

The chemical formula  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  is displayed in a glowing, 3D-style font against a dark background. Bright sparks and light trails radiate from the letters, particularly from the 'B' and the '14', giving it a dynamic, high-tech appearance.

FAU Studien aus dem Maschinenbau 389

**Nikolaus Urban**

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens  
von Neodym-Eisen-Bor zur additiven  
Herstellung von Permanentmagneten



Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor  
zur additiven Herstellung von Permanentmagneten

# **FAU Studien aus dem Maschinenbau**

## **Band 389**

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack



Nikolaus Urban

# **Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten**

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung  
und Produktionssystematik (FAPS)  
Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Erlangen  
FAU University Press  
2022

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek:  
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Bitte zitieren als

Urban, Nikolaus. 2022. *Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 389. Erlangen: FAU University Press.  
DOI: 10.25593/978-3-96147-502-5

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.  
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.  
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS-Server der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:  
<https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home>

Verlag und Auslieferung:

FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-501-8 (Druckausgabe)  
eISBN: 978-3-96147-502-5 (Online-Ausgabe)  
ISSN: 2625-9974  
DOI: 10.25593/978-3-96147-502-5

**Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von  
Neodym-Eisen-Bor zur additiven  
Herstellung von Permanentmagneten**

Der Technischen Fakultät  
der Friedrich-Alexander-Universität  
Erlangen-Nürnberg

zur  
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Nikolaus Urban, M. Sc.

aus Regensburg

Als Dissertation genehmigt  
von der Technischen Fakultät  
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen Prüfung: 11.11.2021

Vorsitzender des Promotionsorgans:  
Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Paul Fröba

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke  
Prof. Dr.-Ing. Johannes Schilp, Universität Augsburg

## Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Arbeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik (FAPS) an der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg.

Mein besonderer Dank gilt dem Ordinarius des Lehrstuhls Herrn Professor Dr.-Ing. Jörg Franke für die Unterstützung während meiner Forschung, die wertvollen Impulse, das entgegengebrachte Vertrauen sowie die wissenschaftliche Freiheit, welche die erfolgreiche Arbeit im innovativen Umfeld des Lehrstuhls ermöglichten. Herrn Professor Dr.-Ing. Johannes Schilp, Ordinarius des Lehrstuhls für Produktionsinformatik an der Universität Augsburg, danke ich für die Übernahme des Koreferates. Zusätzlich danke ich Herrn Professor Dr.-Ing. Michael Schmidt für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes sowie Herrn Professor Dr.-Ing. Klaus Helmreich für sein Engagement als weiteres Mitglied des Prüfungskollegiums.

Großer Dank gilt meinen Kolleginnen und Kollegen sowohl für deren fachliche Anregungen als auch für gemeinsame Aktivitäten. Besondere Würdigung verdienen die Kolleginnen, Kollegen und Freunde vom Lehrstuhlstandort Auf AEG für die unterstützende Zusammenarbeit und stets angenehme Arbeitsatmosphäre, insbesondere Martina Beimler, Stefan Buortesch, Alexander Hensel, Annika Höft, Maximilian Kneidl, Denis Kozic, Johannes von Lindenfels, Andreas Mayr, Andreas Riedel, Dr.-Ing. Michael Schneider, Johannes Seefried, Simon Stauber, Michael Weigelt, Andreas Willums und Marco Ziegler. Hervorheben möchte ich meinen Forschungsbereichsleiter Dr.-Ing. Alexander Kühl und meine Begleiter seit dem ersten Tag am Lehrstuhl Dr.-Ing. Tobias Gläsel, Alexander Mahr, Michael Masuch und Alexander Meyer.

Auch meinen Forschungspartnern und Studierenden danke ich für ihr Engagement, das zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Mein herzlichster Dank gilt meinen Eltern, auf deren Rückhalt ich mich während meiner langen Ausbildung stets verlassen konnte. Der größte Dank gilt meiner Partnerin Javana für die Geduld, die sie mir während der Anfertigung dieser Arbeit entgegengebracht hat.

Nürnberg, im Juni 2021

Nikolaus Urban



# Inhaltsverzeichnis

|                                                                                                                                                  |           |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| Vorwort .....                                                                                                                                    | iii       |
| Inhaltsverzeichnis .....                                                                                                                         | v         |
| Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis .....                                                                                                   | vii       |
| <b>1 Einleitung und Zielsetzung.....</b>                                                                                                         | <b>1</b>  |
| <b>2 Grundlagen der Herstellung von NdFeB-Magneten.....</b>                                                                                      | <b>5</b>  |
| 2.1 Magnetismus in Festkörpern .....                                                                                                             | 7         |
| 2.1.1 Diamagnetische Werkstoffe .....                                                                                                            | 7         |
| 2.1.2 Paramagnetische Werkstoffe .....                                                                                                           | 8         |
| 2.1.3 Ferromagnetische Werkstoffe .....                                                                                                          | 8         |
| 2.2 Eigenschaften von NdFeB-Magneten .....                                                                                                       | 9         |
| 2.2.1 Mechanische Kennwerte .....                                                                                                                | 10        |
| 2.2.2 Thermische und elektrische Kennwerte .....                                                                                                 | 10        |
| 2.2.3 Magnetische Kennwerte .....                                                                                                                | 11        |
| 2.3 Konventionelle Prozessketten.....                                                                                                            | 14        |
| 2.3.1 Sintern .....                                                                                                                              | 15        |
| 2.3.2 Heißpressen und Warmumformen.....                                                                                                          | 16        |
| 2.3.3 Verfahrenstechniken der Kunststoffverarbeitung .....                                                                                       | 18        |
| 2.4 Additive Herstellung.....                                                                                                                    | 21        |
| 2.4.1 Stand der Forschung zu matrixgebundenen<br>NdFeB-Magneten .....                                                                            | 22        |
| 2.4.2 Stand der Forschung zur additiven Herstellung von NdFeB-<br>Magneten aus Monomaterial .....                                                | 27        |
| 2.5 Vergleich der Prozessalternativen anhand applikationskritischer<br>Magnetkennwerte .....                                                     | 31        |
| 2.6 Seltenerdsmagnetherstellung durch das Laserstrahlschmelzen .....                                                                             | 33        |
| 2.6.1 Verfahrensprinzip .....                                                                                                                    | 33        |
| 2.6.2 Einflussgrößen.....                                                                                                                        | 34        |
| 2.6.3 Methodisches Vorgehen der Qualifizierung einer<br>Magnetlegierung .....                                                                    | 39        |
| 2.7 Forschungsbedarf zur Herstellung von magnetischen<br>Funktionsbauteilen aus NdFeB im Laserstrahlschmelzen und<br>Lösungsweg der Arbeit ..... | 43        |
| <b>3 Qualifizierung einer NdFeB-Legierung für das<br/>    Laserstrahlschmelzen .....</b>                                                         | <b>47</b> |
| 3.1 Material.....                                                                                                                                | 47        |

|          |                                                                                                                             |            |
|----------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
| 3.1.1    | Werkstoffübersicht und -eignung<br>für das Laserstrahlschmelzen .....                                                       | 48         |
| 3.1.2    | Eigenschaften des laserstrahlschmelzbaren Werkstoffs .....                                                                  | 50         |
| 3.1.3    | Zeitliche Veränderung.....                                                                                                  | 55         |
| 3.2      | Maschine und Milieu.....                                                                                                    | 60         |
| 3.2.1    | Strahldurchmesser.....                                                                                                      | 62         |
| 3.2.2    | Restsauerstoffkonzentration.....                                                                                            | 65         |
| 3.2.3    | Substrattemperierung .....                                                                                                  | 69         |
| 3.3      | Methode .....                                                                                                               | 75         |
| 3.3.1    | Grundlegende Prozesscharakterisierung und -grenzen.....                                                                     | 75         |
| 3.3.2    | Statistisches Prozessmodell .....                                                                                           | 89         |
| 3.3.3    | Sensitivitätsanalyse.....                                                                                                   | 101        |
| 3.3.4    | Bedeutung des Energieeintrags .....                                                                                         | 103        |
| 3.4      | Post-Prozess: Wärmebehandlung .....                                                                                         | 105        |
| 3.5      | Prozessführung zur additiven Herstellung von NdFeB-Magneten mit<br>hohem maximalen Energieprodukt.....                      | 109        |
| <b>4</b> | <b>Charakterisierung und Validierung.....</b>                                                                               | <b>113</b> |
| 4.1      | Materialeigenschaften .....                                                                                                 | 113        |
| 4.1.1    | Mikrostruktur .....                                                                                                         | 113        |
| 4.1.2    | Porosität .....                                                                                                             | 117        |
| 4.1.3    | Temperaturstabilität .....                                                                                                  | 120        |
| 4.2      | Geometrische Charakterisierung.....                                                                                         | 123        |
| 4.2.1    | Überhangwinkel und Oberflächenqualität.....                                                                                 | 123        |
| 4.2.2    | Geometrische Grenzen.....                                                                                                   | 126        |
| 4.2.3    | Grenzen der magnetischen Auflösung uniaxial magnetisierter<br>Magnete.....                                                  | 129        |
| 4.3      | Applikationserprobung im permanenterregten Synchronmotor .....                                                              | 132        |
| 4.3.1    | Testsystem.....                                                                                                             | 132        |
| 4.3.2    | Rotormagnetfeld.....                                                                                                        | 133        |
| 4.3.3    | Motorkonstante und Leistungskennlinie.....                                                                                  | 135        |
| 4.4      | Zusammenfassung der Magnetcharakterisierung und Fazit für die<br>Motorapplikation von laserstrahlschmolzenen Magneten ..... | 138        |
| <b>5</b> | <b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>                                                                                   | <b>141</b> |
| <b>6</b> | <b>Summary and Outlook .....</b>                                                                                            | <b>147</b> |
|          | <b>Literaturverzeichnis .....</b>                                                                                           | <b>151</b> |



# Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

## Formelzeichen

| Symbol              | Einheit                | Beschreibung                                                |
|---------------------|------------------------|-------------------------------------------------------------|
| $a_i$               | 1                      | Regressionskoeffizient i                                    |
| $B$                 | T                      | magnetische Flussdichte                                     |
| $b$                 | $\mu\text{m}$          | Breite einer Schmelzspur                                    |
| $BH_{\text{max}}$   | $\text{kJ}/\text{m}^3$ | maximales Energieprodukt                                    |
| $B_r$               | T                      | Remanenzflussdichte                                         |
| $c$                 | $\text{J}/\text{kg K}$ | spezifische Wärmekapazität                                  |
| $C_m$               | Vs                     | Motorkonstante                                              |
| $D$                 | mm                     | Bohrungsdurchmesser                                         |
| $d_{10,3}$          | $\mu\text{m}$          | Durchmesser, unterhalb dessen 10 % des Pulvervolumens liegt |
| $d_{50,3}$          | $\mu\text{m}$          | Durchmesser, unterhalb dessen 50 % des Pulvervolumens liegt |
| $d_{90,3}$          | $\mu\text{m}$          | Durchmesser, unterhalb dessen 90 % des Pulvervolumens liegt |
| $d_{\text{Laser}}$  | $\mu\text{m}$          | Laserfokusdurchmesser                                       |
| $E$                 | GPa                    | Elastizitätsmodul                                           |
| $E_{\text{Fläche}}$ | $\text{J}/\text{mm}^2$ | Flächenenergieeintrag                                       |
| $E_{\text{Linie}}$  | $\text{J}/\text{mm}$   | Linienenergieeintrag                                        |
| $F$                 | 1                      | Statistischer Freiheitsgrad                                 |
| $H$                 | $\text{kA}/\text{m}$   | magnetische Feldstärke                                      |
| $h$                 | $\mu\text{m}$          | Schraffurabstand zweier paralleler Laservektoren            |
| $H_{\text{cB}}$     | $\text{kA}/\text{m}$   | Koerzitivfeldstärke der Flussdichte                         |
| $H_{\text{cJ}}$     | $\text{kA}/\text{m}$   | Koerzitivfeldstärke der Polarisierung                       |
| $H_{\text{kn}}$     | $\text{kA}/\text{m}$   | Feldstärke am Kniepunkt                                     |
| $HV$                | HV                     | Härte nach Vickers                                          |
| $I$                 | A                      | Stromstärke                                                 |
| $J$                 | T                      | Polarisation                                                |
| $J_r$               | T                      | Remanenzpolarisation                                        |
| $J_{r,\rho}$        | T                      | dichtenormierte Remanenzpolarisation                        |
| $k$                 | $\text{W}/\text{m K}$  | Wärmeleitfähigkeit                                          |
| $M$                 | Nm                     | Drehmoment                                                  |
| $m(x)$              | %                      | Masseanteil eines Stoffs x an der Gesamtmasse               |
| $NRMSE$             | %                      | Normalisierter Standardfehler                               |
| $n$                 | 1                      | Zählvariable                                                |

|                     |                    |                                                                       |
|---------------------|--------------------|-----------------------------------------------------------------------|
| $n_{mech}$          | 1/min              | Drehzahl                                                              |
| $P$                 | W                  | Laserleistung                                                         |
| $P_{PBF-LB/M}$      | W                  | Maximalleistung des mit<br>PBF-LB/M/NdFeB-Magneten bestückten Motors  |
| $P_{N42}$           | W                  | Maximalleistung des mit<br>konventionellen Magneten bestückten Motors |
| $p$                 | 1                  | Faktoranzahl                                                          |
| $PVD$               | d                  | Pulververwendungsdauer                                                |
| $p$ -Wert           | 1                  | Propability-Wert                                                      |
| $Q_{3,3}$           | 1                  | Volumenverteilungssumme                                               |
| $q_{3,3}$           | 1/ $\mu\text{m}$   | Volumenverteilungsdichte                                              |
| $R^2$               | 1                  | Bestimmtheitsmaß                                                      |
| $R_a$               | $\mu\text{m}$      | Mittenrauwert                                                         |
| $s$                 | $\mu\text{m}$      | Schichtstärke                                                         |
| $s_{rel}$           | %                  | relative Streuung                                                     |
| $SNR$               | dB                 | Signal-Rausch-Verhältnis                                              |
| $t$                 | min                | Zeit                                                                  |
| $T$                 | $^{\circ}\text{C}$ | Temperatur                                                            |
| $t_{95\text{ }Sd}$  | %                  | relative Breite eines Vertrauensbereich                               |
| $T_C$               | $^{\circ}\text{C}$ | Curie-Temperatur                                                      |
| $T_{max}$           | $^{\circ}\text{C}$ | maximale Einsatztemperatur                                            |
| $T_{Substrat}$      | $^{\circ}\text{C}$ | Substrattemperatur                                                    |
| $T_{WB}$            | $^{\circ}\text{C}$ | Wärmebehandlungstemperatur                                            |
| $TV$                | %                  | Tastverhältnis                                                        |
| $U_i$               | V                  | induzierte Spannung                                                   |
| $U_{Zwischenkreis}$ | V                  | Zwischenkreisspannung                                                 |
| $v$                 | mm/s               | Vorschubgeschwindigkeit                                               |
| $\bar{x}$           |                    | Mittelwert                                                            |
| $\alpha$            | %/K                | linearer Temperaturkoeffizient                                        |
| $\alpha_{HcJ}$      | %/K                | linearer Temperaturkoeffizient der<br>Koerzitivfeldstärke             |
| $\alpha_{jr}$       | %/K                | Linearer Temperaturkoeffizient der<br>Remanenzpolarisation            |
| $\varepsilon_{pl}$  | %                  | Mechanische Dehnung                                                   |
| $\kappa$            | S/m                | elektrische Leitfähigkeit                                             |
| $\lambda_c$         | mm                 | Grenzwellenlänge                                                      |
| $\mu$               | Vs/Am              | Permeabilität                                                         |
| $\mu_0$             | Vs/Am              | Permeabilität des Vakuums                                             |
| $\mu_r$             | 1                  | relative Permeabilität                                                |
| $\rho$              | g/cm <sup>3</sup>  | Dichte                                                                |

|                  |     |                                                                  |
|------------------|-----|------------------------------------------------------------------|
| $\rho_{rel}$     | %   | relative Dichte                                                  |
| $\sigma_{B,R}$   | Pa  | Biegefestigkeit                                                  |
| $\sigma_{Druck}$ | Pa  | Druckspannung                                                    |
| $\sigma_{Zug}$   | Pa  | Zugspannung                                                      |
| $\varphi$        | °   | Neigungswinkel einer Oberfläche<br>relativ zur Substratplattform |
| $\omega$         | 1/s | Kreisdrehzahl                                                    |

## Abkürzungen

| Abkürzung       | Beschreibung                                                   |
|-----------------|----------------------------------------------------------------|
| 3D              | Dreidimensional                                                |
| AlNiCo          | Aluminium-Nickel-Kobalt                                        |
| ANOVA           | Varianzanalyse                                                 |
| AsB-Detektor    | winkelsensitive Rückstreuелеktronen-Detektor                   |
| BAAM            | Big Area Additive Manufacturing                                |
| Ba-Sr           | Barium-Strontium                                               |
| BCD             | Binary coded decimal                                           |
| BJT             | Binder-Jetting                                                 |
| BLDC-Motor      | bürstenloser Gleichstrommotor                                  |
| CAD             | Computer aided design                                          |
| CMOS            | Complementary metal-oxide-semiconductor                        |
| CO <sub>2</sub> | Kohlenstoffdioxid                                              |
| cw              | continuous wave                                                |
| DED-LB/M        | Gerichtete Energieeintragung in Metall durch<br>Laserstrahlung |
| DIN             | Deutsches Institut für Normung                                 |
| DMLS            | Direktes Metall-Laser-Sintern                                  |
| EDX             | Energiedispersive Röntgenspektroskopie                         |
| EN              | Europäische Norm                                               |
| FDM             | Fused Depositoon Modeling                                      |
| FE              | Finite-Elemente                                                |
| HD              | Hydrogen Decrepitation                                         |
| HDDR            | Hydrogenation–Disproportionation–<br>Desorption–Recombination  |
| IEC             | International Electrotechnical Commission                      |
| ISO             | Internationale Organisation für Normung                        |
| KI              | Konfidenzintervall                                             |
| LF              | Laser Forming                                                  |
| LPBF            | Laser Powder Bed Fusion                                        |

|              |                                                                      |
|--------------|----------------------------------------------------------------------|
| PBF-LB/M     | Laserstrahlschmelzen von Metallen im Pulverbett                      |
| MEX-CRB      | Materialextrusion einer viskosen Paste                               |
| MEX-TRB      | Materialextrusion eines gefüllten Thermoplasten                      |
| NdFeB        | Neodym-Eisen-Bor                                                     |
| NdTbCu       | Neodym-Terbium-Kupfer                                                |
| NRMSE        | normalized root mean square error<br>(normalisierter Standardfehler) |
| ORNL         | Oak Ridge National Laboratory                                        |
| PA11         | Polyamid-11                                                          |
| PA12         | Polyamid-12                                                          |
| PSM          | permanenterregter Synchronmotor                                      |
| PWM          | Pulsweitenmodulation                                                 |
| REM          | Rasterelektronenmikroskop                                            |
| SLM          | Selective Laser Melting                                              |
| SLS          | Selektives Lasersintern                                              |
| SmCo         | Samarium-Kobalt                                                      |
| SmFeN        | Samarium-Eisen-Stickstoff                                            |
| SNR          | Signal-Rausch-Verhältnis                                             |
| SPM          | oberflächenmontierte Magnete                                         |
| TGM          | Temperaturgradientmechanismus                                        |
| TV           | Tastverhältnis                                                       |
| VDI          | Verein Deutscher Ingenieure e. V.                                    |
| WEZ          | Wärmeeinflusszone                                                    |
| Z            | Zielgröße                                                            |
| ZZV          | Zentral zusammengesetzter Versuchsplan                               |
| $\pm \alpha$ | Sternpunkte eines zentral zusammengesetzten Versuchsplans            |

# 1 Einleitung und Zielsetzung

Im internationalen Wettbewerb ist die Innovationskraft eines Unternehmens ein entscheidender Wettbewerbsfaktor. Dazu zählt nicht nur die Entwicklung innovativer Produkte, sondern auch deren effiziente Erprobung, Produktion und Markteinführung. Währenddessen fallen für die konventionelle Fertigung von Prototypen, Werkzeugen und Formen erhebliche Kosten, aber auch ein hoher zeitlicher Aufwand an. Additive Fertigungsverfahren sind hier aufgrund ihres werkzeuglosen Funktionsprinzips eine wirtschaftliche Alternative zur ur-, umformenden oder subtraktiven Fertigung und besitzen zudem das Potential, Lieferketten durch bedarfsgerechte Produktion vor Ort schlanker und effizienter zu gestalten. Durch konsequente Weiterentwicklung von Technologie und Werkstoffpalette sind mittlerweile Kunststoffe, Metalle und Keramiken additiv verarbeitbar und stehen für das Rapid Prototyping zur Verfügung.

