on Magnetics*, **7**(1), 48-60. Verfügbar unter: doi:10.1109/TMAG.1971.1066998

44. NARITA, Kenji und Masato ENOKIZONO, 1979. Effect of ordering on magnetic properties of 6.5-percent silicon-iron alloy [online]. In: *IEEE Transactions on Magnetism*, **15**(1), 911-915. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/TMAG.1979.1060174
45. VIALA, Bernard, J. DEGAUQUE, M. FAGOT, Marcello BARICCO, Enzo FERRARA und Fausto FIORILLO, 1996. Study of the brittle behaviour of annealed Fe-6.5 wt%Si ribbons produced by planar flow casting [online]. In: *Materials Science and Engineering: A*, **212**(1), 62-68. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/0921-5093(96)10188-X
46. KIM, Kilnam, Li PAN, Junoin LIN, Yanli WANG, Zhi LIN und G. L. CHEN, 2004. The effect of boron content on the processing for Fe-6.5wt% Si electrical steel sheets [online]. In: *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, **277**(3), 331-336. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmmm.2003.11.012
47. NARITA, Kenji, N. TESHIMA, Yasuo MORI und Masato ENOKIZONO, 1981. Recent researches on high silicon-iron alloys [online]. In: *IEEE Transactions on Magnetism*, **17**(6), 2857-2862. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/TMAG.1981.1061740
48. GLEZER, Aleksandr M., I. V. MALEEVA und Alexander I. ZAKHAROV, 1985. Influence of alloy elements on the plasticity of high-silicon iron [online]. In: *Metal Science and Heat Treatment*, **27**(12), 908-912. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF00700099
49. SEIFERT, Hannes, M. JURISCH, Johannes TOBISCH und Carl-Georg OERTEL, 1991. Mechanical properties of Fe-4.5-6wt.%Si double roller ribbons [online]. In: *Materials Science and Engineering: A*, **133**, 292-296. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/0921-5093(91)90072-U
50. HERZER, Giseler, 1990. Grain size dependence of coercivity and permeability in nanocrystalline ferromagnets [online]. In: *IEEE Transactions on Magnetism*, **26**(5), 1397-1402. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/20.104389
51. CARDOSO, Rodrigo F.d.A., Luiz BRANDAO und Marco A. d. CUNHA, 2008. Influence of grain size and additions of Al and Mn on the magnetic properties of non-oriented electrical steels with 3 wt. (%) Si [online]. In: *Materials Research*, **11**(1), 51-55. Verfügbar unter: doi:10.1590/S1516-14392008000100010
52. FIORILLO, Fausto, Giorgio BERTOTTI, Carlo APPINO und Massimo PASQUALE, 2016. Soft Magnetic Materials [online]. In: *Wiley Encyclopedia of Electrical and Electronics Engineering*, 1-42. Verfügbar unter: doi:10.1002/047134608X.W4504.pub2
53. BREMEN, Sebastian, Wilhelm MEINERS und Andrei DIATLOV, 2012. Selective Laser Melting [online]. In: *Laser Technik Journal*, **9**(2), 33-38. Verfügbar unter: doi:10.1002/latj.201290018
54. Verein Deutscher Ingenieure e.V., 2014. 3405, *Additive Fertigungsverfahren*. Düsseldorf: Verein Deutscher Ingenieure e.V., 12.2014.
55. MOUSA, Alkhair A. und Meftah O. BASHIR, 2017. Additive Manufacturing: A New Industrial Revolution-A review. In: *Journal of Scientific Achievements*, **2**(3), 19-31.
56. URIONDO, Adrián, Manuel ESPERON-MIGUEZ und Suresh PERINPANAYAGAM, 2015. The present and future of additive manufacturing in

- the aerospace sector: A review of important aspects [online]. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, **229**(11), 2132-2147. ISSN 0954-4100. Verfügbar unter: doi:10.1177/0954410014568797
57. GIBSON, Ian, David ROSEN und Brent STUCKER, 2015. *Additive manufacturing technologies. 3D printing, rapid prototyping and direct digital manufacturing*. Second Edition. New York: Springer. ISBN 978-1-4939-2112-6.
58. LOUVIS, Eleftherios, Peter FOX und Christopher J. SUTCLIFFE, 2011. Selective laser melting of aluminium components [online]. In: *Journal of Materials Processing Technology*, **211**(2), 275-284. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019
59. FRAZIER, William E., 2014. Metal Additive Manufacturing: A Review [online]. In: *Journal of Materials Engineering and Performance*, **23**(6), 1917-1928. ISSN 1059-9495. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11665-014-0958-z
60. SUN, Shoujin, Milan BRANDT und Mark A. EASTON, 2017. Powder bed fusion processes [online]. In: *Laser Additive Manufacturing*, 55-77. Verfügbar unter: doi:10.1016/B978-0-08-100433-3.00002-6
61. RAVICHANDER, Bharath B., Kiriti MAMIDI, Vignesh RAJENDRAN, Behzad FARHANG, Aditya GANESH-RAM, Manjunath HANUMANTHA, Narges SHAYESTEH MOGHADDAM und Amirhesam AMERINATANZI, 2022. Experimental investigation of laser scan strategy on the microstructure and properties of Inconel 718 parts fabricated by laser powder bed fusion [online]. In: *Materials Characterization*, **186**, 111765. ISSN 10445803. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchar.2022.111765
62. YAP, Chor Y., Chee K. CHUA, Zhili DONG, Zhenbang LIU, Dan Q. ZHANG, L. E. LOH und Swee L. SING, 2015. Review of selective laser melting: Materials and applications [online]. In: *Applied Physics Reviews*, **2**(4), 41101. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.4935926
63. NGUYEN, Quy B., Mui L. S. NAI, Zhiguang ZHU, Chen-Nan SUN, Jun WEI und Wei ZHOU, 2017. Characteristics of Inconel Powders for Powder-Bed Additive Manufacturing [online]. In: *Engineering*, **3**(5), 695-700. ISSN 20958099. Verfügbar unter: doi:10.1016/J.ENG.2017.05.012
64. GRECO, Sebastian, Kevin GUTZEIT, Hendrik HOTZ, Benjamin KIRSCH und Jan C. AURICH, 2020. Selective laser melting (SLM) of AISI 316L—impact of laser power, layer thickness, and hatch spacing on roughness, density, and microhardness at constant input energy density [online]. In: *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **108**(5-6), 1551-1562. ISSN 0268-3768. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00170-020-05510-8
65. CHAUDHARY, Varun, Srinivas A. MANTRI, Raju V. RAMANUJAN und Rajarshi BANERJEE, 2020. Additive manufacturing of magnetic materials [online]. In: *Progress in Materials Science*, **114**, 100688. ISSN 00796425. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.pmatsci.2020.100688
66. METELKOVA, Jitka, Yannis KINDS, Karolien KEMPEN, Charlotte de FORMANOIR, Ann WITVROUW und Brecht VAN HOOREWEDER, 2018. On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L [online]. In:

- Additive Manufacturing*, **23**, 161-169. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2018.08.006
67. WILKES, Jan, 2022. Pushing the limits of metal additive manufacturing [online]. In: *Transactions on Additive Manufacturing Meets Medicine*, **4**(1). Verfügbar unter: doi:10.18416/AMMM.2022.2209698
68. KRUTH, Jean-Pierre, Mohsen BADROSSAMAY, Evren YASA, Jan DECKERS, Lore THIJS und Jan VAN HUMBEECK, 2010. Part and material properties in selective laser melting of metals. In: *Proceedings of the 16th International Symposium on Electromachining (ISEM XVI)*, **16**(1), 3-14.
69. HAJNYS, Jiri, Marek PAGÁČ, Jakub MĚSÍČEK, Jana PETRU und Mariusz KRÓL, 2020. Influence of Scanning Strategy Parameters on Residual Stress in the SLM Process According to the Bridge Curvature Method for AISI 316L Stainless Steel [online]. In: *Materials*, **13**(7), 1659. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma13071659
70. YADROITSEV, Igor und Igor SMUROV, 2010. Selective laser melting technology: From the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape [online]. In: *Physics Procedia*, **5**, 551-560. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2010.08.083
71. REIJONEN, Joni, Alejandro REVUELTA, Tuomas RIIPINEN, Kimmo RUUSUVUORI und Pasi PUUKKO, 2020. On the effect of shielding gas flow on porosity and melt pool geometry in laser powder bed fusion additive manufacturing [online]. In: *Additive Manufacturing*, **32**, 101030. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2019.101030
72. PLEASS, Christopher und Sathiskumar JOTHI, 2018. Influence of powder characteristics and additive manufacturing process parameters on the microstructure and mechanical behaviour of Inconel 625 fabricated by Selective Laser Melting [online]. In: *Additive Manufacturing*, **24**, 419-431. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2018.09.023
73. BAITIMEROV, Rustam, Pavel LYKOV, Dmitry ZHEREBTSOV, Ludmila RADIONOVA, Alexey SHULTC und Konda G. PRASHANTH, 2018. Influence of Powder Characteristics on Processability of AlSi12 Alloy Fabricated by Selective Laser Melting [online]. In: *Materials*, **11**(5), 742. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma11050742
74. SEYDA, Vanessa, 2018. *Werkstoff- und Prozessverhalten von Metallpulvern in der laseradditiven Fertigung*. Berlin, Heidelberg: Springer. Light Engineering für die Praxis. ISBN 978-3-662-58232-9.
75. NUDELIS, Natan und Peter MAYR, 2021. A Novel Classification Method for Pores in Laser Powder Bed Fusion [online]. In: *Metals*, **11**(12), 1912. Verfügbar unter: doi:10.3390/met11121912
76. BAYAT, Mohamad, Aditi THANKI, Sankhya MOHANTY, Ann WITVROUW, Shoufeng YANG, Jesper THORBORG, Niels S. TIEDJE und Jesper H. HATTEL, 2019. Keyhole-induced porosities in Laser-based Powder Bed Fusion (L-PBF) of Ti6Al4V: High-fidelity modelling and experimental validation [online]. In: *Additive Manufacturing*, **30**, 100835. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2019.100835