Kontinuierlich steigende Volumenaufbauraten ermöglichen seit einigen Jahren auch die wirtschaftliche additive Produktion von Kleinserien und individualisierten Serienbauteilen, die unter dem Schlagwort Rapid Production geführt wird [1]. Damit einher geht die Entwicklung und Fertigung von Bauteilen, die aufgrund ihrer komplexen Struktur ausschließlich additiv herstellbar sind. Beispiele hierfür sind durch Finite-Elemente-Algorithmen auf Basis eines vorgegebenen Lastfalls und Bauraums erzeugte, topologieoptimierte Bauteile, innerhalb derer mechanische Spannungen gewichts- oder steifigkeitsoptimal geführt und abgeleitet werden [2, 3]. In Branchen wie z. B. dem Flugzeugbau, in denen struktureller Leichtbau ein Paradigma darstellt, sind solche Bauteile bereits heute Stand der Technik und in additiver Serienproduktion [4].

Ein für die additive Fertigung metallischer Bauteile weit verbreitetes Verfahren ist das Laserstrahlschmelzen von Metallen im Pulverbett (PBF-LB/M). Es ermöglicht den Aufbau filigraner, hochfester Werkstücke aus einer Vielzahl von Legierungen bei nahezu 100 % relativer Dichte. Die Volumina der Werkstücke betragen derzeit bis zu 600 mm x 600 mm x 1000 mm [5].

Mit zunehmender Verbreitung des PBF-LB/M und den vielfältigen Anforderungsprofilen an die Bauteile zeigen sich jedoch auch die Einschränkungen des Verfahrens: Insbesondere die Werkstoffauswahl ist derzeit noch gering, wodurch das Einsatzspektrum des PBF-LB/M auf strukturell beanspruchte Bauteile beschränkt ist [6]. Der Aufbau von Werkstücken aus

Funktionswerkstoffen, wie sie z. B. in mechatronischen Baugruppen erforderlich sind, ist derzeit noch nicht möglich. Damit bleiben auch die technologischen wie wirtschaftlichen Potentiale funktionalisierter PBF-LB/M-Bauteile ungenutzt. Als Konsequenz ist es erforderlich, geeignete Funktionswerkstoffe für das PBF-LB/M zu entwickeln und zu qualifizieren, und so die Gestaltungsfreiheit des Verfahrens neben geometrischen Merkmalen um weitere, funktionale Merkmale zu erweitern.

Eine bislang wenig beachtete Werkstoffgruppe ist die der hartmagnetischen Werkstoffe. Insbesondere Legierungen, aus denen Seltenerd-magnete gefertigt werden, gehören zu den wichtigsten Materialien für eine erfolgreiche Energiewende, da sie in großem Stil in elektrischen Antrieben, Generatoren oder modernen Sensorsystemen zum Einsatz kommen [7]. Durch die additive Verarbeitung ergeben sich, neben den Möglichkeiten des Rapid Prototypings und der Rapid Production, neue Möglichkeiten im Design elektromechanischer Energiewandler, Speichermedien und Sensoren. Forschungsergebnisse belegen beispielsweise, dass durch die Wahl komplexerer und konventionell nur aufwändig herstellbarer Magnetformen in elektrischen Antrieben das Betriebsverhalten signifikant verbessert werden kann [8, 9].

### **Zielstellung der Arbeit**

Ausgehend von der eingeschränkten Werkstoffpalette des PBF-LB/M ist es das Ziel der vorliegenden Dissertation durch Qualifizierung eines hartmagnetischen Werkstoffes der geometrischen Gestaltungsfreiheit des PBF-LB/M eine zusätzliche magnetische Komponente hinzuzufügen. Dadurch kann die Form eines Werkstückes nicht nur anhand mechanischer Lasten, sondern auch anhand magnetischer Zielgrößen wie Streufeldverteilung, Flussdichte und Feldstärke auf der Magnetoberfläche, Magnetkraft oder Kraft-Weg-Kennlinie definiert und direkt materialisiert werden.

Zur Maximierung der magnetischen Leistungsfähigkeit der Bauteile steht ein Material aus der Gruppe der Seltenerdlegierungen im Zentrum der Untersuchungen. Auch knapp 40 Jahre nach ihrer Entdeckung besitzen diese Werkstoffe bei Raumtemperatur das höchste maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  [10]. Zentrale Herausforderungen während der PBF-LB/M-Verarbeitung sind das spröde-harte Materialverhalten sowie die Ausprägung bzw. Beibehaltung einer magnetisch günstigen Mikrostruktur. Sie steht in direktem Zusammenhang mit der im PBF-LB/M realisierten Abkühlrate, durch die ein feines, homogenes Werkstoffgefüge eingestellt werden muss [11].

Um die Zusammenhänge vollständig zu beschreiben, wird zunächst der Stand der Technik der konventionellen Neodym-Eisen-Bor (NdFeB) Magnetfertigung dargestellt. Bei der pulvermetallurgischen Herstellung sind insbesondere die Mechanismen zur Ausbildung einer magnetischen Vorzugsrichtung und den daraus resultierenden magnetischen Kennwerten von Bedeutung, während bei den kunststoffbasierenden Verfahren die geometrische Gestaltungsmöglichkeit der Magnete einen hohen Stellenwert einnimmt. Darauf aufbauend werden erste Randbedingungen an die additive Prozessführung abgeleitet. Der Stand der Technik von im Labor erprobten additiven Verfahren der Magnetherstellung schließt die Grundlagen der Magnettechnik ab. Auf Basis des Verfahrensprinzips des Laserstrahlschmelzens, der dominierenden Einflussfaktoren und einer Übersicht der Kenndaten konventionell für dieses Verfahren verfügbarer Werkstoffe wird ein methodisches Vorgehen zur Qualifizierung der Magnetlegierung abgeleitet. Es orientiert sich an Werkzeugen des Six-Sigma Qualitätsmanagements und ist durch Adaption von Einfluss- oder Zielgrößen auf weitere, ähnlich anspruchsvoll zu verarbeitende Legierungssysteme übertragbar.

Der Schwerpunkt der Arbeit liegt auf der Quantifizierung von Einflussgrößen, Wechselwirkungen und Grenzen der Verarbeitung der Magnetlegierung im Laserstrahlschmelzverfahren. Das Ausgangsmaterial in Pulverform ist aufgrund der großen Oberfläche anfällig für Agglomerationen und Oxidation. Zur Gewährleistung reproduzierbarer und übertragbarer Versuchsergebnisse wird eine maximale Haltbarkeit im Rahmen des Pulverrecyclings ermittelt. Anhand der den Prozess dominierenden Belichtungsparameter wird ein statistisch abgesichertes Prozessmodell ermittelt und das Verhalten der Magnetkennwerte im Prozessfenster beschrieben. Die Erforschung der beim PBF-LB/M von Konstruktionswerkstoffen üblichen Wärmenachbehandlung und ihrer mikrostrukturellen Auswirkungen schließt sich im Post-Prozess an.

Die Charakterisierung der additiv gefertigten Magnete hinsichtlich intrinsischer und extrinsischer Eigenschaften erfolgt in Kapitel vier. Der Schwerpunkt liegt auf dem Zusammenspiel zwischen Mikrostruktur und magnetischen Eigenschaften. Die daraus gewonnenen Erkenntnisse legen die Grundlage für künftige Forschungsaktivitäten auf dem Gebiet der Werkstoffentwicklung. Zusätzlich werden die geometrischen und magnetischen Grenzen additiv gefertigter Magnete bestimmt. Den Abschluss der Arbeit bildet der Ausblick auf Applikationen der Magnete in der Antriebstechnik.





## 2 Grundlagen der Herstellung von NdFeB-Magneten

Permanentmagnete aus NdFeB haben seit ihrer Entdeckung durch die Firmen Sumitomo Special Metals und General Motors zu Beginn der 1980er Jahren eine rasante Verbreitung erfahren [12]. Gegenüber den bis dahin stärksten Samarium-Kobalt (SmCo)-Magneten verfügen sie, wie Bild 1 zeigt, bei Raumtemperatur über ein etwa 70 % höheres maximales Energieprodukt  $BH_{max}$ . Die kontinuierliche Steigerung auch nach der Entwicklung eines Legierungssystems geht auf evolutionäre Fortschritte in der Legierungszusammensetzung durch Additive und insbesondere auf die Kontrolle der Mikrostruktur durch spezielle Fertigungsverfahren zurück, in denen eine magnetische Vorzugsrichtung (Textur bzw. Anisotropie) durch spezielle Randbedingungen eingestellt wird [13]. Die damit einhergehende Steigerung der Leistungsfähigkeit wird entweder dazu genutzt, Magnetmaterial einzusparen oder um die Leistungsausbeute der Anwendung zu erhöhen.

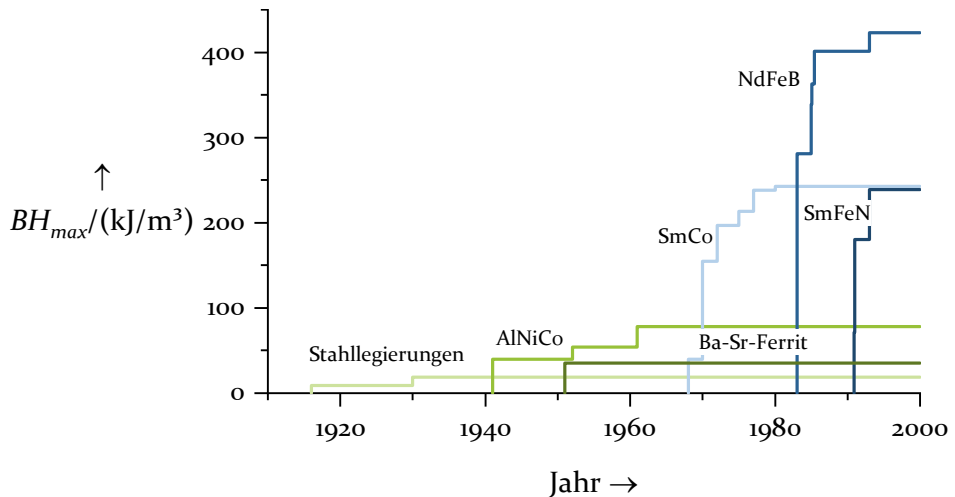


Bild 1: Entwicklung des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  seit Beginn der technischen Nutzung hartmagnetischer Werkstoffe um 1910, in Anlehnung an [13]

NdFeB-Magnete kommen gemäß Bild 2 in unterschiedlichsten Produkten des täglichen Lebens zum Einsatz, wobei die Energiewandlung zwischen mechanischer und elektrischer Energie über den Umweg der magnetischen Energie den häufigsten Anwendungsfall repräsentiert. Der dominierende

Anteil der Antriebstechnik ist auf die Nutzung hocheffizienter permanent-erregter Maschinen zurückzuführen. Prognosen des Bedarfs an Seltenerd-magneten für elektrische Traktionsantriebe gehen davon aus, dass sich der Bedarf bis zum Jahr 2040 mit dann bis zu 125.000 Tonnen pro Jahr gegen-über 2015 mehr als vervierzehnfacht [14]. Der Anteil der Antriebstechnik bleibt damit auch künftig der mengenmäßig bedeutsamste.

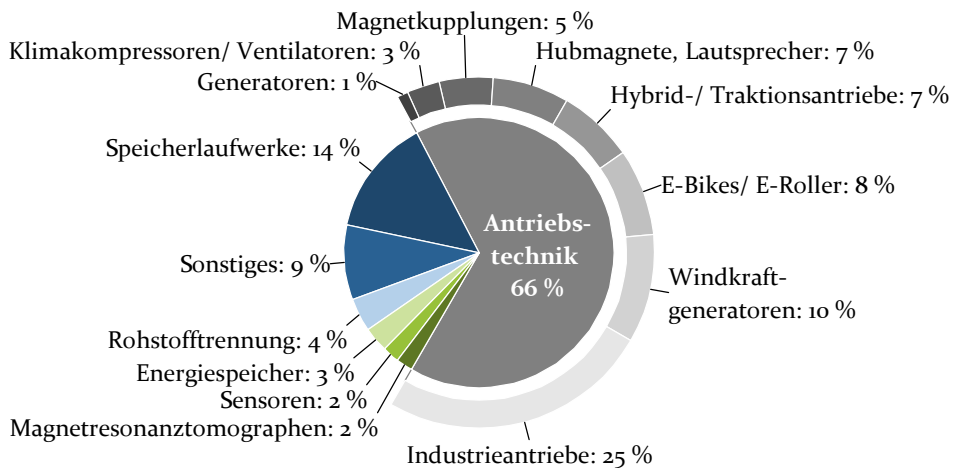


Bild 2: Anteile der Einsatzbereiche am weltweiten Handelsvolumen von NdFeB-Magneten (Stand 2015), mit Daten aus [15, 16]

Aufgrund der Bedeutung von NdFeB für die Energiewandlung ist die Verfügbarkeit der Legierungsbestandteile, insbesondere im Hinblick auf die stetig wachsende Elektrifizierung des Verkehrssektors, kritisch für eine erfolgreiche Energie- und Verkehrswende. Während bei der Eisen- und Borversorgung auf absehbare Zeit keine Engpässe zu erwarten sind, kommt dem mit 15 bis 33 Gewichtsprozent [17] enthaltenen Neodym eine besondere Bedeutung zu. Obwohl das Element in der Erdkruste weit verbreitet vorkommt, ist der Abbau durch die meist geringe Konzentration nur an wenigen Standorten weltweit wirtschaftlich. Das Element kommt zusammen mit weiteren Seltenen Erden wie Lanthan, Cer oder Praseodym in Oxidform vor. Die größten derzeit aktiven Abbaugelände für Seltenerdoxide liegen in China. Mit geschätzten 70,6 % [18] der Weltproduktion im Jahr 2019 nimmt das Land eine dominante Marktposition ein. Durch diese Quasimonopolstellung kam es bereits im Jahr 2011 zu einer künstlichen Verknappung an Neodym auf dem außerchinesischen Markt, welche sich in einer Preissteigerung von über 700 % für Neodymoxid widerspiegelte [19].

## 2.1 Magnetismus in Festkörpern

Die vollständige Beschreibung des Ursprungs sowie der Zusammenhänge magnetischer Effekte bedarf eines tieferen Einstiegs in die Quantenmechanik. Da zur makroskopischen Beurteilung im Rahmen der vorliegenden Arbeit die im Folgenden vorgestellten Zusammenhänge ausreichend sind, sei an dieser Stelle auf weiterführende Literatur, wie z. B. [20, 15], verwiesen.

Technische Magnetkreise werden anhand der Feldgrößen der Feldstärke  $H$  und der Flussdichte  $B$  beschrieben. Beide Größen sind über die Permeabilität  $\mu$  gemäß Gleichung (1) verknüpft.

$$\vec{B} = \mu \vec{H} = \mu_0 \mu_r \vec{H} \text{ in T} \quad (1)$$

Durch Aufteilung der Permeabilität  $\mu$  in einen konstanten Anteil des Vakuums  $\mu_0$  und einen materialabhängigen Anteil  $\mu_r$  wird der Beitrag eines Materials zur Ausbildung der Flussdichte  $B$  quantifizierbar. Anhand des Wertes von  $\mu_r$  werden drei magnetische Materialklassen gemäß Tabelle 1 unterschieden.

Tabelle 1: Einteilung magnetischer Werkstoffe anhand der relativen Permeabilität  $\mu_r$

| Material-eigenschaft                   | $\mu_r$ [21]  | Elemente mit entsprechenden Eigenschaften bei 22 °C [20] |
|----------------------------------------|---------------|----------------------------------------------------------|
| diamagnetisch                          | $\mu_r < 1$   | Kupfer, Kohlenstoff, Silizium                            |
| paramagnetisch,<br>antiferromagnetisch | $\mu_r > 1$   | Natrium, Aluminium,<br>Seltenerdmetalle                  |
| ferromagnetisch,<br>ferrimagnetisch    | $\mu_r \gg 1$ | Eisen, Kobalt, Nickel                                    |

### 2.1.1 Diamagnetische Werkstoffe

Diamagnete sind durch eine relative Permeabilität kleiner Eins ( $0 \leq \mu_r < 1$ ) gekennzeichnet und erfahren eine Kraftwirkung entgegen der Richtung eines externen Magnetfeldes. In einem räumlich inhomogenen Magnetfeld wirkt die Kraft in Richtung der abnehmenden Feldliniendichte. Grundsätzlich zeigt jeder Stoff diamagnetisches Verhalten, welchem jedoch anders geartete, stärkere Effekte, wie Para- oder Ferromagnetismus, überlagert sein können. Technisch genutzte Vertreter der Diamagnete sind Supraleiter mit  $\mu_r = 0$ . [20]

### 2.1.2 Paramagnetische Werkstoffe

Paramagnete besitzen eine relative Permeabilität geringfügig größer als Eins ( $\mu_r > 1$ ) und verstärken durch partielle Orientierung von magnetischen Momenten im Material ein externes Magnetfeld, wobei diese durch Kollisionen der Atome behindert wird. Aufgrund der geringen makroskopischen Kraftwirkung, bedingt durch die kleine relative Permeabilität  $\mu_r$ , werden paramagnetische, wie auch diamagnetische Stoffe, im Sprachgebrauch als „unmagnetisch“ bezeichnet. Der Paramagnetismus besitzt für die Kraft- und Energieübertragung und -wandlung keine nennenswerte Bedeutung. [20]

### 2.1.3 Ferromagnetische Werkstoffe

Ferromagnete sind durch eine hohe relative Permeabilität ( $\mu_r \gg 1$ ) gekennzeichnet und sind damit magnetisch leitfähige Materialien. Ferromagnetische Eigenschaften zeigen sich nur bis zur Curie-Temperatur  $T_C$ , darüber verhalten sich die Materialien paramagnetisch. [20]

Die Modellvorstellung für technische Anwendungen über das Zustandekommen des Ferromagnetismus beruht maßgeblich auf den Arbeiten von Pierre Weiss und basiert auf zwei zentralen Annahmen:

- Ferromagnetisches Material ist auch ohne die Anwesenheit eines Magnetfelds spontan magnetisiert und befindet sich in Sättigung.
- Der nach außen hin unmagnetisierte Ferromagnet ist in Bereiche, sogenannte Domänen oder Weiss'sche Bezirke, unterteilt. Deren Magnetisierungsrichtungen sind so angeordnet, dass in Summe makroskopisch kein magnetisches Moment verbleibt.

Die Trennung der Bereiche erfolgt durch Bloch-Wände, innerhalb derer die Magnetisierungsrichtung kontinuierlich in Richtung der benachbarten Domäne dreht. Ihre räumliche Ausdehnung beträgt ca. 0,1  $\mu\text{m}$  bis 1  $\mu\text{m}$ . [22]

Liegt ein Magnetfeld an, erfolgt die Magnetisierung des Materials durch Bloch-Wandverschiebungen und Drehprozesse gemäß Bild 3. Aus dem zunächst unmagnetisierten Zustand a verschiebt sich in b die Bloch-Wand zugunsten der in Richtung des Magnetfelds magnetisierten Domäne. Die weitere Verschiebung wird durch eine Fehlstelle zunächst behindert, was zum sogenannten Pinning-Effekt in c führt. Dieser beschreibt die überproportional hohe Feldstärke, die zur Überwindung der Fehlstelle erforderlich ist und dient als Erklärung für das sensitive Verhalten ferromagnetischer

Werkstoffe auf Einschlüsse, Gitterfehlstellen oder mechanische Spannungen. Nach Überwindung des Pinnings erfolgt die Verschiebung der Bloch-Wand in d analog zu b, bevor in e der Eindomänenzustand erreicht ist. Durch weitere Steigerung des Magnetfelds erfolgt in f abschließend die reversible Drehung der Domänenmagnetisierung in Richtung des Magnetfeldes. Es verbleibt ein Zustand, in dem eine weitere Erhöhung des Magnetfelds keine weitere Veränderung des Magnetisierungszustands bewirkt, das Material ist magnetisch gesättigt. Beim Abschalten des externen Magnetfelds verläuft der Prozess im idealen, fehlerfreien Werkstoff reversibel von f nach a. Sind, wie in Bild 3, Fehlstellen vorhanden, wird die Bloch-Wandverschiebung behindert und ein makroskopisch messbarer Restmagnetismus verbleibt. [20, 23] Dies wird allgemein als Koerzitivität bezeichnet.

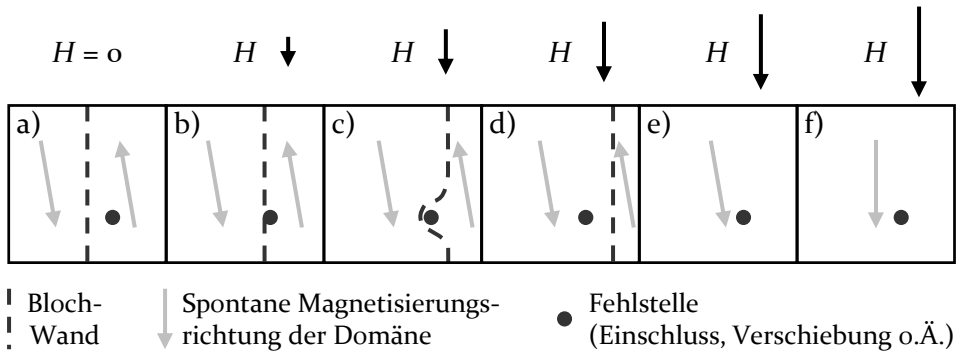


Bild 3: Verlauf der Magnetisierung eines ferromagnetischen Werkstoffes bei Anlegen eines anschwellenden externen Magnetfelds  $H$ , in Anlehnung an [23]

## 2.2 Eigenschaften von NdFeB-Magneten

Permanentmagnete haben ihrem Namen entsprechend die Aufgabe, über die gesamte Lebensdauer hinweg ein zeitlich und räumlich konstantes Magnetfeld aufrecht zu erhalten. Der Einsatz in mechanisch, thermisch und magnetisch stark beanspruchten Baugruppen, wie Rotoren hochausgenutzter Maschinen, resultiert in einem anspruchsvollen Anforderungsregime, dessen Einhaltung eine besondere Bedeutung zukommt. In Abhängigkeit von Anforderungsregime oder Kostenrahmen sind zahlreiche patentierte Legierungssysteme verfügbar [24–27]. Das Grundsystem ist stets die hartmagnetische  $\Phi$ -Phase in der Zusammensetzung  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ . Durch Zusatz von Additiven wie Dysprosium, Gallium oder Terbium werden applikationsspezifische Eigenschaften wie die Temperaturstabilität oder Koerzitivfeldstärke modifiziert [28–30]. Der grundlegende Charakter der Legierung ändert sich dadurch nicht.

### 2.2.1 Mechanische Kennwerte

Die mechanischen Charakteristika von NdFeB sind nach Tabelle 2 durch eine hohe Härte bei geringer Bruchdehnung und der damit einhergehenden Tendenz zum Spröbruch gekennzeichnet. Als Konsequenz kommen bei der mechanischen Bearbeitung Diamantwerkzeuge sowohl mit bestimmter als auch mit unbestimmter Schneide und Erodierverfahren zum Einsatz [31]. Bei der Weiterverarbeitung der Magnete, z. B. bei der Montage auf Rotoren von Motoren, sind der Schutz von Kanten sowie geeignete Greifkonzepte erforderlich, um Absplitterungen zu verhindern. Im Betrieb bedingen die Kennwerte die spannungsarme Fixierung mit Toleranzausgleich, weshalb Kleben ein häufig angewendetes Fügeverfahren ist [32].

Tabelle 2: Mechanische Kennwerte von NdFeB bei 300 K [17]

| Mechanischer Kennwert          | Wertebereich                    |
|--------------------------------|---------------------------------|
| Dichte $\rho$                  | $(7,5 \pm 0,05) \text{ g/cm}^3$ |
| Elastizitätsmodul $E$          | $(155 \pm 5) \text{ GPa}$       |
| Vickers-Härte $HV$             | $(580 \pm 10) \text{ HV}$       |
| Biegefestigkeit $\sigma_{B,R}$ | $(260 \pm 10) \text{ MPa}$      |

### 2.2.2 Thermische und elektrische Kennwerte

Weitere Kennwerte nach Tabelle 3 ergeben sich aus dem thermischen und elektrischen Verhalten. Technisch relevant ist vor allem die nach [33] im Vergleich zu reinem Eisen mehr als achtfach geringere Wärmeleitfähigkeit, welche eine Entwärmung eines Magneten im Betrieb auf einem Rotor erschwert. Die elektrische Leitfähigkeit beträgt weniger als ein Zehntel der Leitfähigkeit von hochlegiertem Stahl, ist jedoch hoch genug, um in magnetischen Wechselfeldern Wirbelströme in signifikantem Maß zu leiten und den Magneten zu erwärmen [34, 35]. Zur Reduktion der Wirbelstromverluste werden Magnete in Applikationen mit hohen Frequenzen analog des weichmagnetischen Blechpakets segmentiert [36, 37]. Je nach Anforderung werden hierzu individuelle Magnete zu einem Pol zusammengesetzt oder vorsegmentierte Magnete bezogen.

Tabelle 3: Thermische und elektrische Kennwerte von NdFeB [38]

| Kennwert                           | Wert           |
|------------------------------------|----------------|
| Spezifische Wärmekapazität $c$     | 502,4 J/(kg K) |
| Wärmeleitfähigkeit $k$             | 9 W/(m K)      |
| Elektrische Leitfähigkeit $\kappa$ | 0,667 MS/m     |

### 2.2.3 Magnetische Kennwerte

Die Ausprägung der magnetischen Eigenschaften hängt maßgeblich von der Mikrostruktur des Werkstoffs ab. Durch gezielte Maßnahmen können isotrope Magnete ohne oder anisotrope Magnete mit magnetischer Vorzugsrichtung hergestellt werden. Isotrope Magnete sind in beliebige Raumrichtungen magnetisierbar und besitzen in jede Richtung gleiche magnetische Eigenschaften, während anisotrope Magnete durch eine kristallographische Textur entlang einer Raumachse deutlich stärkere magnetische Kennwerte aufweisen als entlang der verbleibenden. [39]

Neben der kategorischen Unterscheidung lassen sich die Kennwerte durch Wahl geeigneter Legierungsadditive und Verarbeitungsparameter in gewissen Bereichen variieren [39]. Die Kennwerte sind anhand von charakteristischen Punkten auf der Hysteresekurve definiert, welche die Reaktion des Magneten auf eine externe Feldstärke  $H$  in Form der Flussdichte  $B$  im quasistatischen Fall beschreibt. Der Beitrag des Werkstoffs zur Flussdichte  $B$  wird über die Polarisation  $J$  gemäß Gleichung (2) beschrieben.

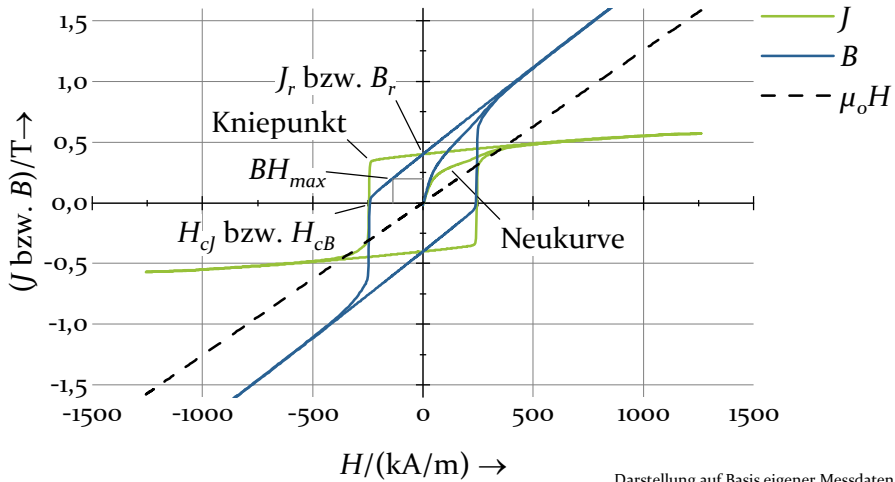
$$J = B - \mu_0 H \text{ in T} \quad (2)$$

Den Anteil der auch im Vakuum und näherungsweise in Luft vorhandenen Flussdichte beschreibt Gleichung (3).

$$B_{\text{Vakuum}} = \mu_0 H \approx B_{\text{Luft}} \quad (3)$$

Durch Variation von Betrag und Vorzeichen der Feldstärke ergibt sich die für hartmagnetische Werkstoffe typische, breite Hysteresekurve, welche in Bild 4 exemplarisch für einen Hartferrit dargestellt ist. Ein Durchlauf der Kurve beginnt im Koordinatenursprung, in dem der Magnet makroskopisch unmagnetisch ist und die Magnetisierungsrichtungen aller Domänen stochastisch orientiert sind. Durch kontinuierliche Steigerung der Feldstärke erfolgt die Ausrichtung der Domänen bis zur Sättigung analog Bild 3.

Das Domänenwachstum bis Phase e erfolgt bis ca. 500 kA/m, die anschließenden Drehprozesse gehen aus der asymptotischen Näherung der Steigung der Flussdichte  $dB/dH$  an eine Konstante hervor. Der Verlauf wird als Neukurve bezeichnet und beschreibt das initiale Aufmagnetisierungsverhalten eines Magneten.



Darstellung auf Basis eigener Messdaten

Bild 4: Neu- und Hysteresekurven der Flussdichte  $B$  und Polarisation  $J$  am Beispiel eines Hartferrits vom Grad HF 29/22 mit charakteristischen Datenblattkennwerten

Wird die Feldstärke  $H$  nach Erreichen der Sättigung des Magneten zurückgenommen, sinkt die Flussdichte  $B$  nicht entlang der Neukurve auf null, sondern auf den Wert der Remanenzflussdichte  $B_r$ , deren Wert gemäß Gleichung (2) gleichzeitig die Remanenzpolarisation  $J_r$  repräsentiert. Durch Vorzeichenwechsel der Feldstärke  $H$  wird der Magnet in den Arbeitsbereich im zweiten Quadranten überführt. Die Flussdichte  $B$  sinkt nahezu linear bis zum Kniepunkt, ab dem eine weitere Steigerung der Feldstärke  $H$  zu einem überproportional starken Absinken der Flussdichte  $B$  führt, bevor sie bei der Koerzitivfeldstärke der Flussdichte  $H_{cb}$  den Wert Null annimmt. Innerhalb des zweiten Quadranten wird die maximal im Magneten zur Verfügung stehende Energie, das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$ , errechnet. Wird der Magnet im Einsatz in diesem Arbeitspunkt betrieben, ergibt sich eine optimale Ausnutzung des Materialpotentials. Der dritte Quadrant zeigt nach der Entmagnetisierung die Umkehr der ursprünglichen Magnetisierungsrichtung. Auch hier nähert sich die Steigung der Flussdichte  $dB/dH$  asymptotisch dem Wert  $\mu_0$ , ab welchem der Magnet vollständig entgegen der Ursprungsrichtung magnetisiert und gesättigt ist. Das Abschalten der Feldstärke  $H$  führt folglich zur Remanenzflussdichte  $-B_r$  bzw. Remanenzpolarisation  $-J_r$ . Nach erstmaligem Durchlauf der Neukurve ist



die Hysteresekurve zum Ursprung des Koordinatensystems symmetrisch. Zur Beurteilung der Magnetqualität werden die polarisationsbezogenen Kennwerte  $J_r$ ,  $H_{cj}$  gegenüber den Flussdichtekennwerten  $B_r$ ,  $H_{cB}$  bevorzugt, da sich diese ausschließlich auf das Verhalten des Werkstoffs ohne Luftfluss beziehen. In Datenblättern ist meist nur der zweite Quadrant als Arbeitsbereich des Magneten darstellt. Weiterhin ist die vollständige Aufnahme der Hysteresekurve, insbesondere der Neukurve, bei hochkoerzitiven Werkstoffe wie NdFeB oder SmCo mit Hysteresegraphen nur bei erhöhten Temperaturen möglich, da die zur Sättigung erforderlichen Feldstärken  $H$  im Bereich von über 4000 kA/m in konventionellen Messgeräten mit Elektromagneten nicht erreicht werden [40].

Tabelle 4 gibt eine Übersicht über die magnetischen Kennwerte handelsüblicher NdFeB-Magnete. Je nach Anwendung sind hochkoerzitive oder hochremanente Magnete mit oder ohne Vorzugsrichtung verfügbar, welche durch den Zusatz von Legierungsadditiven und die Wahl der Prozesskette aus dem gleichen Legierungssystem hergestellt werden [41, 42]. Eine simultane Maximierung von Remanenz  $B_r$  bzw.  $J_r$  und Koerzitivfeldstärke  $H_c$  ist aufgrund des limitierten maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  nur in einem gewissen Rahmen möglich. Als Konsequenz besitzen hochremanente Magnete eine geringe Koerzitivfeldstärke  $H_c$ , hochkoerzitive Magnete eine geringe Remanenz  $B_r$  bzw.  $J_r$ .