77. LEI, Xiaowei, Jing NIU, Jianxun ZHANG, Anqing FU und Yaorong FENG, 2014. Failure Analysis of Weld Cracking in a Thick-Walled 2.25Cr-1Mo Steel Pressure Vessel [online]. In: *Journal of Materials Engineering and Performance*, **23**(4), 1231-1239. ISSN 1059-9495. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11665-014-0893-z
78. LIPPOLD, John C., 2015. *Welding metallurgy and weldability*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons Inc. ISBN 1118960319.
79. ZHANG, Xiaoqiang, Huabin CHEN, Luming XU, Jijin XU, Xukai REN und Xiaoqi CHEN, 2019. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy [online]. In: *Materials & Design*, **183**, 108105. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2019.108105
80. SONG, Bo, Xiao ZHAO, Shuai LI, Changjun HAN, Qingsong WEI, Shifeng WEN, Jie LIU und Yusheng SHI, 2015. Differences in microstructure and properties between selective laser melting and traditional manufacturing for fabrication of metal parts: A review [online]. In: *Frontiers of Mechanical Engineering*, **10**(2), 111-125. ISSN 2095-0233. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11465-015-0341-2
81. SONG, Bo, Shujuan DONG, Sihao DENG, Hanlin LIAO und Christian CODDET, 2014. Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting [online]. In: *Optics & Laser Technology*, **56**, 451-460. ISSN 00303992. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.optlastec.2013.09.017
82. SCHNEIDER, Gerhard, Dagmar GOLL, Timo BERNTHALER, Andreas KOPP, Thomas RIEGER, Tim SCHUBERT und David SCHULLER, 2018. Pulvertechnisch hergestellte Werkstoffe für die Elektromobilität — Teil 2: Magnete [online]. In: *Keramische Zeitschrift*, **70**(5), 40-46. ISSN 0023-0561. Verfügbar unter: doi:10.1007/s42410-018-0040-9
83. GOLL, Dagmar, David SCHULLER, Gerhard MARTINEK, Torsten KUNERT, Julian SCHURR, C. SINZ, Tim SCHUBERT, Timo BERNTHALER, Harald RIEGEL und Gerhard SCHNEIDER, 2019. Additive manufacturing of soft magnetic materials and components [online]. In: *Additive Manufacturing*, **27**, 428-439. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2019.02.021
84. GARIBALDI, Michele, Ian ASHCROFT, Janis N. LEMKE, Marco SIMONELLI und Richard HAGUE, 2018. Effect of annealing on the microstructure and magnetic properties of soft magnetic Fe-Si produced via laser additive manufacturing [online]. In: *Scripta Materialia*, **142**, 121-125. ISSN 13596462. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.scriptamat.2017.08.042
85. GARGALIS, Leonidas, Vincenzo MADONNA, Paolo GIANGRANDE, Mark HARDY, Ian ASHCROFT, Michael GALEA und Richard HAGUE, 2020. 3D Printing as a Technology Enabler for Electrical Machines: Manufacturing and Testing of a Salient Pole Rotor for SRM [online]. In: *International Conference on Electrical Machines (ICEM)*, 12-18. Verfügbar unter: doi:10.1109/ICEM49940.2020.9270737
86. KANG, Nanx, Mohamed EL MANSORI, Fabrice GUITTONNEAU, Hanlin LIAO, Y. FU und Eric AUBRY, 2018. Controllable mesostructure, magnetic properties of soft magnetic Fe-Ni-Si by using selective laser melting from nickel coated high silicon steel powder [online]. In: *Applied Surface Sciencehällgren*, **455**, 736-741. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.apsusc.2018.06.045

87. HÄLLGREN, Sebastian, Lars PEJRYD und Jens EKENGREN, 2016. Additive Manufacturing and High Speed Machining -cost Comparison of short Lead Time Manufacturing Methods [online]. In: *Procedia CIRP*, **50**, 384-389. ISSN 22128271. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2016.05.049
88. SPIERINGS, Adriaan B., Mark VOEGTLIN, Thomas BAUER und Konrad WEGENER, 2016. Powder flowability characterisation methodology for powder-bed-based metal additive manufacturing [online]. In: *Progress in Additive Manufacturing*, **1**(1-2), 9-20. ISSN 2363-9512. Verfügbar unter: doi:10.1007/s40964-015-0001-4
89. GARIBALDI, Michele, Ian ASHCROFT, Nicholas HILLIER, Stuart HARMON und Richard HAGUE, 2018. Relationship between laser energy input, microstructures and magnetic properties of selective laser melted Fe-6.9%wt Si soft magnets [online]. In: *Materials Characterization*, **143**, 144-151. ISSN 10445803. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchar.2018.01.016
90. PRAVEENKUMAR, Vijayakumar und Vinoth A. JEBARAJ, 2023. Microscale investigations on additively manufactured Inconel 718: influence of volumetric energy density on microstructure, texture evolution, defects control and residual stress [online]. In: *Applied Physics A*, **129**(5). ISSN 0947-8396. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00339-023-06642-w
91. HAASE, Michael und Detmar ZIMMER, 2023. Systematic Investigations Concerning Eddy Currents in Additively Manufactured Structures. In: R. LACHMAYER, B. BODE und S. KAIERLE, Hg. *Innovative product development by additive manufacturing 2021*. Cham: Springer, S. 149-165. ISBN 978-3-031-05917-9.
92. DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V., 2016, *DIN 50125:2016-12, Prüfung metallischer Werkstoffe_- Zugproben*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, 12.2016.
93. DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E.V., 2016, *DIN 50100:2016-12, Schwingfestigkeitsversuch_- Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile*. Berlin: Beuth Verlag GmbH, 12.2016.
94. BREUER, Bert und Karlheinz H. BILL, 2012. *Bremsenhandbuch*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag. ISBN 978-3-8348-1796-9.
95. ANDREIEV, Anatolii, Kay-Peter HOYER, Florian HENGSBACH, Michael HAASE, Lennart TASCHE, Kristina DUSCHIK und Mirko SCHAPER, 2023. Powder bed fusion of soft-magnetic iron-based alloys with high silicon content [online]. In: *Journal of Materials Processing Technology*, **317**. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2023.117991
96. MAGERKOHL, Sebastian, Detmar ZIMMER, Lennart TASCHE, Mirko SCHAPER, Stefan URBANEK und Bernd PONICK, 2021. Funktionsoptimierte AM-Gestaltung eines E-Rotors. In: *antriebstechnik - Zeitschrift für Konstruktion, Entwicklung und Anwendung von Antrieben und Steuerungen*, **60**(6). ISSN 0722-8546.
97. URBANEK, Stefan, 2021. *Gestaltung von Rotoren permanentmagneterregter Synchronmaschinen für die Metalladditive Fertigung [Dissertation]*. Garbsen: TEWISS. Berichte aus dem IAL. 2021, Band 5. ISBN 9783959006187.