Die magnetischen Kennwerte nehmen mit steigender Temperatur ab und werden über negative Temperaturkoeffizienten charakterisiert. Lineare Temperaturkoeffizienten  $\alpha$  beschreiben die Kennwertveränderung in einem Temperaturbereich bis 100 °C hinreichend genau, bei größeren Temperaturunterschieden ist es hingegen vorteilhaft, auch nichtlineare Anteile zu berücksichtigen. Die physikalische Obergrenze der Einsatztemperatur ist die Curie-Temperatur  $T_C$ , wobei reale Einsatztemperaturen aufgrund der Temperaturkoeffizienten  $\alpha$  von  $J_r$  und  $H_{cj}$  mit maximal 220 °C deutlich darunterliegen [43]. Im Temperaturbereich ab 150 °C stellen SmCo-Magnete mit einem vergleichbaren maximalen Energieprodukt  $BH_{max}$  eine technologische Alternative zu NdFeB dar [44]. Kommerziell erhältliche, gesinterte wie kunststoffgebundene Magnete auf NdFeB-Basis sind, wie auch AlNiCo-, Ferrit- und SmCo-Magnete, in den Mindestanforderungen ihrer Datenblattkennwerte nach DIN IEC 60404-8-1 standardisiert. [45]

Tabelle 4: Magnetische Kennwerte von Magneten aus NdFeB bei Raumtemperatur [17]

| Magnetischer Kennwert                                                              | Wertebereich                           |                                                            |
|------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------|------------------------------------------------------------|
|                                                                                    | isotrop                                | anisotrop                                                  |
| Remanenzpolarisation $J_r$                                                         | 0,83 T                                 | $1,08 \text{ T} \leq J_r \leq 1,47 \text{ T}$              |
| Koerzitivfeldstärke der<br>Flussdichte $H_{cB}$                                    | 575 kA/m                               | $907 \text{ kA/m} \leq H_{cB} \leq 1.115 \text{ kA/m}$     |
| Koerzitivfeldstärke der<br>Polarisation $H_{cJ}$                                   | 1.400 kA/m                             | $955 \text{ kA/m} \leq H_{cJ} \leq 2.865 \text{ kA/m}$     |
| Maximales Energieprodukt<br>$BH_{max}$                                             | 120 kJ/m <sup>3</sup>                  | $250 \text{ kJ/m}^3 \leq BH_{max} \leq 415 \text{ kJ/m}^3$ |
| Curie-Temperatur $T_C$                                                             | 310 °C                                 |                                                            |
| Linearer Temperaturkoeffi-<br>zient der Remanenzpolari-<br>sation $\alpha_{J_r}$   | $-0,115 \leq \alpha_{J_r} \leq -0,08$  |                                                            |
| Linearer Temperaturkoeffi-<br>zient der Koerzitivfeld-<br>stärke $\alpha_{H_{cJ}}$ | $-0,8 \leq \alpha_{H_{cJ}} \leq -0,06$ |                                                            |

### 2.3 Konventionelle Prozessketten

Die Verfahren zur Herstellung von Magneten aus NdFeB sind durch besondere Anforderungen an die Mikrostruktur gekennzeichnet. Als günstig gilt ein hoher Anteil der hartmagnetischen Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B ( $\Phi$ )-Phase am Gesamtvolumen, welcher durch eine dünne Nd-reiche, diamagnetische Korngrenzphase magnetisch entkoppelt ist [11].

Für ein maximales Energieprodukt  $BH_{max}$  eignen sich pulvermetallurgische Fertigungsverfahren, während Technologien der Kunststoffverarbeitung komplexe geometrische Formen und funktionsintegrierte Konzepte mit hoher Produktivität vereinigen [43]. Weitere Auswahlkriterien für das Fertigungsverfahren sind z. B. die Temperaturstabilität oder die Korrosionsbeständigkeit der Magnete. Allen etablierten Prozessketten gemein ist die Verwendung von NdFeB-Pulver als Ausgangsbasis, wobei sich die Pulverherstellung und -eigenschaften zwischen den Verfahren signifikant unterscheiden.

### 2.3.1 Sintern

Zur Herstellung von leistungsstarken, anisotropen Magneten im Sinterverfahren ist einkristallines Pulver, bei dem jedes Partikel aus einer einzigen magnetischen Domäne besteht, erforderlich. Dieses wird durch Zerkleinern eines Ingots in Mühlen, optional mit zwischengeschalteter Wasserstoffversprödung (Hydrogen Decrepitation, HD), gewonnen. Die erforderliche Partikelgröße liegt um sechs Mikrometer. Aufgrund der großen Oberfläche des Pulvers, verbunden mit der starken Sauerstoffaffinität der Legierung, finden die Zerkleinerungsprozesse in kontrollierter Schutzgasatmosphäre aus hochreinem Argon oder unter Vakuum statt. [11] Zur Kompensation potentieller Oxidation enthält die chemische Zusammensetzung oft einen überstöchiometrischen Anteil an Seltenen Erden [46].

Während der Pulververdichtung in Pressmatrizen zu einem Grünling orientiert ein starkes Magnetfeld die magnetische Vorzugsachse der Partikel entlang der Feldlinien. Je nach Verlauf der Feldlinien relativ zur Pressrichtung wird zwischen Axialfeld-, Transversalfeldpressen oder isostatischem Pressen unterschieden, wobei durch Letzteres der höchste Ausrichtungsgrad und damit die höchsten magnetischen Eigenschaften erzielt werden. Die anschließende Sintertemperatur liegt bei ca. 1050 °C. Dabei stehen die Nd-reiche Phase, die hartmagnetische  $\Phi$ -Phase und die  $\text{Fe}_4\text{NdB}_4$  ( $\eta$ )-Phase im thermodynamischen Gleichgewicht. Während des Flüssigphasensinterns bleibt die  $\Phi$ -Phase aufgrund ihres Schmelzpunkts bei 1180 °C im festen Zustand und räumlich entsprechend der Orientierung während des Pressen ausgerichtet [17]. Zur Ausprägung eines für die Koerzitivfeldstärke günstigen Gefüges folgt eine Wärmebehandlung mit Temperaturen zwischen 600 °C und 900 °C [11]. Bild 5 zeigt die für Sintermagnete typische Mikrostruktur mit einem hohen Volumenanteil an  $\Phi$ -Phase. Die meisten Poren sind durch Nd-reiche Phase gefüllt.

Die Sinterblöcke werden anschließend mit Diamantsägen zerteilt, komplexere Formen durch Erodieren oder dreidimensionales Schleifen herausgearbeitet. Den Abschluss der Prozesskette bildet die Beschichtung mit organischen oder metallischen Materialien wie Zink, Nickel oder Chrom zum Schutz vor Oxidation und Absplitterungen. Je nach Lieferbestimmungen erfolgt die Magnetisierung direkt nach der Beschichtung oder erst beim Kunden.

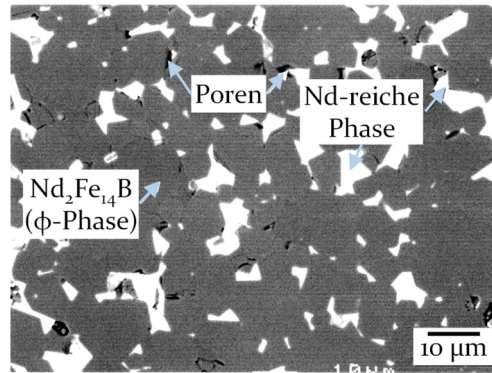


Bild 5: Mikrostruktur gesinterter NdFeB-Magnete mit hartmagnetischer  $\phi$ -Phase und Nd-reicher Bindephase in den Zwischenräumen [46]

### 2.3.2 Heißpressen und Warmumformen

Die Herstellung von Magneten im Heißpressverfahren erfordert Pulver mit nanokristalliner Mikrostruktur, dessen Korngrößen im Submikrometerbereich liegen. Die Partikelgrößen befinden sich dagegen im zwei- bis dreistelligen Mikrometerbereich, wodurch die einzelnen Partikel aufgrund der großen Anzahl an Körnern magnetisch isotrop sind. Das Pulver ist damit nicht wie beim Sintern durch ein externes Magnetfeld orientierbar.

Wirtschaftlich bedeutende Verfahren zur nanokristallinen Pulverherstellung sind die Hydrogenation–Disproportionation–Desorption–Recombination (HDDR) sowie die Rascherstarrung. Im Labormaßstab existieren zusätzlich Mahlverfahren, wie das Reaktiv- und Intensivmahlen. [47]

Das HDDR-Verfahren besteht aus vier Phasen und beginnt mit der Erhitzung eines Ingots unter Wasserstoffatmosphäre. Durch Aufnahme des Wasserstoffs ins Gefüge (Hydrogenation) zerfällt die Legierung in einer exothermen Reaktion (Disproportionation) zu Nd-Hydrid, Fe und  $\text{Fe}_2\text{B}$ . Die Partikel mit einer Größe von wenigen zehn Nanometern können anschließend durch Entzug des Wasserstoffs (Desorption) in die Ausgangslegierung zurückgeführt werden, wobei sich  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ -Körner mit einer Ausdehnung von 300 nm bilden (Recombination). [47, 48] Unter speziellen Randbedingungen entsteht Pulver mit kristalliner Vorzugsrichtung, welches während der weiteren Verarbeitung durch ein Magnetfeld ausgerichtet werden kann [49].

Die Herstellung von rascherstarrtem Pulver, das die Basis für die meisten nanokristallinen Magnete bildet, beginnt ebenfalls mit einem Ingot in gewünschter Legierungszusammensetzung, der unter Schutzgasatmosphäre

induktiv aufgeschmolzen wird. Die Schmelze fließt über eine Düse auf eine rotierende, gekühlte Kupferwalze, auf der sie innerhalb kürzester Zeit mit einer Abkühlrate im Bereich von  $10^6$  K/s als dünnes Band mit einer Dicke von ca.  $30\text{ }\mu\text{m}$  erstarrt (Melt-Spinning). Aufgrund des spröden Materialverhaltens zerbricht das Band in Schuppen, die endgültige Teilchengröße wird durch einen Grobmahlschritt definiert. Nach einer Wärmebehandlung zur Ausprägung eines homogenen Gefüges bleiben Pulverpartikel mit einer Größe kleiner  $1\text{ }\mu\text{m}$  und Korngrößen zwischen  $20\text{ nm}$  und  $50\text{ nm}$  zurück, die dem Heißpressverfahren direkt zugeführt werden können. [11]

Die Magnetherstellung durch Heißpressen erfolgt in drei Folgeschritten. In einem ersten Pressvorgang wird zunächst bei Raumtemperatur ein Grünling erzeugt. Dieser wird in der zweiten Stufe, dem Heißpressen, bei Temperaturen von  $700\text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 800\text{ }^\circ\text{C}$  zu einem Magneten mit nahezu  $100\%$  Dichte konsolidiert. Die magnetischen Eigenschaften sind entsprechend des Ausgangsmaterials isotrop. Die Mikrostruktur der uniorientierten Körner mit Abmessungen im Nanometerbereich zeigt Bild 6a.

Die Einprägung der Vorzugsrichtung erfolgt in der dritten Pressstufe, dem Heißumformen. Dabei wird der Magnet entweder im Gesenk warmgestaucht oder, insbesondere bei Kreisringen, rückwärtsstranggepresst. Die Temperatur ist mit  $725\text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 780\text{ }^\circ\text{C}$  vergleichbar mit dem zweiten Pressschritt. Durch das Zusammenspiel aus Temperatur und Umformspannung wird die Rekristallisation des Materials induziert, wodurch sich die  $c$ -Achse der Körner, die gleichzeitig die magnetische Vorzugsrichtung darstellt, senkrecht zur Fließrichtung des Materials orientiert. [11] Die Orientierung geht aus Bild 6b hervor.

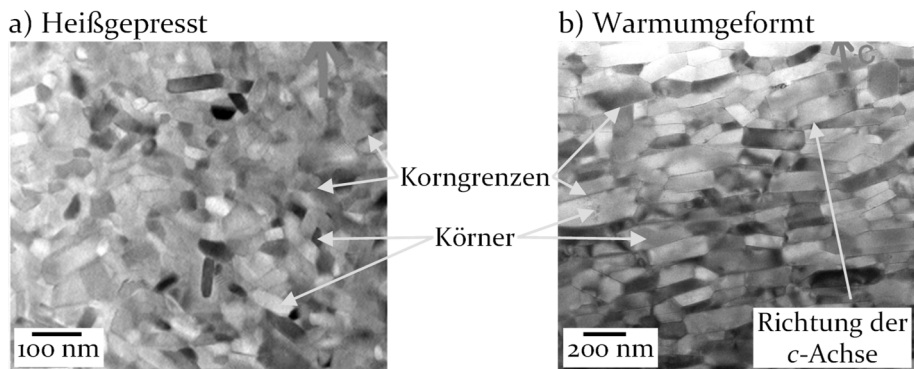


Bild 6: Mikrostruktur a) heißgepresster NdFeB-Magnete ohne Kornorientierung und b) warmumgeformter NdFeB-Magnete mit ausgeprägter kristalliner Textur [50]

Den Abschluss der Prozesskette bilden, analog zum Sintern, die mechanische Endbearbeitung durch Schleifen oder Erodieren und eine Beschichtung. Aufgrund ihrer nanokristallinen Mikrostruktur sind heißgepresste Magnete korrosionsstabiler als gesinterte und können lediglich mit einer Passivierungsschicht versehen verwendet werden [51].

### 2.3.3 Verfahrenstechniken der Kunststoffverarbeitung

Neben den pulvermetallurgischen Verfahren zur Herstellung rein metallischer NdFeB-Magnete sind kunststoffverarbeitende Verfahren aufgrund ihres hohen Automatisierungsgrades, der Produktivität und der Möglichkeit der direkten Integration der Magnete in Baugruppen von Bedeutung. Zur Fertigung von kunststoffgebundenen Magneten werden Kunststoffmatrix und Magnetpulver zu einem Compound vermischt und anschließend durch Formpressen, Spritzguss, Extrusion oder Kalandrieren verarbeitet, wobei das Formpressen sowie der Spritzguss die wirtschaftlich bedeutenden Verfahren repräsentieren. [12]

Die magnetischen Eigenschaften sind direkt vom Füllgrad des Compounds und seiner Verarbeitung abhängig, während der anisotrope Füllstoffpartikel in einem magnetischen Feld ausgerichtet werden können und eine Vorzugsrichtung realisiert wird. Bild 7 gibt einen Überblick über die Kennwerte und ihre Spanne und stellt diese mit pulvermetallurgisch gefertigten Magneten in den Kontext.

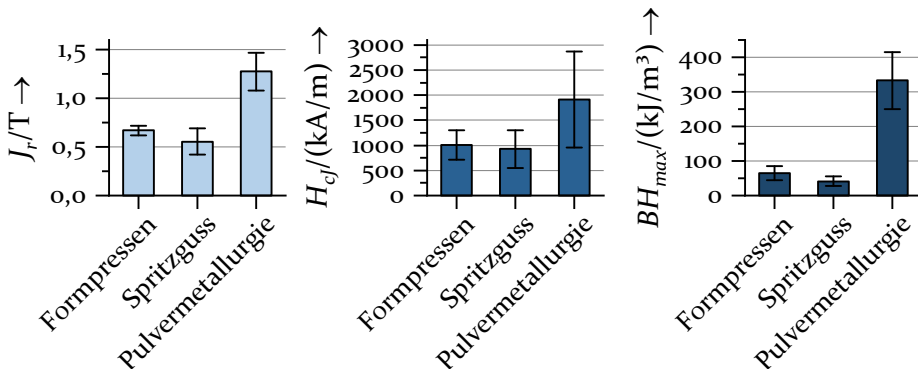


Bild 7: Vergleich der magnetischen Kennwerte kunststoffgebundener und pulvermetallurgischer NdFeB-Magneten [17, 52]

Die direkte Herstellung von maßhaltigen, dünnwandigen Magneten, wie Magnetringe für Encoder, Schrittmotoren oder Kleinantrieben durch Sintern ist aufgrund der Verzugsneigung sowie der Rissbildung technologisch schwer zu realisieren. Das Heißpressen und Warmumformen ist hier eine

technologische Alternative. [53] Allerdings ist der Investitionsbedarf größer und insbesondere für große Stückzahlen, je nach Anforderungen an die Magnete, nicht immer wirtschaftlich.

### Formpressen

Das Formpressen erfüllt die Anforderungen an geringe Produktionskosten bei hoher Produktivität und repräsentiert unter den kunststoffverarbeitenden Prozessen das Verfahren mit dem geringsten Anteil nichtferromagnetischer Matrix. Ihre Dichte liegt in Relation zu metallischen Magneten bei ca. 79 %, was einem Füllstoffvolumenanteil von ca. 75 Vol.-% entspricht. Bild 8 veranschaulicht dies anhand eines Schliffbilds. Das Verfahren eignet sich besonders für Bauteile, bei denen kleine geometrische Toleranzen gefordert sind und auf Nacharbeit weitestgehend verzichtet werden soll. Während der Herstellung wird nanokristallines, durch Melt-Spinning oder HDDR gewonnenes Magnetspulver, mit unvernetztem Duroplast vermengt, in eine Kavität gefüllt und unter starkem Druck konsolidiert. Aufgrund des geringen Binderanteils ist die Fließfähigkeit des Materials eingeschränkt und führt zur Begrenzung der maximalen Bauteilhöhe auf ca. 25 mm. Nach Auswurf des Grünlings erfolgt die vollständige Vernetzung des Duroplasts in einem Durchlaufofen bei 175 °C. Den Abschluss der Prozesskette bilden das Entfernen von Graten durch Schleifen sowie eine Beschichtung zum Korrosionsschutz. [12]

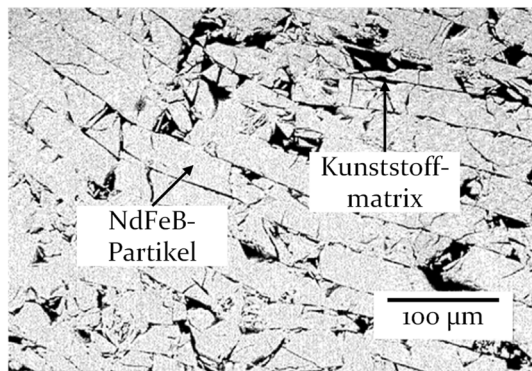


Bild 8: Schliffbild eines formgepressten, kunststoffgebundenen Magneten mit hohem Volumenanteil an schuppenförmigen NdFeB-Partikeln [12]

### Spritzguss

Der Spritzguss ist eine hochproduktive Prozessalternative für Magnete mit Wandstärken größer als 1 mm oder mit komplexer Geometrie. Im Compound kommen nanokristalline Pulver zum Einsatz. Diese werden analog

dem Heißpressen durch HDDR oder Melt-Spinning gewonnen. Bei längeren Fließwegen oder für längere Werkzeugstandzeiten ist Pulver mit sphärischer Partikelmorphologie vorteilhaft, welches durch die Spinnig-Cup-Atomization gewonnen wird. Dazu wird Schmelze in einer inertisierten Prozesskammer in axialer Richtung auf eine schnell rotierende Scheibe gelenkt. Beim Auftreffen auf die Scheibenoberfläche erfährt sie eine Beschleunigung in radialer Richtung, in deren Folge der Schmelzestrahle in Partikel zerfällt. Während des Flugs der Partikel in Richtung der Prozesskammerwand herrscht eine große Relativgeschwindigkeit zwischen Partikel und Gasatmosphäre, wodurch die Schmelze mit hoher Abkühlgeschwindigkeit erstarrt. Die Partikel besitzen eine sphärische Form [54] mit geringer Neigung zur Satellitenbildung und einem nanokristallinen Gefüge, bei dem eine ausgeprägte Nd-reiche Phase zwischen den Körnern, wie sie bei Sinterpulvern erforderlich ist, unterdrückt wird.

Der Compound wird mit konventionellen, zur Verarbeitung hochgefüllter Kunststoffe geeigneten Spritzgussmaschinen, verarbeitet. Durch den Einsatz von Multikavitätenwerkzeugen wird der Materialverlust im Anguss reduziert und die Produktivität gesteigert. Dem Vorteil der geometrischen Gestaltungsfreiheit der Magnete steht ein geringer Anteil hartmagnetischen Materials gegenüber, der zur Einhaltung der Fließfähigkeit des Compounds auf ca. 66 Vol.-% bis 67 Vol.-% begrenzt ist. [12] Bei Verwendung von anisotropem durch ein Magnetfeld ausrichtbaren Pulver, sowie der Integration eines magnetischen Richtfeldes in die Spritzgussform, kann dieser Nachteil teilweise kompensiert werden [55]. Bild 9 zeigt ein Schliffbild eines anisotropen, spritzgegossenen Magneten mit irregulärer Partikelform.

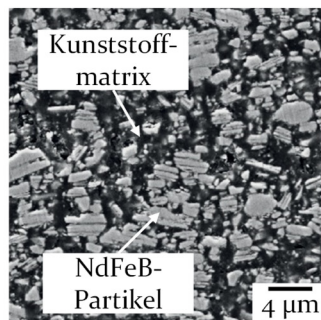


Bild 9: Schliff eines spritzgegossenen NdFeB-Magneten mit signifikantem Volumenanteil an nichtferromagnetischem Polymerbinder [56]



## 2.4 Additive Herstellung

Die Arbeitsweise additiver Fertigungsverfahren beruht auf dem schichtweisen Aufbau eines Werkstücks durch selektives Verbinden von Material. Der verallgemeinerte Fertigungsablauf, dargestellt in Bild 10, umfasst nach VDI 3405 drei Stufen [57].

Im Pre-Prozess wird die Werkstückgeometrie digital als CAD-Modell definiert, in einem geeigneten Format ausgeleitet und innerhalb einer für den gewählten Fertigungsprozess konfigurierten Softwareumgebung aufbereitet. Dabei werden die Datenintegrität geprüft, das Bauteil im virtuellen Bauraum orientiert, platziert und prozessspezifische Vorbereitungsmaßnahmen, wie beispielsweise das Anbringen von Stützstrukturen, durchgeführt. Den Abschluss der Datenvorbereitung bildet die Zerteilung der aufbereiteten Geometrie in Schichten, anhand derer die Maschinenbefehle ausgeleitet werden. Parallel wird die Fertigungsanlage eingerichtet und der Werkstoff bereitgestellt. [57]

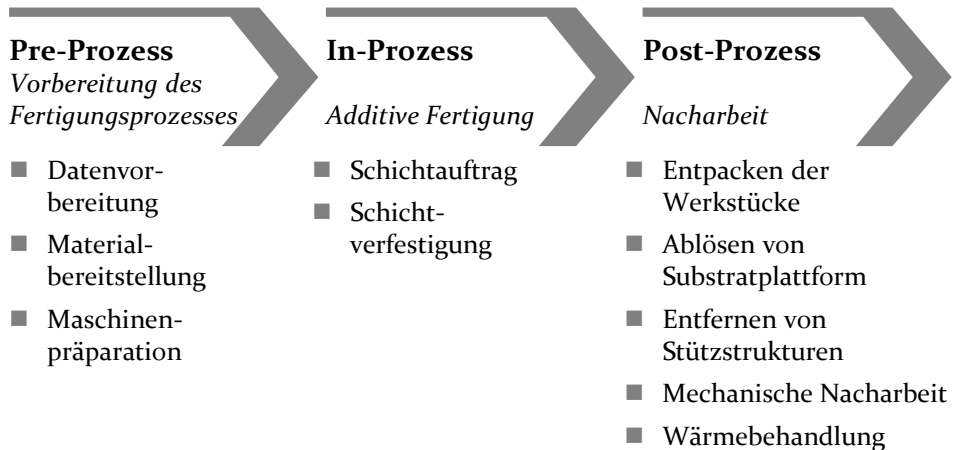


Bild 10: Untergliederung der allgemeinen Prozesskette additiver Fertigungsverfahren in Pre-, In- und Post-Prozess nach VDI 3405 [57]

Im In-Prozess werden die Schichtinformationen sequentiell abgearbeitet und dabei das Werkstück aufgebaut. Wie für urformende Verfahren üblich, entstehen die Werkstoff- und Werkstückeigenschaften primär während dieses Fertigungsschritts.

Der Post-Prozess umfasst prozess- und anwendungsspezifisch das Entfernen von überschüssigem Material wie Pulver, Harz oder Stützstrukturen, eine Wärmebehandlung, das Bearbeiten von Funktions- und Passflächen

sowie die Vergütung von Oberflächen durch Schleifen, Polieren oder Lackieren.

#### 2.4.1 Stand der Forschung zu matrixgebundenen NdFeB-Magneten

In matrixgebundenen Magneten liegt hartmagnetisches NdFeB als Werkstoffverbund zusammen mit einer para- oder diamagnetischen Matrix vor, die sowohl aus Polymeren wie auch aus Metallen bestehen kann. Wie bei konventionellen, kunststoffgebundenen Magneten dominiert der Füllfaktor die magnetischen Eigenschaften. Die Nomenklatur der Verfahren erfolgt nach ISO 52900 [58].

Die **Materialextrusion eines gefüllten Thermoplasten** (MEX-TRB, früher Fused Deposition Modeling, FDM), dargestellt in Bild 11, ist ein verbreitetes Verfahren zur Herstellung von Bauteilen aus meist amorphen Thermoplasten. Der Werkstoff wird einer beheizten Düse in Drahtform zugeführt, in der er erweicht und anschließend extrudiert wird. Während des Ablagevorgangs erweicht die darunterliegende Schicht durch Wärmeleitung, sodass sich das neu abgelegte Material stoffschlüssig mit dem darunterliegenden verbindet. Aufgrund der selektiven, ortsgenauen Materialablage können auch unterschiedliche Werkstoffe innerhalb einer Schicht durch Materialwechsel oder die Verwendung mehrerer Extruder kombiniert werden.

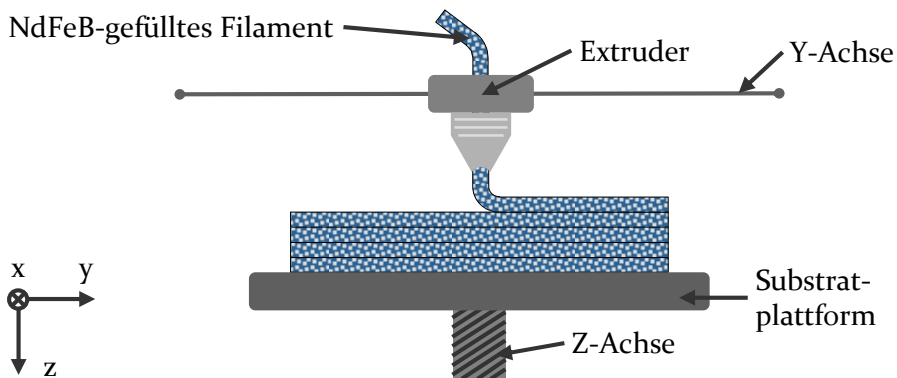


Bild 11: Prinzipskizze der Materialextrusion von gefüllten Polymeren (MEX-TRB)

Die ersten wissenschaftlichen Untersuchungen zur Verarbeitung von NdFeB im MEX-TRB stammen aus einer Kooperation der Technischen Universität Wien, der Christian Doppler Forschungsgesellschaft, der Magnetfabrik Bonn GmbH sowie der Montanuniversität Leoben im Jahr 2016.

Aus der Zielstellung, ein Verfahren zur wirtschaftlichen Herstellung von leistungsstarken Magneten in kleinen Stückzahlen zu entwickeln, folgt der Einsatz eines mit anisotropen NdFeB-Partikeln gefüllten PA11-Filaments mit 90 Gew.-% Füllstoffanteil in einer kommerziell erhältlichen MEX-TRB-Anlage. Trotz der Verwendung des anisotropen Magnetmaterials verhalten sich die gedruckten Prüflinge magnetisch isotrop, was auf ein fehlendes Richtfeld während des Druckvorgangs zurückgeführt wird. Die Proben-dichte von  $\rho = 3,57 \text{ g/cm}^3$  ist um 22 % geringer als die eines vergleichbaren, spritzgegossenen Magneten. Damit wird auch die im Vergleich um 25 % geringere Remanenzflussdichte von  $B_r = 0,31 \text{ T}$  begründet. Die Koerzitivfeldstärke liegt mit  $H_{cj} = 740 \text{ kA/m}$  um 4 % niedriger als die der spritzgegossenen Referenzprobe. [59]

In [60] publiziert die Arbeitsgruppe die Weiterentwicklung des Verfahrens, mit der ein Magnet mit ortsabhängigem hartmagnetischen Füllmaterialanteil gefertigt wird. Dadurch werden die magnetischen Eigenschaften, insbesondere die Streuflussdichte auf der Magnetoberfläche, punktgenau definiert, ohne die Magnetgeometrie selbst zu verändern. Der in diesem Rahmen gefertigte Blockmagnet weist im Gegensatz zu konventionellen Blockmagneten eine verbesserte Linearität der lokalen Änderung seines Streufeldes auf, was unter Verwendung eines Hallsensors zu einem linearen Zusammenhang zwischen der Ortsänderung des Magneten und dem Ausgangssignal des Hallsensors führt. [60]

Weitere Verwendung finden durch MEX-TRB hergestellte NdFeB-Magnete bei der Herstellung einer rotatorischen Blutpumpe. Die Entwicklung dieses medizinischen Geräts wird, neben der virtuellen Absicherung, insbesondere durch Validierungsversuche mit Prototypen begleitet. Durch die additive Fertigung werden die technologische Hürde der langen Lieferzeit neuer Magnetgeometrien, insbesondere bei speziellen Designs, sowie die damit verbundenen Kosten überwunden. Die erzielten Eigenschaften der Magnete deuten mit 56 Vol.-% Füllfaktor,  $B_r = 0,356 \text{ T}$  und  $H_{cj} = 711 \text{ kA/m}$  auf leicht verbesserte Eigenschaften gegenüber den in [59] erzielten Werten hin. [61]

Mit Füllstoff aus NdFeB ist es möglich, den MEX-TRB-Prozess ohne Erdgravitation einzusetzen. Die zur Verbindung der Schichten erforderliche Haftkraft wird stattdessen von der Anziehungskraft zwischen dem Filament und einer im Druckbett angebrachten, bestromten Spule gewährleistet. Da die ferromagnetischen Eigenschaften des Filaments mit steigender Temperatur sinken, kommt ein Thermoplast mit einer Verarbeitungstemperatur von  $95^\circ\text{C}$  zum Einsatz. Durch das integrierte Magnetfeld können

bei einem Füllstoffanteil von 80 Gew.-% eine Remanenzflussdichte  $B_r = 0,671$  T sowie eine Koerzitivfeldstärke  $H_{cj} = 680$  kA/m realisieren. [62]

Ebenfalls auf dem MEX-TRB basiert das am Oak Ridge National Laboratory (ORNL) entwickelte **Big Area Additive Manufacturing** (BAAM). Der Unterschied zur konventionellen MEX-TRB besteht in der Form des zugeführten Werkstoffs, welcher im BAAM als Pellets eingebracht und in einem Schneckenextruder aufgeschmolzen und verarbeitet wird. Durch den robusteren Aufbau können Werkstoffe höherer Viskosität und somit mit höherem Füllstoffgehalt verarbeitet werden. Die Motivation liegt auch hier in der freien Formgebung ohne Werkzeuge. Zusätzlich wird die Materialverschwendung im Rahmen der konventionellen Fertigung durch mechanische Nacharbeit und im Anguss thematisiert. Bei einem 70 Vol.-% Anteil an NdFeB im Compound wird eine Remanenzflussdichte von  $B_r = 0,58$  T bei einer Koerzitivfeldstärke von  $H_c = 708$  kA/m erzielt. [63] Sofern die Proben nach Fertigstellung in einem Ofen erweicht werden und gleichzeitig ein Magnetfeld angelegt wird, kann bei Verwendung von anisotropem Magnetmaterial eine nachträgliche Orientierung und damit Steigerung der magnetischen Eigenschaften erzielt werden. Je nach Geometrie und Stärke des Richtfelds wird dies jedoch durch eine unerwünschte Formänderung des Magneten eingeschränkt. [64]

Ebenfalls ähnlich ist die **Materialextrusion einer viskosen Paste** (MEX-CRB). Sie besteht aus einem unvernetzten Harz-Härter-Gemisch mit NdFeB als Füllstoff sowie optionalen Fließhilfsmitteln und wird bei Raumtemperatur selektiv dispenst und anschließend bei erhöhten Temperaturen im Ofen polymerisiert. Die Formbeständigkeit der direkt nach der Extrusion nur teilvernetzten Paste ist während der Schichterzeugung für die Maßhaltigkeit des Bauteils von entscheidender Bedeutung. In [65] werden Magnete aus Epoxidharz, das mit anisotropem Magnetpulver gefüllt ist, ohne ein die Partikel orientierendes Magnetfeld erzeugt. Die Proben besitzen dadurch in alle Raumrichtungen magnetisch isotrope Eigenschaften, womit die Unabhängigkeit der magnetischen Eigenschaften vom linienbasierenden Aufbau des Magneten nachgewiesen wird. Die magnetischen Eigenschaften resultieren aus dem Füllgrad von 40 Vol.-% mit einer Remanenzflussdichte  $B_r = 0,3$  T bei einer Koerzitivfeldstärke von  $H_c = 954$  kA/m. [65] Der Füllgrad kann in [66] durch Zusatz von feinkörnigem  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  auf 49,7 Vol.-% erhöht werden, was in einer Erhöhung der Remanenzflussdichte um 60 % auf  $B_r = 0,478$  T bei 19 % niedrigerer Koerzitivfeldstärke von  $H_c = 775$  kA/m resultiert. [66]

Das **Binder-Jet-Verfahren** (BJT) gehört zu den ältesten additiven Fertigungsverfahren und spielt vor allem beim Bau von verlorenen Gussformen eine wichtige Rolle. Der schichtweise Auftrag eines hinreichend fließfähigen Pulvers aus Sand, Metall, Keramik oder Kunststoff erfolgt flächig gemäß Bild 12 durch einen Rakelmechanismus. Das Pulver wird während des Beschichtungsvorgangs nicht aktiv verfestigt und liegt im Pulverbett mit Schüttdichte vor. Die Verfestigung erfolgt durch Verkleben der Pulverpartikel mit Hilfe eines niederviskosen Polymers, welches über einen beweglichen Inkjetdruckkopf versprüht wird. Das Verfahren wird, wie der BAAM-Prozess, am ORNL im Rahmen von [67] und [68] untersucht. Die Füllstoffdichte von 46 Vol.-% begrenzt die magnetischen Eigenschaften der Prüflinge auf eine Remanenzflussdichte von  $B_r = 0,3$  T bei einer Koerzitivfeldstärke von  $H_c = 716$  kA/m [67]. Die Möglichkeit, den porösen Magneten durch niedrigschmelzende Legierungen aus Nd, Cu, Pr oder Co zu infiltrieren, ist Gegenstand von [68], womit die Koerzitivfeldstärke auf  $H_c = 1345$  kA/m erhöht wird. Die Polarisation wird dabei kaum beeinflusst.

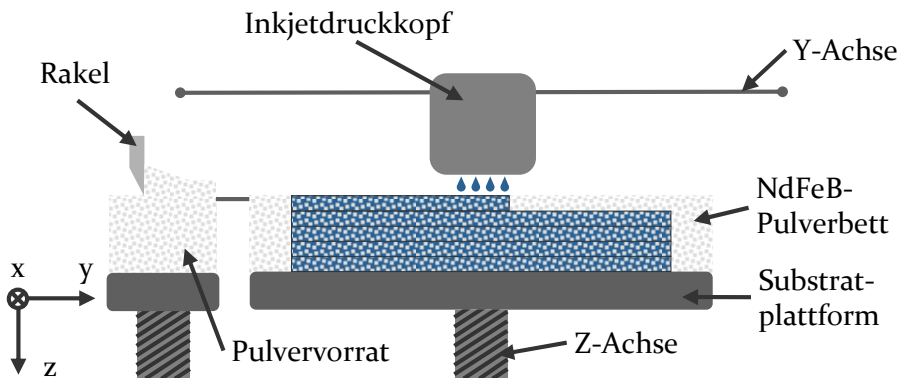


Bild 12: Prinzipskizze des Binder-Jet-Verfahrens (BJT)

Das pulverbettbasierte Schmelzen von Polymeren (PBF-LB/P, früher selektives Laser-Sintern, SLS) ist ebenfalls zur Fertigung kunststoffgebundener Magnete geeignet. Das Verfahren, dargestellt in Bild 13, nutzt einen  $\text{CO}_2$ -Laser zur Konsolidierung eines durch Infrarotstrahler vorgeheizten Pulverbetts aus Polymer- und Magnetpartikeln.