98. URBANEK, Stefan, Pauline FREY, Sebastian MAGERKOHL, Detmar ZIMMER, Lennart TASCHE, Mirko SCHAPER und Bernd PONICK, 2021. Design and Experimental Investigation of an Additively Manufactured PMSM Rotor [online]. In: *IEEE International Electric Machines & Drives Conference (IEMDC)*, 1-6. Verfügbar unter: doi:10.1109/IEMDC47953.2021.9449566
99. ABOULKHAIR, Nesma T., Ian MASKERY, Ian ASHCROFT, Christopher J. TUCK und EVERITT NICOLA M, 2015. The role of powder properties on the processability of Aluminium alloys in selective laser melting [online]. In: *Laser World of Photonics Congress 2015: Lasers in Manufacturing conference*. Verfügbar unter: https://www.wlt.de/lim/Proceedings/Stick/PDF/Contribution150_final.pdf
100. FARZADFAR, Seyed A., Martin J. MURTAGH und Navin VENUGOPAL, 2020. Impact of IN718 bimodal powder size distribution on the performance and productivity of laser powder bed fusion additive manufacturing process [online]. In: *Powder Technology*, **375**, 60-80. ISSN 00325910. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.powtec.2020.07.092
101. COE, Hannah G. und Somayeh PASEBANI, 2020. Use of Bimodal Particle Size Distribution in Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel [online]. In: *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, **4**(1), 8. Verfügbar unter: doi:10.3390/jmmp4010008
102. MARTIN, Aiden A., Nicholas P. CALTA, Saad A. KHAIRALLAH, Jenny WANG, Phillip J. DEPOND, Anthony Y. FONG, Vivek THAMPY, Gabe M. GUSS, Andrew M. KISS, Kevin H. STONE, Christopher J. TASSONE, Johanna NELSON WEKER, Michael F. TONEY, Tony VAN BUUREN und Manyalibo J. MATTHEWS, 2019. Dynamics of pore formation during laser powder bed fusion additive manufacturing [online]. In: *Nature communications*, **10**(1), 1987. Verfügbar unter: doi:10.1038/s41467-019-10009-2
103. LI, Zhiqiang, Vincent GILL, Alexis LAMBOURNE, Zhili DONG, Maxim AVDEEV, Joo T. OH und Zhong CHEN, 2023. Mechanical properties and fractographic analyses of FeCo-2V alloy heat-treated around order-disorder transition temperature [online]. In: *Journal of Materials Research and Technology*, **22**, 3302-3310. ISSN 22387854. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmrt.2022.12.142
104. WIERZBANOWSKI, Krzysztof, Andrzej BACZMANSKI, Jacek TARASIUK, Paul LIPÍŃSKI, Brigitte BACROIX und Alain LODINI, 2007. Stored Energy and Recrystallisation in Cold Rolled Steel [online]. In: *Materials Science Forum*, **558-559**, 1207-1212. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.558-559.1207
105. RICHTER, Julia, Gert BARTZSCH, Steffen SCHERBRING, Artjom BOLENDER, Malte VOLLMER, Javad MOLA, Olga VOLKOVA und Thomas NIENDORF, 2022. Metastable CrMnNi steels processed by laser powder bed fusion: experimental assessment of elementary mechanisms contributing to microstructure, properties and residual stress [online]. In: *Scientific reports*, **12**(1), 21862. Verfügbar unter: doi:10.1038/s41598-022-26052-x
106. STORNELLI, Giulia, Paolo FOLGARAIT, Maria R. RIDOLFI, Domenico CORAPI, Christian REPITSCH, Orlando DI PIETRO und Andrea DI SCHINO,

2021. Feasibility Study of Ferromagnetic Cores Fabrication by Additive Manufacturing Process. In: *The 1st International Electronic Conference on Metallurgy and Metals*. Basel Switzerland: MDPI, S. 28.
107. SONIS, Edouard de, Sylvain DÉPINOY, Pierre-François GIROUX, Hicham MASKROT, Louis LEMARQUIS, Olivier HERCHER, Flore VILLARET und Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON, 2022. Dependency of recrystallization kinetics on the solidification microstructure of 316L stainless steel processed by laser powder bed fusion (LPBF) [online]. In: *Materials Characterization*, **194**, 112370. ISSN 10445803. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matchar.2022.112370
108. SUNDAR, Rajan S. und Seetharama C. DEEVI, 2005. Soft magnetic FeCo alloys: alloy development, processing, and properties [online]. In: *International Materials Reviews*, **50**(3), 157-192. ISSN 0950-6608. Verfügbar unter: doi:10.1179/174328005X14339
109. FERRO, Andrea und Giorgio MONTALENTI, 1971. Fatigue of iron and of Fe-Si 5% down to liquid helium temperature and the relationship between fatigue and brittleness [online]. In: *Philosophical Magazine*, **24**(189), 619-628. Verfügbar unter: doi:10.1080/14786437108217035
110. VAYSSETTE, Bastien, Nicolas SAINTIER, Charles BRUGGER, Mohamed ELMAY und Etienne PESSARD, 2018. Surface roughness of Ti-6Al-4V parts obtained by SLM and EBM: Effect on the High Cycle Fatigue life [online]. In: *Procedia Engineering*, **213**, 89-97. ISSN 18777058. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.proeng.2018.02.010
111. LAMMERS, Stefan, Guido ADAM, Hans J. SCHMID, Rafael MROZEK, Rainer OBERACKER, Michael J. HOFFMANN, Francesco QUATTRONE und Bernd PONICK, 2016. Additive Manufacturing of a lightweight rotor for a permanent magnet synchronous machine [online]. In: *Institute of Electrical and Electronics Engineers 2016 – 6th International Electric Drives*, **6**(1), 41-45. Verfügbar unter: doi:10.1109/EDPC.2016.7851312
112. URBANEK, Sebastian, Bernd PONICK, Alexander TAUBE, Kay-Peter HOYER, Mirko SCHAPER, Stefan LAMMERS, Tobias LIENEKE und Detmar ZIMMER, 2018. Additive Manufacturing of a Soft Magnetic Rotor Active Part and Shaft for a Permanent Magnet Synchronous Machine [online]. In: *Institute of Electrical and Electronics Engineers 2018 – IEEE Transportation and Electrification*, 668-674. Verfügbar unter: doi:10.1109/ITEC.2018.8450250
113. WÖHL-BRUHN, Henning, 2005. Vergleich von Motoren mit Oberflächenmagneten und mit eingebetteten Magneten [online]. In: *Institut für Elektrische Maschinen, Antriebe und Bahnen (Hg.) – Jahresbericht 2005*, 1-12. Verfügbar unter: www.tu-braunschweig.de/imab/institut/jahresberichte/2005