Der Einsatz von Polyamid-12-Pulver mit NdFeB-Partikeln führt zu einer auf NdFeB bezogenen relativen Dichte von  $\rho_{rel} = 22$  % [69]. Die magnetischen Eigenschaften liegen mit einer Remanenzflussdichte von  $B_r = 0,33$  T bei einer Koerzitivfeldstärke von  $H_{cB} = 969$  kA/m im mittleren Bereich der kunststoffgebundenen additiv hergestellten NdFeB Magnete.

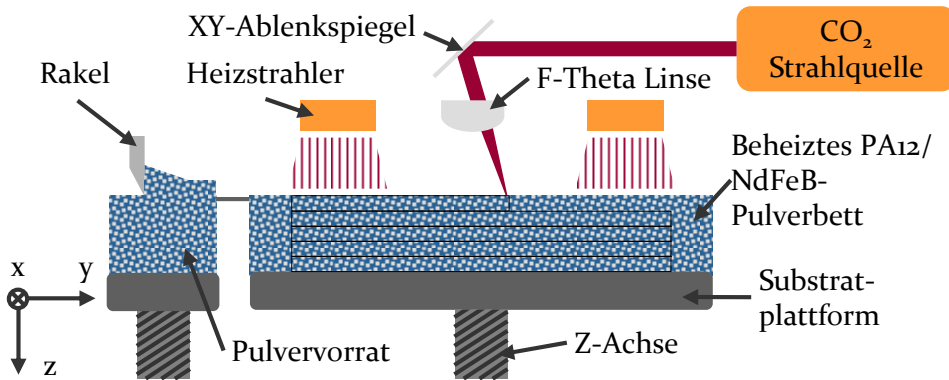


Bild 13: Prinzipskizze des pulverbettbasierten Schmelzens von Polymeren (PBF-LB/P)

Auch das **Kaltgasspritzen** ermöglicht die additive Produktion von NdFeB-Magneten. Dazu wird Metallpulver in einem beheizten Gasstrom stark beschleunigt und auf ein Ziel gelenkt, auf dem es aufgrund seiner kinetischen Energie kaltverschweißt. Die Prozesstechnik umfasst nach Bild 14 eine Pulver- und Gaszuführung, eine De Laval-Düse zur Beschleunigung und Fokussierung des Partikelstroms sowie das Target. Durch Relativbewegung zwischen Target und Düse werden Schichten sequentiell aufeinander aufgetragen. Die eingeschränkte Fokussierbarkeit des Materialstroms bewirkt breite Sprühbahnen und erfordert den Einsatz von Masken oder spanender Nacharbeit zur Herstellung präziser Konturen.

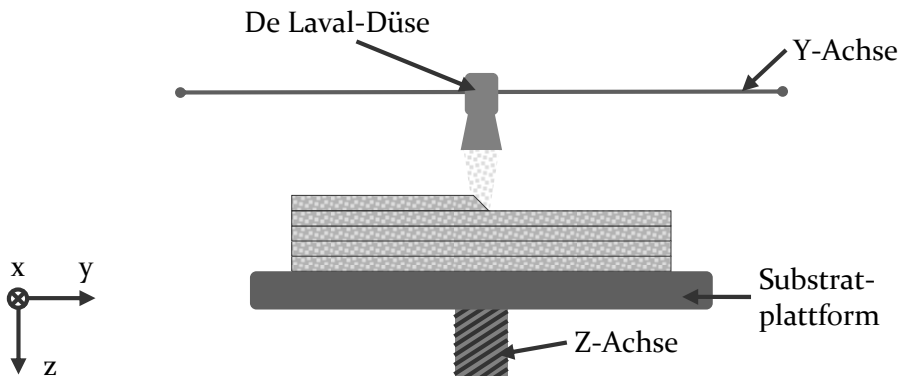


Bild 14: Prinzipskizze des Kaltgasspritzens

NdFeB verhält sich aufgrund seiner sprödharten Materialeigenschaften abrasiv und verhindert damit den direkten Aufbau auf einem Target. Untersuchungen von [70] zeigen jedoch, dass NdFeB zusammen mit Aluminium

als Matrix zu einem Verbundwerkstoff aufgebaut werden kann. NdFeB wird dabei von nachfolgenden Al-Partikeln umschlossen und eingebettet. Der eingebettete Anteil des hartmagnetischen Materials beträgt 50 Vol.-% bei 80 Vol.-% Magnetmaterial im Ausgangsstrahl. Die isotropen Magneteigenschaften werden durch das Verarbeitungsverfahren nicht negativ beeinflusst und liegen mit einer Remanenzflussdichte von  $B_r = 0,231$  T bei einer Koerzitivfeldstärke von  $H_c = 740$  kA/m im Erwartungshorizont für den Füllstoffanteil. [70] Vergleichbare Untersuchungen von [71] erreichen bis zu 60 Vol.-% Magnetmaterial bei einer Remanenzflussdichte von  $B_r = 0,276$  T und einer Koerzitivfeldstärke von  $H_{cB} = 930$  kA/m. Der dabei aufgebaute Demonstrator enthält Magnete mit einer Höhe von 5 mm, welche die 3D-Fähigkeit des Verfahrens untermauern. [71]

### 2.4.2 Stand der Forschung zur additiven Herstellung von NdFeB-Magneten aus Monomaterial

Die additive Herstellung von NdFeB-Magneten ohne Matrix bietet das Potential, bei geeigneter Prozessführung die Eigenschaften gesinterter oder heißgepresster Magnete zu erreichen und damit Anwendungen mit höchsten Anforderungen an das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  abzudecken. Als Ausgangswerkstoff kommen Pulver zum Einsatz, die durch Energieeintrag aufgeschmolzen und konsolidiert werden. Die Prozessparameter beeinflussen das Aufschmelz- und Erstarrungsverhalten und können dazu genutzt werden, die Mikrostruktur der Magnete lokal zu beeinflussen. Erfolgt die Werkstoffzuführung punktförmig, kann auch die Legierungszusammensetzung variiert und dadurch neuartige Magnete mit Werkstoffgradienten aufgebaut werden. In [72] wird ein Verfahren vorgestellt, um unterschiedliche Legierungszusammensetzungen und Mikrostrukturvarianten innerhalb kurzer Zeit experimentell auf ihre magnetischen Eigenschaften hin zu untersuchen.

Das Auftragen von Material mit Hilfe von **Plasmabeschichtungsverfahren** ist mit Kunststoffen, Metallen und Keramiken möglich. Dabei wird ein Trägergas (Stickstoff, Argon oder Formiergas) durch einen Plasmabrenner ionisiert und auf Temperaturen von bis zu 20.000 K erwärmt. In den Gasstrom eingebrachtes Pulver wird dabei aufgeschmolzen und über eine Düse auf das Beschichtungsziel gelenkt. Verfahrensaufbau und -ablauf sind, mit Ausnahme des Plasmabrenners, mit dem Kaltgasspritzen in Bild 14 vergleichbar. Die plasmabasierende Verarbeitung einer mit Dysprosium angereicherten NdFeB-Legierung erzeugt zunächst eine amorphe Werk-

stoffstruktur mit hoher Remanenzflussdichte von  $B_r = 0,84$  T bei vergleichsweise geringer Koerzitivfeldstärke von  $H_c = 31,9$  kA/m, welche durch nachträgliches Anlassglühen in eine kristalline Mikrostruktur mit  $J_r = 0,7$  T und  $H_{cj} = 1244,4$  kA/m überführt wird. Die Ursache der ausgeprägten Anisotropie der magnetischen Eigenschaften in Aufbaurichtung wird im Temperaturgradienten während des Beschichtungsvorgangs vermutet. [73]

In einem zum **Directed Energy Deposition** (DED-LB/M)-Verfahren zählenden Prozess wird das Ausgangsmaterial ebenfalls über einen Gasstrom durch eine Düse auf das Substrat gelenkt. Der Energieeintrag zum Aufschmelzen der Pulverpartikel, dargestellt in Bild 15, erfolgt durch coaxial zum Gasstrom geführte Laserstrahlung, wobei der Fokuspunkt von Gasstrom und Laserstrahl zur Realisierung einer hinreichenden geometrischen Auflösung und Oberflächenqualität aufeinander abgestimmt ist.

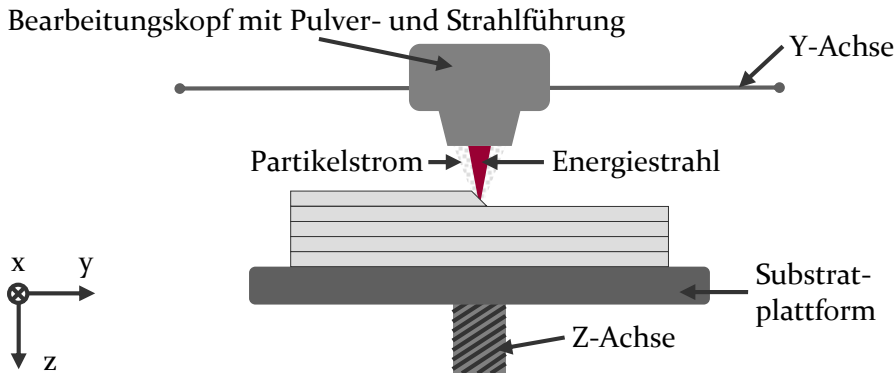


Bild 15: Prinzipskizze des Directed Energy Deposition-Verfahrens

Die Herausforderungen bei der Verarbeitung von NdFeB im DED-LB/M-Verfahren beschreibt [74]. Während des Abkühlvorgangs bilden sich nicht-hartmagnetische Phasen wie  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}\text{B}_x$  und  $\alpha$ -Eisen auf Kosten der gewünschten  $\Phi$ -Phase. Die hartmagnetischen Eigenschaften sind als Folge der Phasenzusammensetzung verschwindend gering.

Im **Laserstrahlschmelzen von Metallen im Pulverbett** (PBF-LB/M) wird Metallpulver durch einen Laserstrahl nach Bild 16 konsolidiert. Die Fertigung dichter Werkstücke erfordert das vollständige Aufschmelzen des Pulvers, sowie das Anschmelzen der darunterliegenden, bereits konsolidierten Schicht. Die Mikrostruktur des Magneten entsteht während des Prozesses aus Aufheizen, lokalem Aufschmelzen bzw. partiellem Wiederaufschmelzen und Abkühlen. Damit sind vielfältige Möglichkeiten verbunden, die Mikrostruktur anhand der Prozessführung gezielt zu beeinflussen.



Die erste Erwähnung der Möglichkeit der Magnetherstellung durch das PBF-LB/M findet sich 2012 in einem Patent der Siemens AG [75]. Dort soll das Verfahren dazu genutzt werden, Pulverpartikel lokal zu versintern, ohne sie vollständig aufzuschmelzen, und dadurch ihre magnetisch günstige Mikrostruktur beizubehalten. Hierbei kommt nanokristallines Pulver zum Einsatz. Die nach diesem Konzept hergestellten Magnete sind in ihrer Mikrostruktur den heißgepressten Magneten ähnlich. Wie durch das lokale Versintern von Partikeln ohne ausgeprägte, niedrigschmelzende Nd-reiche Bindephase ein dichter Magnet mit konkurrenzfähigen magnetischen Eigenschaften erzeugt werden kann, ohne die Porosität in einem zweiten Prozessschritt zu füllen, geht nicht hervor. [75]

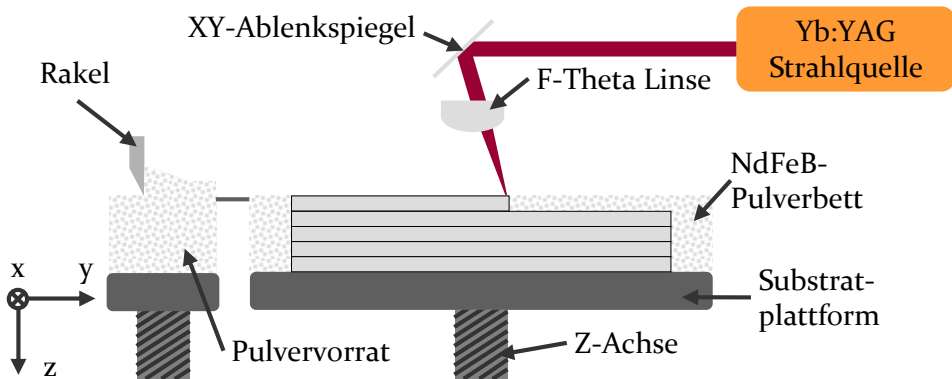


Bild 16: Prinzipskizze des Laserstrahlschmelzens

Das Prinzip des lokalen Versinterns greift [76] auf. Das verwendete Magnetpulver enthält mit 8,2 % Seltenerdanteil nicht ausreichend Nd, um genügend Nd-reiche Bindephase zur Füllung der Porosität auszubilden. Daher werden, nach Versintern der Partikel auf eine Dichte von  $\rho_{rel} = 65\%$ , die Probekörper mit niederschmelzenden, seltenerdreichen Legierungen bei  $650\text{ °C}$  für 3 h infiltriert. Dabei steigt die Dichte auf  $\rho \leq 7,5\text{ g/cm}^3$ . Die Remanenzflussdichte steigt durch die Infiltration um ca. 8 % auf  $B_r = 0,475\text{ T}$  bei einer Koerzitivfeldstärke von  $H_c = 774\text{ kA/m}$ . Eine Erhöhung der Koerzitivfeldstärke auf  $H_c = 1209\text{ kA/m}$  auf Kosten der Remanenzflussdichte  $B_r$  ist mit einer NdTbCu-Legierung möglich. Trotz der Infiltration bleiben allerdings Risse und Poren in den Proben zurück. [76]

Ansätze zum vollständigen Umschmelzen einer NdFeB-Legierung finden sich in [P1] und [77]. Beide Publikationen identifizieren ein sphärisches NdFeB-Pulver als für das PBF-LB/M geeignet. In beiden Fällen wird eine

Korrelation zwischen magnetischen Kennwerten und den Prozessparametern Laserleistung  $P$ , Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , Schraffurabstand  $h$  und Schichtstärke  $s$  gezeigt. Die erreichte Remanenzflussdichte liegt zwischen  $B_r = 0,513 \text{ T}$  [P1] und  $B_r = 0,62 \text{ T}$  bei einer Koerzitivfeldstärke von  $H_{cj} = 700 \text{ kA/m}$  [77]. Die unterschiedlichen Prozessparameter unterstreichen die Tatsache, dass die Magneteigenschaften signifikant von den Erstarrungsbedingungen der Legierung und ihrer thermischen Geschichte während des Herstellprozesses abhängen. Die als geeignet identifizierten Prozessparameter sind aufgrund der unterschiedlichen Anlagentechnik jedoch nicht direkt vergleichbar. Eine Rissbildung innerhalb der Proben wird in beiden Quellen erwähnt.

Für den identischen Werkstoff wird in [78] ein Prozessfenster veröffentlicht, innerhalb dessen isotrope Magnete mit  $J_r = 0,63 \text{ T}$ ,  $H_{cj} = 885 \text{ kA/m}$  und  $BH_{max} = 63 \text{ kJ/m}^3$  realisiert werden. Die Autoren betonen die Leistungsfähigkeit von PBF-LB/M Magneten im Vergleich zu kunststoffgebundenen Magneten. Auch in dieser Studie wird auf einen maximalen Energieeintrag hingewiesen, oberhalb dessen Delamination zu beobachten ist. Dieser liegt bei  $2,3 \text{ J/mm}^2$ . [78]

Den Einfluss unterschiedlicher Belichtungsstrategien behandelt [P2]. Die Prozessstabilität, charakterisiert anhand der Anzahl erfolgreich gefertigter Proben, lässt sich durch Wahl einer geeigneten Belichtungsabfolge auf 100 % steigern. Die unidirektionale Belichtung einer Fläche mit einzelnen, nicht zusammenhängenden Spuren, wird bei Adaption des Energieeintrags als vielversprechend identifiziert. Durch die Untersuchung einer Doppelbelichtung der Querschnittsfläche und eines vergrößerten Strahldurchmessers  $d_{Laser}$ , welche sich beide negativ auf das Prozessergebnis auswirken, wird die Bedeutung der Form des Energieeintrags und damit indirekt der thermischen Randbedingungen gezeigt.

Eine erweiterte Parameterstudie mit dem Ziel der Dichte- und Remanenzflussdichteerhöhung findet sich in [P3]. Neben den Prozessparametern zur Herstellung des Magneten werden zusätzliche Parameter vorgestellt, mit denen das Werkstück an der Bauplattform angeheftet und später ohne Beschädigung entfernt werden kann. Der minimale Überhangwinkel, bis zu dem ohne Supportstrukturen gebaut werden kann, beträgt mit den vorgestellten Parametern  $20^\circ$ .

Eine erste statistisch abgesicherte Untersuchung eines NdFeB-Werkstoffs im PBF-LB/M zeigt [P4]. Das im Rahmen von Vorversuchen identifizierte Prozessfenster wird mit Hilfe eines vollfaktoriellen Versuchsplans beschrieben und ein Prozessmodell abgeleitet. Die untersuchten Faktoren

sind Laserleistung  $P$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , alle weiteren Parameter werden auf vordefinierten Einstellungen konstant gehalten. Eine Korrelationsanalyse identifiziert die Wechselwirkung aus beiden Faktoren, welche als Energieeintrag durch den Laser interpretiert werden kann, als hochsignifikant für die Zielgrößen Dichte  $\rho$ , Remanenzflussdichte  $B_r$  und Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$ . Folglich ist eine getrennte Betrachtung der Faktoren im untersuchten Bereich nicht zielführend. Untersuchungen in [P5] und [P6] betonen die Abhängigkeit von Prozessquote und Materialeigenschaften vom Energieeintrag und insbesondere von der Art der Energieverteilung, da das verwendete Material aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit anfällig für lokale Überhitzung ist.