10 Anhang

A-1: Rohdaten Partikelgrößenverteilung FeSi3 Charge 1, FeSi3 Charge 2, FeSi6,5 und FeCo50

Tabelle 15: Rohdaten Partikelgrößenverteilung a) FeSi3 Charge 1, b) FeSi3 Charge 2, c) FeSi6,5 d) FeCo50

a) FeSi3 Charge 1

Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %
0.010	0.00	0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	5.40	120.226	0.22	1258.925	0.00
0.011	0.00	0.120	0.00	1.259	0.00	13.183	6.68	138.038	0.53	1445.440	0.00
0.013	0.00	0.138	0.00	1.445	0.00	15.136	7.88	158.489	0.76	1659.587	0.00
0.015	0.00	0.158	0.00	1.660	0.03	17.378	8.84	181.970	0.89	1905.461	0.00
0.017	0.00	0.182	0.00	1.905	0.11	19.953	9.39	208.930	0.89	2187.762	0.00
0.020	0.00	0.209	0.00	2.188	0.18	22.909	9.39	239.883	0.77	2511.886	0.00
0.023	0.00	0.240	0.00	2.512	0.26	26.303	8.80	275.423	0.55	2884.032	0.00
0.026	0.00	0.275	0.00	2.884	0.34	30.200	7.66	316.228	0.31	3311.311	0.00
0.030	0.00	0.316	0.00	3.311	0.45	34.674	6.12	363.078	0.03	3801.894	0.00
0.035	0.00	0.363	0.00	3.802	0.57	39.811	4.40	416.869	0.00	4365.158	0.00
0.040	0.00	0.417	0.00	4.365	0.72	45.709	2.72	478.630	0.00	5011.872	0.00
0.046	0.00	0.479	0.00	5.012	0.93	52.481	1.30	549.541	0.00	5754.399	0.00
0.052	0.00	0.550	0.00	5.754	1.24	60.256	0.27	630.957	0.00	6606.934	0.00
0.060	0.00	0.631	0.00	6.607	1.69	69.183	-0.00	724.436	0.00	7585.776	0.00
0.069	0.00	0.724	0.00	7.586	2.32	79.433	0.00	831.764	0.00	8709.636	0.00
0.079	0.00	0.832	0.00	8.710	3.15	91.201	0.00	954.993	0.00	10000.000	0.00
0.091	0.00	0.955	0.00	10.000	4.20	104.713	0.00	1096.478	0.00		
0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	0.00	120.226	0.02	1258.925	0.00		

b) FeSi3 Charge 2

Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %
0.010	0.00	0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	0.00	120.226	0.00	1258.925	0.00
0.011	0.00	0.120	0.00	1.259	0.00	13.183	0.00	138.038	0.00	1445.440	0.00
0.013	0.00	0.138	0.00	1.445	0.00	15.136	0.27	158.489	0.00	1659.587	0.00
0.015	0.00	0.158	0.00	1.660	0.00	17.378	1.51	181.970	0.00	1905.461	0.00
0.017	0.00	0.182	0.00	1.905	0.00	19.953	3.70	208.930	0.00	2187.762	0.00
0.020	0.00	0.209	0.00	2.188	0.00	22.909	6.87	239.883	0.00	2511.886	0.00
0.023	0.00	0.240	0.00	2.512	0.00	26.303	10.42	275.423	0.00	2884.032	0.00
0.026	0.00	0.275	0.00	2.884	0.00	30.200	13.54	316.228	0.00	3311.311	0.00
0.030	0.00	0.316	0.00	3.311	0.00	34.674	15.29	363.078	0.00	3801.894	0.00
0.035	0.00	0.363	0.00	3.802	0.00	39.811	15.12	416.869	0.00	4365.158	0.00
0.040	0.00	0.417	0.00	4.365	0.00	45.709	13.06	478.630	0.00	5011.872	0.00
0.046	0.00	0.479	0.00	5.012	0.00	52.481	9.75	549.541	0.00	5754.399	0.00
0.052	0.00	0.550	0.00	5.754	0.00	60.256	6.14	630.957	0.00	6606.934	0.00
0.060	0.00	0.631	0.00	6.607	0.00	69.183	3.10	724.436	0.00	7585.776	0.00
0.069	0.00	0.724	0.00	7.586	0.00	79.433	1.12	831.764	0.00	8709.636	0.00
0.079	0.00	0.832	0.00	8.710	0.00	91.201	0.11	954.993	0.00	10000.000	0.00
0.091	0.00	0.955	0.00	10.000	0.00	104.713	0.00	1096.478	0.00		
0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	0.00	120.226	0.00	1258.925	0.00		