Goll et al. nutzen eine  $\text{Fe}_{75}\text{Nd}_{18}\text{B}_7$ -Legierung mit kantiger Partikelform, die mit einem manuellen Beschichter aufgetragen werden. Mit diesem Material wird eine relative Dichte  $98\% \leq \rho_{rel} \leq 99\%$  erzielt. Durch die vorteilhafte Legierungskomposition ist es möglich, das Material mit einer Laserleistung  $P = 450\text{ W}$  zu verarbeiten. Dabei wird die Erzeugung einer in Aufbauichtung  $z$  anisotropen Mikrostruktur nachgewiesen. Da keine magnetischen Messungen vorliegen, kann der Einfluss auf die magnetischen Kennwerte nicht abschließend geklärt werden. [79]

## 2.5 Vergleich der Prozessalternativen anhand applikationskritischer Magnetkennwerte

Die Prozesslandkarte in Bild 17 dient der Übersicht und dem Vergleich der unterschiedlichen Prozessrouten anhand der in Datenblättern angegebenen Kennwerte Remanenzpolarisation  $J_r$  und Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$ . Das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  ist für viele im Labormaßstab realisierten Prozesse nicht verfügbar, stattdessen dient die maximale Einsatztemperatur  $T_{max}$  als weiterer Kennwert. Die Fehlerbalken visualisieren die Spanne der ausgewerteten Literaturdaten. Die höchsten magnetischen Kennwerte erzielen pulvermetallurgische Fertigungsverfahren, da mit ihnen die Kontrolle der Mikrostruktur der Magnete auch in der Großserienfertigung möglich ist.

Allgemein bewirkt ein hoher Volumenanteil hartmagnetischer  $\Phi$ -Phase eine hohe Remanenzpolarisation  $J_r$ . Die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  hingegen ist von der magnetischen Entkopplung der aus  $\Phi$ -Phase bestehenden Körner abhängig. [39] Dies gilt insbesondere für die Fertigung von matrixgebundenen Magneten mit kunststoffverarbeitenden oder additiven Verfahren. Während die Reduzierung des Füllstoffanteils die Remanenzpolarisation  $J_r$

direkt negativ beeinflusst, bedeutet sie nicht zwangsläufig eine Reduzierung von  $H_{cj}$ , sondern kann die magnetische Entkopplung sogar begünstigen.

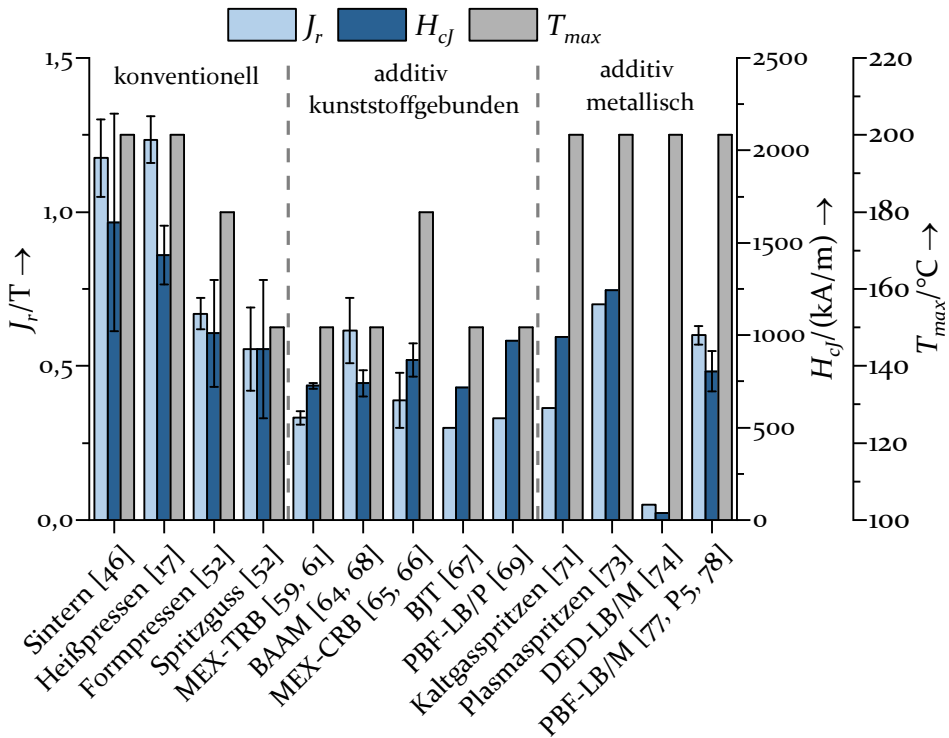


Bild 17: Vergleich technisch relevanter Kennwerte von konventionell und additiv gefertigten NdFeB-Magneten

Aus dem technologischen Vergleich geht hervor, dass bestimmte additive Fertigungsverfahren auf Basis der realisierbaren magnetischen Kennwerte bereits konkurrenzfähig zu etablierten Verfahren wie dem Spritzguss sind. Durch die Weiterentwicklung von Prozess- und Werkstofftechnologie ist darüber hinaus mit einer weiteren Steigerung der Kennwerte zu rechnen, wodurch sich, insbesondere bei kleinen bis mittleren Stückzahlen, alternative Prozessketten ergeben.

Das PBF-LB/M als Verfahren zur Herstellung dreidimensionaler Werkstücke nahezu beliebiger Geometrie aus einem einzigen Werkstoff ist dabei eine vielversprechende Prozessalternative, die die Vorteile der direkten, endkonturnahen Geometrierzeugung bei hohen magnetischen Eigenschaften vereint. Weiterhin ist die maximale Einsatztemperatur nicht durch eine niedrigschmelzende Matrix eingeschränkt. Als für die Magnetherstellung bislang nur in Ansätzen erforschtes Verfahren bietet es über

den Stand der Technik hinaus das Potential, durch eine Erhöhung der Dichte  $\rho$  bei gleichzeitiger Kenntnis der im Prozess entstehenden Mikrostruktur die magnetischen Eigenschaften über das bekannte Maß hinaus zu steigern.

## 2.6 Seltenerdmagnetherstellung durch das Laserstrahlschmelzen

Das PBF-LB/M ist nach ISO 52900 als additives Verfahren zur Herstellung von Werkstücken aus Metall durch vollständiges Aufschmelzen von pulverförmigem Ausgangsmaterial durch einen Laser definiert und somit artverwandt zum Schweißen. Historisch synonym verwendete Bezeichnungen von Anlagenherstellern sind Laser Powder Bed Fusion (LPBF), Laser Forming (LF), Selective Laser Melting (SLM), LaserCUSING oder Direktes Metall-Laser-Sintern (DMLS). [57]

### 2.6.1 Verfahrensprinzip

Der Aufbau eines Werkstücks beginnt auf einer metallischen Substratplattform. Sie dient der mechanischen und thermischen Anbindung des Bauteils an den Bauzylinder und ist in der Lage, mechanische Spannungen während des Fertigungsverfahren aufzunehmen. Zur Beherrschung von Verzug und Spannungen kann eine Substratheizung implementiert werden [80]. Die vom Laser induzierte Prozesswärme wird ebenfalls überwiegend über die Substratplattform abgeleitet.

Mit dem Auftragen einer Pulverschicht auf die Substratplattform beginnt der in Bild 18 dargestellte Bauprozess. Der dazu eingesetzte Mechanismus ist konstruktiv als Rakel oder Trichter ausgeführt. Das Pulver, typischerweise mit Schichtstärken  $20\text{ }\mu\text{m} \leq s \leq 150\text{ }\mu\text{m}$  aufgezogen, wird durch einen Laser aufgeschmolzen, der von einem Spiegelsystem abgelenkt und mit Hilfe einer f-Theta-Linse auf das Pulverbett fokussiert wird. [81] Durch Wärmeleitung schmilzt während der Belichtung auch bereits konsolidiertes Material an und bildet eine stoffschlüssige Verbindung mit der Schmelzraupe. Die hohe Strahlqualität moderner Faserlaser ermöglicht die Fokussierung auf Durchmesser  $50\text{ }\mu\text{m} \leq d_{\text{Laser}} \leq 90\text{ }\mu\text{m}$  [82–85]. In Folge der daraus resultierenden kleinen geometrischen Abmessungen des Schmelzbads entstehen eine gute Oberflächenqualität als Folge weniger anhaftender Pulverpartikel und eine hohe geometrische Präzision. Im letzten Schritt wird die Bauplattform um den Betrag der Schichtstärke  $s$  abgesenkt und ein neuer Beschichtungsvorgang beginnt.

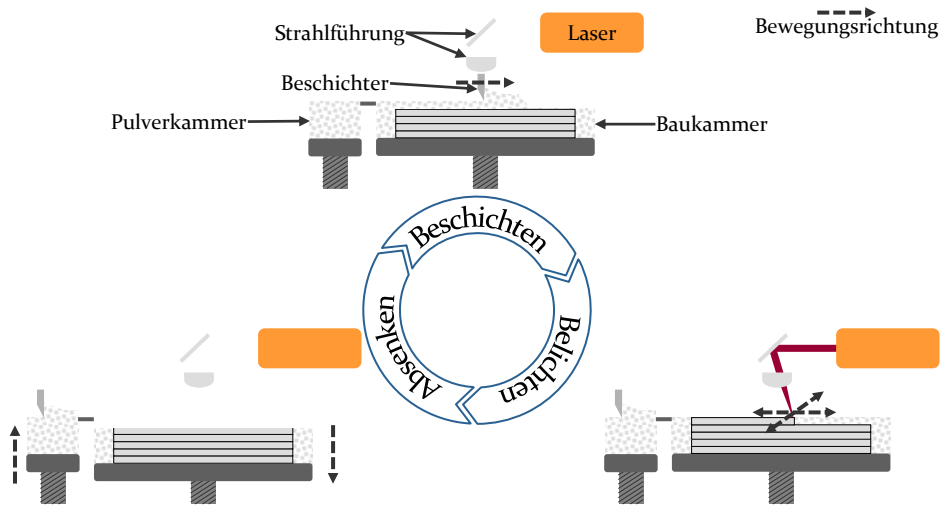


Bild 18: Dreistufiger Prozessablauf des PBF-LB/M bestehend aus Beschichten der Substratplattform, Belichten des Bauteilquerschnitts und Absenken des Substrats, in Anlehnung an [86]

### 2.6.2 Einflussgrößen

Die Eigenschaften eines im PBF-LB/M gefertigten Werkstücks werden durch zahlreiche Regel- und Störgrößen beeinflusst. Zur konsistenten und vollständigen Darstellung der Einflussgrößen ist für Produktionsprozesse die Darstellung in einem Ishikawa-Diagramm üblich. Anhand der Zuordnung der Einflussgrößen zu den Ursprüngen Mensch, Messung, Maschine, Milieu, Material und Methode werden diese systematisch gesammelt und ihre Bedeutung für den Prozess bewertet.

Der Einfluss des Menschen wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit aufgrund des automatisierten Fertigungsprozesses in Anlehnung an vergleichbare Forschungsansätze als vernachlässigbar klein eingestuft [87]. Auch Einflüsse durch die Messmethoden werden durch den Einsatz etablierter, genormter Messverfahren und kalibrierter Messmittel mit im Vergleich zur Prozessstreuung geringen Messstreuungen vernachlässigt. Bild 19 zeigt die Aufstellung der verbleibenden Einflussfaktoren für die Verarbeitung von NdFeB im PBF-LB/M. Die Zielgrößen zur Beschreibung der Magnetqualität sind die relative Dichte  $\rho_{rel}$ , Remanenzpolarisation  $J_r$ , Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$ , sowie das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$ .

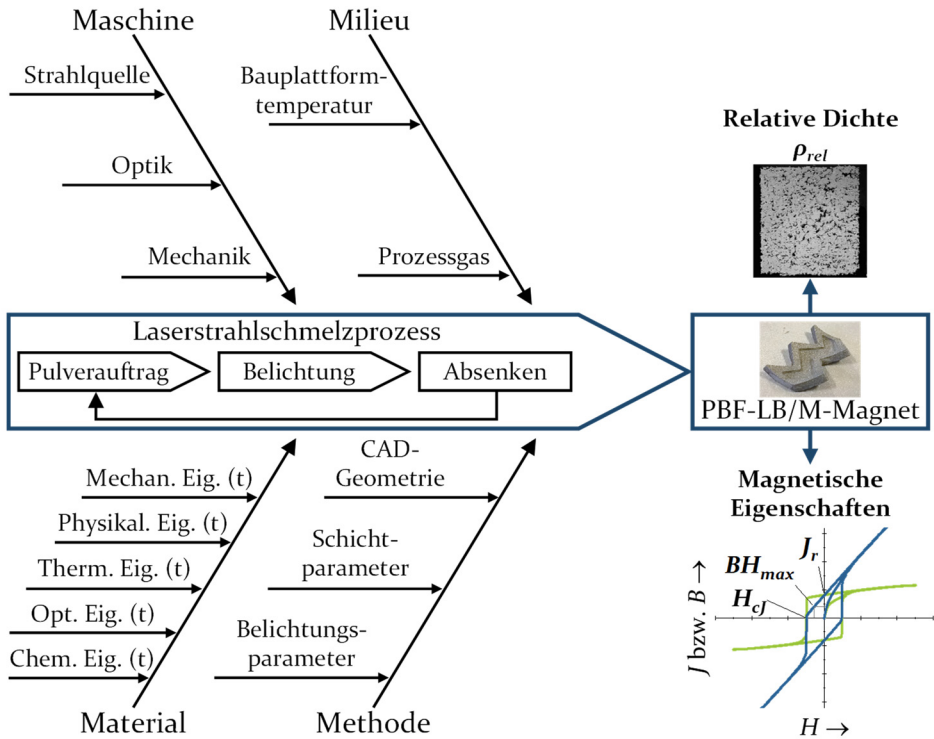


Bild 19: Um den Faktor Mensch reduziertes Ursache-Wirkungsdiagramm für den vollautomatisierten Prozess des Laserstrahlschmelzens von NdFeB (Foto des Magneten: [S1])

Die Verknüpfung zwischen Einfluss- und Zielgrößen ist weitgehend unerforscht und kann aufgrund der Komplexität des Prozesses nicht a priori abgeschätzt oder vorhergesagt werden. Während für konventionelle Werkstoffe Ansätze zur numerischen Ermittlung von Prozessparametern existieren [88–90], sind zur Vorhersage der magnetischen Kenngrößen keine vergleichbaren Modelle oder Abschätzungen bekannt.

Der Beitrag jedes Faktors auf die Ausprägung einer Zielgröße ist darüber hinaus grundsätzlich zeitlich variabel. Unter Voraussetzung einer technisch angemessenen Sorgfalt können die zeitlichen Schwankungen der meisten Einflussfaktoren vernachlässigt werden. Ist dies nicht zulässig, wird die Zeitabhängigkeit explizit angezeigt.

Eine experimentelle Untersuchung der Zusammenhänge aller im Ishikawa-Diagramm aufgeführten Faktoren ist im Hinblick auf die dazu erforderlichen Ressourcen nicht zielführend. Stattdessen wird die Anzahl der zu untersuchenden Faktoren durch Nutzung des Pareto-Prinzips im Rahmen

von Vorversuchen eingegrenzt und ausschließlich technisch relevante Faktoren näher beleuchtet. Die Identifizierung der Faktoren erfolgt anhand des Stands der Technik unter der Annahme, dass innerhalb der zahlreich publizierten Artikel zum PBF-LB/M von konventionellen Werkstoffen die signifikanten Faktoren benannt werden. Die nachfolgende Kurzbeschreibung stellt die Faktoren mit ihren potentiellen Wechselwirkungen auf die Zielgrößen in den Kontext.

## 1. Maschine

Die Strahlquelle ist die zentrale Einheit der Fertigungsanlage. Die in diesem Subsystem enthaltenen Einflussfaktoren emittierte Wellenlänge, Betriebsart, Strahlqualität, Rayleighlänge, Polarisierung, Regelgenauigkeit der Laserleistung oder Erstpulsleistung sind an die Anlagentechnik gebunden und nur zwischen unterschiedlichen Maschinen variabel. Für den PBF-LB/M-Prozess haben sich Infrarotstrahlquellen mit kontinuierlicher Emission (continuous wave, cw) im Wellenlängenbereich um 1070 nm mit hoher Strahlqualität bewährt.

Die optischen Komponenten beinhalten das Spiegel- und Linsensystem. Während längerer Bauprozesse erwärmt sich der optische Pfad und ändert seine Abbildungseigenschaften. Dadurch ergibt sich eine zeitabhängige, schleichende Veränderung der Werkstückeigenschaften ohne erkennbaren Einfluss von außen. [91] Das Spiegelsystem beeinflusst den Energieeintrag durch seine Trägheit und Genauigkeit, insbesondere an Umkehr- und Wendepunkten. Wie die Strahlquelle ist auch die Optik an den Maschinentyp gekoppelt und der Einfluss der Störgrößen aufgrund der ausgereiften Technik insgesamt als gering einzuschätzen.

Die Mechanik umfasst mit der Substratplattform, dem Pulverbeschichtungsmechanismus und dem Begasungssystem drei Baugruppen. Auf die Substratplattform wird die erste Pulverschicht aufgetragen, welche zur Fixierung des Werkstücks lokal mit dieser verschweißt wird. Dabei ist die Kompatibilität zwischen Substrat- und Pulverwerkstoff entscheidend. Aufgrund von unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten kann die Anbindung versagen oder Risse im Werkstück können induziert werden. Während des weiteren Bauprozesses dient die Substratplattform als Wärmesenke, weshalb Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität und thermische Anbindung an die Umgebung in einem geeigneten Bereich liegen müssen. Der Beschichtungsmechanismus ist für einen fehlerfreien Pulverauftrag verantwortlich. Je nach konstruktiver Ausführung kann das Pulver leicht vorverdichtet werden, was sich, analog zu einer erhöhten Pulverschütt-



dichte, positiv auf die Werkstückdichte  $\rho$  auswirkt. Der durch die Einstellung des Beschichters definierte Abstand zwischen den optischen Komponenten und der Pulverbetttoberfläche definiert den Durchmesser des auftreffenden Laserstrahls  $d_{\text{Laser}}$ . Ein Begasungssystem stellt die Schutzgasatmosphäre innerhalb der Prozesskammer bereit. Das Gas wird kontinuierlich umgewälzt und gefiltert, wodurch das Strömungsprofil oberhalb des Pulverbetts sowie der Druck die Wärmeabfuhr aus dem Schmelzbad und damit die Erstarrungsbedingungen beeinflussen [92].

## 2. Milieu

Die Substratplattform kann zur verbesserten Prozessführung temperiert werden. Die resultierende räumliche und zeitliche Temperaturverteilung des Pulverbetts und des bereits konsolidierten Volumens beeinflussen unmittelbar die Erstarrungsbedingungen der Schmelze und in der Folge die Gefügeeigenschaften. Darüber hinaus bewirkt der Temperatureinfluss über die Dauer des Bauprozesses hinweg eine indirekte Wärmebehandlung.

Während des Bauprozesses ist die Baukammer verschlossen und mit Schutzgas geflutet. Der Restsauerstoffanteil wird durch kontinuierliche Beimischung von Frischgas auf einen vorgegebenen Wert geregelt. Ein zu hoher Anteil an Sauerstoff führt zu Oxidation von Schmelzbad, konsolidiertem Werkstoff und unverbrauchtem Pulver. Entscheidend für die Wahl des Prozessgases ist das Reaktionsvermögen mit dem zu verarbeitenden Werkstoff. Sofern Bestandteile des Materials zu Nitridbildung neigen, wird Argon gegenüber dem günstigeren Stickstoff bevorzugt. Das Gas wird innerhalb der Baukammer umgewälzt und eine laminare Strömung über dem Pulverbett erzeugt, welche Auswürfe und Schweißrauch während der Belichtung vor ihrer Ablagerung im Pulverbett abtransportiert. Der Einfluss des Strömungsprofils auf die Werkstückeigenschaften ist bekannt [92], wird für die im Rahmen der vorliegende Dissertation geplanten grundlegenden Versuchsreihen als vernachlässigbar klein eingeschätzt.

## 3. Material

Das Material liegt im PBF-LB/M zunächst im festen pulverförmigen Zustand vor. Dieses wird während der Belichtung aufgeschmolzen, wobei in Abhängigkeit des Parametersatzes auch gas- und plasmaförmige Zustände in der Rauchfahne auftreten können [93]. Anschließend erstarrt das aufgeschmolzene Volumen zu konsolidiertem Feststoff.

Wichtige mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffs sind Festigkeitskennwerte wie Elastizitätsmodul, Bruchdehnung, Streckgrenze oder Zugfestigkeit. Von ihnen hängt die Tendenz des Werkstoffs zu Rissbildung

und Verzug ab. In Pulverform sind weitere Faktoren, welche Pulverdichte und Fließfähigkeit beeinflussen, zu berücksichtigen. Hierzu zählen Partikelgrößenverteilung, -morphologie und -oberfläche. Eine höhere Pulverdichte führt nach [94] zu höherer Werkstückdichte  $\rho$ .

Die physikalischen Eigenschaften prägen aufgrund von Wechselwirkungskräften zwischen den Pulverpartikeln das Pulveraufzugsverhalten. Insbesondere bei kleinen Partikeln führen Anziehungskräfte zu Agglomerationen und damit zu Fehlstellen im Pulverbett, während zu große Partikel Riefen verursachen. Im geschmolzenen Zustand beeinflussen Viskosität und Oberflächenspannung das Benetzungsverhalten und damit die Möglichkeit, durchgängige Schmelzspuren aufzubauen [95].

Das Aufschmelz- und Abkühlverhalten des Werkstoffs hängt wesentlich von den thermischen Eigenschaften und dabei insbesondere von der Wärmeleitfähigkeit ab. Diese ist temperaturabhängig und für Feststoff und Schmelze getrennt zu betrachten. Der thermische Expansionskoeffizient ist für die Ausprägung von inneren Spannungen während der Verarbeitung und damit für die Rissbildung bedeutend.

Die optischen Eigenschaften charakterisieren die Interaktion des Werkstoffs mit der Laserstrahlung, welche für Metalle unter Vernachlässigung der Transmission durch die Faktoren Absorption und Reflektion beschrieben wird. Die Laser-Material-Wechselwirkung findet im Pulverbett, im Schmelzbad sowie darüber aufsteigendem Schmauch und Plasma statt. Bei Absorptionsmessungen von Pulver aus 1.4404 Edelstahl wurde eine Wechselwirkung mit der Form des Schmelzbades beobachtet. Die Art des Umschmelzvorgangs durch Wärmeleitungsschweißen oder Keyholeschweißen wird damit eine Möglichkeit zur Erhöhung der Absorption. [96]

Zu den chemischen Eigenschaften tragen Legierungszusammensetzung und Additive bei. Darunter fallen z. B. Fließhilfsmittel [97] oder Pigmente zur Absorptionsverstärkung [98, 99]. Da unverbrauchter Werkstoff fast vollständig wiederverwendet wird, ist die Zustandsänderung des Pulvers aufgrund des Recyclings von Bedeutung. Durch Oxidation, Wasseraufnahme oder Verdampfung niedrigschmelzender Elemente können die chemischen Eigenschaften mit fortschreitender Rezyklierung negativ beeinflusst werden. Zur Erhaltung der Fließfähigkeit kann eine regelmäßige Pulvertrocknung im Zuge des Pre-Prozesses erforderlich sein. [100, 101]

#### 4. Methode

Die im Rahmen der Prozessentwicklung zunächst relevanten Werkstückeigenschaften werden durch vier Faktoren definiert. Geometrie und Orientierung des Werkstücks definieren die Lage des Bauteils relativ zur Substratplattform. Daraus resultieren die zu belichtenden Querschnittsflächen, die durch Größe, Form und das Material in unmittelbarer Umgebung der Fläche die Wärmeverteilung innerhalb der Schicht beeinflussen. Form und Anzahl der Stützstrukturen beeinflussen die Ausprägung von mechanischen Spannungen sowie die lokale Ableitung der Prozesswärme.

Die zum vollständigen Verbund der einzelnen Schichten erforderliche Tiefe des Schmelzbads in z-Richtung wird von der Schichtstärke  $s$  vorgegeben. Durch Wärmeleitungseffekte vergrößert sich mit steigender Schichtstärke auch die Ausdehnung des Schmelzbads in der Belichtungsebene, wodurch sich insgesamt ein größeres Volumen im flüssigen Zustand befindet. Über diese Wirkkette sind die Erstarrungsbedingungen der Schmelze und damit die Mikrostruktur und inneren Spannungen mit der Schichtstärke  $s$  verknüpft. Zu den für Parameterstudien wichtigsten Belichtungsparametern zählen Strahldurchmesser auf der Pulverbettsoberfläche  $d_{\text{Laser}}$ , Laserleistung  $P$ , Vorschubgeschwindigkeit  $v$  sowie der zugehörige Schraffurabstand  $h$ . Sie definieren, im Zusammenspiel mit der Schichtstärke  $s$ , den Volumenenergieeintrag und zusammen mit der Belichtungsstrategie dessen lokale Verteilung. [102, 103] Durch angepasste Belichtungsstrategien, wie z. B. unidirektionale Belichtung, werden Temperaturspitzen, die insbesondere an Konturen oder Kanten zu Materialanhäufungen, Rissen oder Absplitterungen führen können, reduziert bzw. vermieden. Die Aufteilung der zu belichtenden Fläche in Teilbereiche führt, wo erforderlich, zu einer Reduzierung des Bauteilverzugs [104–106]. Zur Verbesserung der Oberflächenqualität kann die Bauteilkontur mit einem eigenen Parametersatz belichtet werden, mit dem angesinterte Partikel aufgeschmolzen und geglättet werden [107].

##### 2.6.3 Methodisches Vorgehen der Qualifizierung einer Magnetlegierung

White-Box-Ansätze, welche das Verhalten eines Werkstoffs im PBF-LB/M physikalisch bzw. numerisch modelliert abbilden, sind zum derzeitigen Stand der Technik nicht in der Lage, hinreichend genaue und auf einen realen, dreidimensionalen Aufbau übertragbare Ergebnisse zu liefern [87, 108]. Es sind darüber hinaus keine Ansätze zur Prognose von magnetischen Eigenschaften PBF-LB/M -gefertigter Bauteile bekannt.

Die Methodik zur Qualifizierung von NdFeB, dessen Prozessverhalten weitgehend unbekannt ist, basiert daher auf einem experimentell getriebenen Black-Box-Ansatz, der der Komplexität des PBF-LB/M Rechnung trägt und den folgenden vier Anforderungen genügt:

1. Zur PBF-LB/M-Verarbeitung der NdFeB-Legierung ist, verglichen mit für das PBF-LB/M verfügbaren konventionellen Aluminium- oder Eisenlegierungen (z. B. AlSi<sub>10</sub>Mg, 1.4404) wenig Literaturwissen verfügbar, ebenso wie zum Einfluss von potentiellen Störgrößen. Die Methodik muss im Stande sein, aus dieser Ausgangsbasis ein möglichst umfassendes Prozessverständnis zu liefern.
2. Wie auch bei anderen Werkstoffen ist mit nichtlinearen Zusammenhängen und Wechselwirkungen zwischen Einflussgrößen und Zielgrößen zu rechnen. Die Methodik muss in der Lage sein diese komplexen Zusammenhänge zu quantifizieren.
3. Das PBF-LB/M bietet aufgrund der zahlreichen Einflussfaktoren eine hohe Anzahl an Stellgrößen, die in breiten Spektren variiert werden können. Anhand der Methodik ist ein Parameterfenster mit einem vertretbaren Ressourcenaufwand einzugrenzen und in Richtung eines vorgegebenen Optimums zu führen. Gegenläufig verlaufende Zielgrößen müssen dabei berücksichtigt werden.
4. Zur Sicherstellung der Allgemeingültigkeit und Übertragbarkeit der Ergebnisse müssen die Korrelationen zwischen Einfluss- und Zielgrößen quantifizierbar sein.

Eine in der Literatur häufig verwendete Vorgehensweise ist die Variation der Kenngrößen Laserleistung  $P$ , Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , Schraffurabstand  $h$  und Schichtstärke  $s$  auf mehreren Stufen nach dem **One-factor-at-a-time**-Prinzip. Aus der Zusammenführung aller Parameterkombinationen resultiert ein Prozessfenster, anhand dessen der Einfluss einzelner Faktoren beschrieben wird [109–113]. Die vergleichsweise große Anzahl erforderlicher Versuche erzeugt, insbesondere bei Verwendung eines vollständig neuen Werkstoffs, einen Überblick über die Prozessierbarkeit und die Lage der Prozessgrenzen, ist jedoch ressourcenintensiv. Weiterhin ist die Quantifizierbarkeit der Ergebnisse davon abhängig, ob eine statistisch günstige Verteilung der Parameterkombinationen im Versuchsraum vorgenommen wurde und Regressionsmodelle mit ausreichend kleinen Konfidenzintervallen (KI) genutzt werden.

Eine speziell auf das PBF-LB/M zugeschnittene Vorgehensweise zur Untersuchung neuer Werkstoffe ist die **Fünfplattenstrategie**. Ihr Ziel ist die Reduzierung des Versuchsaufwands auf ein absolut notwendiges Minimum,

um einen Parametersatz für dichte, qualitativ hochwertige Bauteile zu finden. Im Rahmen von Vorversuchen werden zunächst Parameter ermittelt, die es ermöglichen, durchgängige, fehlerfreie Schmelzspuren zu erzeugen. Die Breite der Spuren gibt einen ersten Anhaltspunkt über den erforderlichen Schraffurabstand  $h$ . In insgesamt fünf Hauptversuchen werden anschließend Einstellungen für  $P$ ,  $v$ ,  $h$  und  $s$  ermittelt. Eine Analyse oder Optimierung des Prozesses auf Basis eines Prozessmodells ist jedoch nicht vorgesehen. [87]

Mit vergleichbarem Ressourcenaufwand unterstützen statistisch abgesicherte Methoden die Parameterfindung. In **teilkfaktoriellen Versuchsplänen** werden Zusammenhänge zwischen einer Vielzahl von Einflussgrößen durch Ermittlung eines linearen Prozessmodells quantifizierbar. Primäres Ziel ist die Identifizierung von Haupteinflussgrößen, die im Anschluss näher analysiert werden [114]. Laserleistung  $P$ , Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , Schraffurabstand  $h$  und Schichtstärke  $s$  werden mit diesem Vorgehen als Haupteinflussfaktoren des PBF-LB/M identifiziert, wodurch die Anzahl der Einflussgrößen ausreichend reduziert und **vollfaktorielle Versuchspläne**, mit denen Wechselwirkungen getrennt erfasst werden, zweckmäßig eingesetzt werden können [115]. Dies wird durch den erfolgreichen Einsatz eines solchen Versuchsplans zur Parameteroptimierung für den Werkstoff Nickel bestätigt [116].

Zur präzisen Abbildung des Prozessverhaltens ist ein lineares Modell nicht immer ausreichend. Eine Erweiterung des im vollfaktoriellen Versuchsplans eingesetzten Regressionsmodells um quadratische Terme ermöglicht die Quantifizierung auch von nichtlinearen Zusammenhängen. **Zentral zusammengesetzte Versuchspläne**, welche vollfaktorielle Versuchspläne um einen Zentral- und Sternpunkte erweitern, bilden das Prozessverhalten des PBF-LB/M mit hoher Genauigkeit ab [117–120]. Die Korrelationen zwischen Laserleistung  $P$ , Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , Schraffurabstand  $h$  und dem Belichtungsmuster wird mit diesem Ansatz in [117] quantifiziert. Zur additiven Fertigung von dünnwandigen, porösen Elementen aus rostfreiem Stahl ist die Neuabstimmung der Prozessparameter erforderlich, die mit dem zentral zusammengesetzten Versuchsplan erfolgreich implementiert wird [118]. Insbesondere die Erforschung neuer, anspruchsvoll zu verarbeitender Werkstoffe, wie Wolframkarbid-Kobalt, verdeutlicht anhand des nichtlinearen Effekts der Laserleistung  $P$  die Bedeutung der nichtlinearen Modellbildung [119].

Eine Gegenüberstellung der vorgestellten Methoden unter den Aspekten des erforderlichen Vorwissens, des Versuchsaufwands und der Quantifizierbarkeit der Ergebnisse zeigt Tabelle 5. Unter Berücksichtigung der vier definierten Anforderungen geht daraus die besondere Eignung zentral zusammengesetzter Versuchspläne zur Beschreibung von Zusammenhängen innerhalb eines Prozessbereichs hervor. Zur Eingrenzung des Versuchsraums auf einen Bereich, innerhalb dessen quadratische Zusammenhänge das Prozessgeschehen ausreichend genau modellieren, werden Vorversuche nach dem One-factor-at-a-time-Prinzip eingesetzt und zweckmäßige Einstellungen für nicht variierte Parameter wie Belichtungsmuster, Verzögerungszeiten des Lasers oder Rakelvorschubgeschwindigkeit definiert. Als Zielgrößen der Untersuchung fungieren die magnetischen Kennwerte  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$ , welche die Leistungsfähigkeit eines Magneten repräsentieren. Die relative Dichte  $\rho_{rel}$  ergänzt die Parameterfindung als mechanische Zielgröße.

Tabelle 5: Gegenüberstellung von Methoden zur Qualifizierung von NdFeB im PBF-LB/M

|                                                         | erforderliches<br>Vorwissen      | Versuchs-<br>aufwand             | Quantifizier-<br>barkeit       |                                     |
|---------------------------------------------------------|----------------------------------|----------------------------------|--------------------------------|-------------------------------------|
| One-factor-at-a-<br>time                                | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>         |                                     |
| Fünfplatten-<br>strategie                               | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>         |                                     |
| Teilfaktorieller<br>Versuchsplan                        | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>         |                                     |
| Vollfaktorieller<br>Versuchsplan                        | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>         |                                     |
| <b>Zentral zusam-<br/>mengesetzter<br/>Versuchsplan</b> | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>           | <div><div></div></div>         |                                     |
| Bewertung                                               | <div><div></div></div><br>gering | <div><div></div></div><br>mittel | <div><div></div></div><br>hoch | <div><div></div></div><br>sehr hoch |

## 2.7 Forschungsbedarf zur Herstellung von magnetischen Funktionsbauteilen aus NdFeB im Laserstrahlschmelzen und Lösungsweg der Arbeit

Das PBF-LB/M ermöglicht vollkommen neue Geometrien metallischer Bauteile ohne die Einschränkung subtraktiver Fertigungsverfahren, wodurch der Einsatz Finite-Elemente (FE)-basierter Topologieoptimierung sinnvoll wird [121]. Der Paradigmenwechsel von der fertigungsgerechten Konstruktion hin zu einer funktionsorientierten, numerisch abgesicherten Gestaltung von Bauteilen führt zu tiefgreifenden Veränderungen der Konstruktionsmethodik. Erfahrungswissen und Best-Practice-Beispiele verlieren dadurch an Bedeutung. Gleichzeitig wird eine gleichbleibend hohe, vom menschlichen Einfluss unabhängige Qualität eines Bauteilentwurfs, gewährleistet.

Eine zentrale Herausforderung im Einsatz von PBF-LB/M-Bauteilen ist die bislang eingeschränkte Werkstoffpalette, aus der die Eingrenzung der Einsatzszenarien auf mechanische und thermische Applikationen folgt. Derzeit wird das PBF-LB/M dazu genutzt, Baugruppen in einem Bauteil zu integrieren, Leichtbau zu forcieren oder thermisch optimierte Bauteile zu fertigen [122]. Eine darüberhinausgehende, mechatronische Funktionsintegration findet aufgrund der noch nicht charakterisierten Funktionswerkstoffe nicht statt. Die Potentiale der Topologieoptimierung bleiben in diesem Kontext daher ungenutzt. Insbesondere fehlt die Möglichkeit, hartmagnetisches Material mit hohem maximalen Energieprodukt  $BH_{max}$  und lokal definierten magnetischen Eigenschaften in beliebiger Form zu verarbeiten und damit die elektromagnetische Auslegung mechatronischer Systeme um einen zusätzlichen Freiheitsgrad zu erweitern. Die Algorithmen, die dieses Potential automatisiert nutzbar machen und damit Entwickler in der Formgebung der Magnete unterstützen sind bekannt und Ergebnisse von magnetischen Topologieoptimierungen beispielhaft in Bild 20 