c) FeSi6,5

Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %
0.010	0.00	0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	3.85	120.226	0.16	1258.925	0.00
0.011	0.00	0.120	0.00	1.259	0.00	13.183	4.71	138.038	0.35	1445.440	0.00
0.013	0.00	0.138	0.00	1.445	0.00	15.136	5.64	158.489	0.56	1659.587	0.00
0.015	0.00	0.158	0.00	1.660	0.00	17.378	6.61	181.970	0.70	1905.461	0.00
0.017	0.00	0.182	0.00	1.905	0.04	19.953	7.49	208.930	0.72	2187.762	0.00
0.020	0.00	0.209	0.00	2.188	0.08	22.909	8.19	239.883	0.62	2511.886	0.00
0.023	0.00	0.240	0.00	2.512	0.12	26.303	8.57	275.423	0.43	2884.032	0.00
0.026	0.00	0.275	0.00	2.884	0.19	30.200	8.54	316.228	0.25	3311.311	0.00
0.030	0.00	0.316	0.00	3.311	0.28	34.674	8.02	363.078	0.07	3801.894	0.00
0.035	0.00	0.363	0.00	3.802	0.42	39.811	7.04	416.869	0.01	4365.158	0.00
0.040	0.00	0.417	0.00	4.365	0.60	45.709	5.70	478.630	0.00	5011.872	0.00
0.046	0.00	0.479	0.00	5.012	0.83	52.481	4.19	549.541	0.00	5754.399	0.00
0.052	0.00	0.550	0.00	5.754	1.13	60.256	2.70	630.957	0.00	6606.934	0.00
0.060	0.00	0.631	0.00	6.607	1.49	69.183	1.46	724.436	0.00	7585.776	0.00
0.069	0.00	0.724	0.00	7.586	1.93	79.433	0.57	831.764	0.00	8709.636	0.00
0.079	0.00	0.832	0.00	8.710	2.46	91.201	0.13	954.993	0.00	10000.000	0.00
0.091	0.00	0.955	0.00	10.000	3.10	104.713	0.05	1096.478	0.00		
0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	0.00	120.226	0.00	1258.925	0.00		

d) FeCo50

Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %	Size (µm)	Volume In %
0.010	0.00	0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	0.00	120.226	0.00	1258.925	0.00
0.011	0.00	0.120	0.00	1.259	0.00	13.183	0.42	138.038	0.00	1445.440	0.00
0.013	0.00	0.138	0.00	1.445	0.00	15.136	1.70	158.489	0.00	1659.587	0.00
0.015	0.00	0.158	0.00	1.660	0.00	17.378	3.90	181.970	0.00	1905.461	0.00
0.017	0.00	0.182	0.00	1.905	0.00	19.953	6.90	208.930	0.00	2187.762	0.00
0.020	0.00	0.209	0.00	2.188	0.00	22.909	10.23	239.883	0.00	2511.886	0.00
0.023	0.00	0.240	0.00	2.512	0.00	26.303	13.10	275.423	0.00	2884.032	0.00
0.026	0.00	0.275	0.00	2.884	0.00	30.200	14.75	316.228	0.00	3311.311	0.00
0.030	0.00	0.316	0.00	3.311	0.00	34.674	14.68	363.078	0.00	3801.894	0.00
0.035	0.00	0.363	0.00	3.802	0.00	39.811	12.89	416.869	0.00	4365.158	0.00
0.040	0.00	0.417	0.00	4.365	0.00	45.709	9.88	478.630	0.00	5011.872	0.00
0.046	0.00	0.479	0.00	5.012	0.00	52.481	6.49	549.541	0.00	5754.399	0.00
0.052	0.00	0.550	0.00	5.754	0.00	60.256	3.47	630.957	0.00	6606.934	0.00
0.060	0.00	0.631	0.00	6.607	0.00	69.183	1.40	724.436	0.00	7585.776	0.00
0.069	0.00	0.724	0.00	7.586	0.00	79.433	0.20	831.764	0.00	8709.636	0.00
0.079	0.00	0.832	0.00	8.710	0.00	91.201	0.00	954.993	0.00	10000.000	0.00
0.091	0.00	0.955	0.00	10.000	0.00	104.713	0.00	1096.478	0.00		
0.105	0.00	1.096	0.00	11.482	0.00	120.226	0.00	1258.925	0.00		

A-2: Parameterstudie FeSi3 und FeCo50

Tabelle 16: Parameterstudie FeSi3 & FeCo50, Schichtdicke 0,05 mm

#	Laserleistung (W)	Lasergeschwindigkeit (mm/s)	Spurbreitenabstand (mm)	Energieeintrag (J/mm ³)	Rel. Dichte FeSi3 (%)	Rel. Dichte FeCo50 (%)
1	270	700	0,09	85,714	99,45	99,82
2	270	750	0,09	77,419	99,72	99,95
3	290	700	0,09	92,063	99,51	99,92
4	290	750	0,09	83,154	99,69	99,97
5	270	700	0,11	70,130	99,82	99,99
6	270	750	0,11	65,455	99,90	99,97
7	290	700	0,11	75,325	99,75	99,96
8	290	750	0,11	70,303	99,45	99,96
9	280	675	0,1	82,963	99,61	99,98
10	280	775	0,1	72,258	99,80	99,90
11	260	725	0,1	71,724	99,96	99,94
12	300	725	0,1	82,759	99,32	99,83
13	280	725	0,08	96,558	99,93	99,56
14	280	725	0,12	64,368	99,69	99,81
15	280	725	0,1	77,241	99,33	99,95
16	260	675	0,08	96,296	99,22	99,76
17	300	775	0,08	96,774	99,57	99,78
18	260	675	0,12	64,198	99,27	99,57
19	300	775	0,12	64,516	99,52	99,91
20	260	775	0,08	83,871	99,57	99,96
21	300	675	0,08	111,11	98,15	99,95
22	260	775	0,12	55,914	99,31	99,87
23	300	675	0,12	74,074	99,68	99,95
24	280	675	0,08	103,70	99,20	99,55
25	280	775	0,08	90,323	99,95	99,93
26	280	675	0,12	69,136	99,91	99,89
27	280	775	0,12	60,215	99,86	99,87
28	260	725	0,08	89,655	99,80	99,81
29	260	725	0,12	59,770	99,23	99,88
30	300	725	0,08	103,45	99,75	99,93
31	300	725	0,12	68,966	99,28	99,82
32	260	675	0,1	77,037	99,65	99,45
33	260	775	0,1	67,097	99,76	98,61
34	300	675	0,1	88,889	99,98	99,54
35	300	775	0,1	77,419	99,67	97,69

A-3: Erweiterte Parameterstudie FeSi6,5**Tabelle 17:** Parameterstudie A FeSi6,5, Schichtdicke 0,05 mm, keine Auswertung der relativen Dichte

#	Laserleistung (W)	Lasergeschwin- digkeit (mm/s)	Spurbreitenabstand (mm)	Energieeintrag (J/mm ³)
1	150	675	0,08	55,556
2	150	825	0,08	45,455
3	190	675	0,08	70,370
4	190	825	0,08	57,576
5	150	675	0,12	37,037
6	150	775	0,12	32,258
7	190	675	0,12	46,914
8	190	775	0,12	40,860
9	170	625	0,1	54,400
10	170	825	0,1	41,212
11	130	725	0,1	35,862
12	210	725	0,1	57,931
13	170	725	0,06	78,161
14	170	725	0,14	33,498
15	170	725	0,1	46,897
16	130	625	0,06	69,333
17	210	825	0,06	84,848
18	130	625	0,14	29,714
19	210	825	0,14	36,364
20	130	825	0,06	52,525
21	210	625	0,06	112,000
22	130	825	0,14	22,511
23	210	625	0,14	48,000
24	170	625	0,06	90,667
25	170	825	0,06	68,687
26	170	625	0,14	38,857
27	170	825	0,14	29,437
28	130	725	0,06	59,770
29	130	725	0,14	25,616
30	210	725	0,06	96,552
31	210	725	0,14	41,379
32	130	625	0,1	41,600
33	130	825	0,1	31,515
34	210	625	0,1	67,200
35	210	825	0,1	50,909
36	230	675	0,1	68,148
37	230	775	0,08	74,194
38	250	675	0,12	61,728
39	250	775	0,06	107,527
40	250	825	0,14	43,290

Tabelle 18: Parameterstudie B FeSi6,5, Schichtdicke 0,05 mm, Risse markiert mit „R“

#	Laserleistung (W)	Lasergeschwindigkeit (mm/s)	Spurbreitenabstand (mm)	Energieeintrag (J/mm ³)	Rel. Dichte (%)
1	150	650	0,07	65,934	91,74
2	150	725	0,07	59,113	94,61
3	170	650	0,07	74,725	96,48
4	170	725	0,07	66,995	97,83; R
5	150	650	0,09	51,282	95,12
6	150	700	0,09	47,619	93,97
7	170	650	0,09	58,120	97,77
8	170	700	0,09	53,968	97,50
9	160	625	0,08	64,000	96,08
10	160	725	0,08	55,172	95,35
11	140	675	0,08	51,852	98,15
12	180	675	0,08	66,667	99,98
13	160	675	0,06	79,012	95,96
14	160	675	0,1	47,407	98,66
15	160	675	0,08	59,259	98,65
16	140	625	0,06	74,667	88,64
17	180	725	0,06	82,759	97,25
18	140	625	0,1	44,800	93,39
19	180	725	0,1	49,655	95,68
20	140	725	0,06	64,368	85,44
21	180	625	0,06	96,000	-
22	140	725	0,1	38,621	85,93
23	180	625	0,1	82,759	98,63; R
24	160	625	0,06	85,333	92,23
25	160	725	0,06	73,563	93,68; R
26	160	625	0,1	51,200	95,89
27	160	725	0,1	44,138	90,52
28	140	675	0,06	69,136	86,55
29	140	675	0,1	41,481	-
30	180	675	0,06	88,889	-
31	180	675	0,1	53,333	94,04; R
32	140	625	0,08	56,000	89,02
33	140	725	0,08	48,276	89,61
34	180	625	0,08	72,000	98,93; R
35	180	725	0,08	62,069	99,00

Tabelle 19: Parameterstudie C FeSi6,5, Schichtdicke 0,03 mm, keine Auswertung der relativen Dichte

Proben- nummer	Laserleistung (W)	Lasergeschwindigkeit (mm/s)	Spurbreitenabstand (mm)	Energieeintrag (J/mm ³)
1	120	550	0,07	103,896
2	120	700	0,07	81,633
3	160	550	0,07	138,528
4	160	700	0,07	108,844
5	120	550	0,09	80,808
6	120	650	0,09	68,376
7	160	550	0,09	107,744
8	160	650	0,09	91,168
9	140	500	0,08	116,667
10	140	700	0,08	83,333
11	100	600	0,08	69,444
12	180	600	0,08	125,000
13	140	600	0,06	129,630
14	140	600	0,1	77,778
15	140	600	0,08	97,222
16	100	500	0,06	111,111
17	180	700	0,06	142,857
18	100	500	0,1	66,667
19	180	700	0,1	85,714
20	100	700	0,06	79,365
21	180	500	0,06	200,000
22	70	500	0,06	77,778
23	180	500	0,1	120,000
24	140	500	0,06	155,556
25	140	700	0,06	111,111
26	140	500	0,1	93,333
27	140	700	0,1	66,667
28	100	600	0,06	92,593
29	100	600	0,1	55,556
30	180	600	0,06	166,667
31	180	600	0,1	100,000
32	100	500	0,08	83,333
33	100	700	0,08	59,524
34	180	500	0,08	150,000
35	180	700	0,08	107,143

A-4: Parameterstudie Oberflächen und Überhänge FeSi3

Tabelle 20: Parameterstudie zur Oberflächenrauigkeit an vertikalen Oberflächen FeSi3

#	Laser- leistung (W)	Lasergeschwin- digkeit (mm/s)	Spurbreiten- abstand (mm)	Bahnkorrek- tur (mm)	Anzahl Bahnen	Energieeintrag (J/mm ³)	Rauheit horizontal (Rz)	Rauheit vertikal (Rz)	Mittelwert (Rz)
1	120	400	0,05	0	2	120,00	106,0	98,3	102,1
2	120	400	0,05	0	4	120,00	107,7	88,8	98,3
3	120	500	0,05	0	4	96,00	103,6	106,7	105,1
4	180	500	0,05	0	4	144,00	97,6	86,9	92,2
5	120	400	0,1	0	2	60,00	69,8	86,4	78,1
6	120	400	0,1	0	4	60,00	62,2	78,4	70,3
7	180	300	0,1	0	4	120,00	44,3	60,3	52,3
8	180	500	0,1	0	4	72,00	52,3	43,0	47,6
9	240	750	0,1	0	4	64,00	35,8	46,2	41,0
10	120	400	0,15	0	4	40,00	72,5	77,1	74,8
11	120	400	0,15	0	2	40,00	62,1	64,1	63,1
12	240	400	0,15	0	2	80,00	41,6	43,2	42,4
13	240	400	0,15	0	4	80,00	46,4	43,3	44,9
14	240	750	0,15	0	4	42,67	39,4	59,5	49,5
15	120	400	0,1	0,05	2	60,00	89,5	74,6	82,1
16	120	400	0,1	0,05	4	60,00	91,2	82,8	87,0
17	120	400	0,1	0,1	2	60,00	67,7	81,8	74,7
18	120	400	0,1	0,1	4	60,00	73,6	88,8	81,2
19	120	400	0,1	0,15	2	60,00	64,9	74,5	69,7
20	120	400	0,1	0,15	4	60,00	80,2	76,3	78,2

Tabelle 21: Parameterstudie zur Oberflächenrauigkeiten an 45° Überhängen FeSi3

#	Laserleistung Hülle (W)	Lasergeschwindigkeit Hülle (mm/s)	Laserleistung Zwischenbahn (W)	Lasergeschwindigkeit Zwischenbahn (mm/s)	Spurbreiten- abstand (mm)	Anzahl Konturbahnen	Rauheit vertikal (R _z)
1	100	1000	150	500	0,06	2	131,6
2	100	1000	150	500	0,06	4	164,0
3	100	1000	150	700	0,1	2	131,5
4	100	1000	150	700	0,1	4	124,5
5	100	1000	250	500	0,06	4	147,5
6	100	1000	250	500	0,06	2	211,3
7	100	500	250	600	0,06	4	171,7
8	150	750	200	600	0,1	2	136,4
9	150	750	200	600	0,1	4	131,1
10	150	750	250	500	0,1	2	154,8
11	150	750	250	500	0,1	4	139,4
12	200	1000	250	600	0,06	4	146,5
13	200	500	150	500	0,06	2	160,7
14	200	500	150	500	0,06	4	205,0
15	200	500	150	500	0,1	2	186,2
16	200	500	150	500	0,1	4	191,7
17	200	500	250	500	0,06	2	183,1
18	200	500	250	500	0,06	4	144,1

A-5: Versuchsplan Wärmebehandlung FeSi₃, FeSi_{6,5} und FeCo₅₀

Tabelle 22: Versuchsplan Wärmebehandlung FeSi₃

#	Temperatur 1 (°C)	Haltezeit (hh:mm)	Abkühlung
1	Ausgangszustand	-	-
2	500	02:00	Luft
3	600	02:00	Luft
4	700	02:00	Luft
10	700	00:10	Luft
11	700	10:00	Luft
5	800	02:00	Luft
12	800	00:10	Luft
6	900	02:00	Luft
13	900	00:10	Luft
14	900	10:00	Luft
7	1000	02:00	Luft
8	1100	02:00	Luft
15	1100	00:10	Luft
16	1100	10:00	Luft
9	1200	02:00	Luft

Tabelle 23: Versuchsplan Wärmebehandlung FeSi_{6,5}

#	Temperatur 1 (°C)	Haltezeit (hh:mm)	Abkühlung
1	Ausgangszustand	-	-
2	500	02:00	Luft
3	600	02:00	Luft
4	700	02:00	Luft
5	800	02:00	Luft
6	900	02:00	Luft
7	1000	02:00	Luft
8	1100	02:00	Luft
9	1200	02:00	Luft

Tabelle 24: Versuchsplan Wärmebehandlung FeCo50

#	Temperatur 1 (°C)	Haltezeit (hh:mm)	Abkühlung	Anmerkung
1	Ausgangszustand	-	-	-
2	500	04:00	Luft	-
3	600	04:00	Luft	-
4	700	04:00	Luft	-
10	750	04:00	Luft	-
5	800	04:00	Luft	-
11	850	04:00	Luft	-
6	900	04:00	Luft	-
12	950	04:00	Luft	-
7	1000	04:00	Luft	-
8	1100	04:00	Luft	-
15	1100	04:00	Wasser	-
16	1100	04:00	Ofen	-
14	1100	04:00	Luft	Erwärmung 1 K/min (Standard 100 K/min)
13	1100	04:00	Luft	Vorstufe: 1000°C 4h Luft
9	1200	04:00	Luft	-

Erklärung zur Zitation von Inhalten aus studentischen Arbeiten

In Ergänzung zu meinem Antrag auf Zulassung zur Promotion in der Fakultät für Maschinenbau der Universität Paderborn erkläre ich gemäß §11 der Promotionsordnung und unter Beachtung der Regelung zur Zitation studentischer Arbeiten:

Die von mir vorgelegte Dissertation habe ich selbstständig verfasst, **und ich habe keine anderen** als die dort angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt. Es sind **keine Inhalte** studentischen Ursprungs (studentische Arbeiten) in dieser Dissertation enthalten.

Ort, Datum:

Unterschrift: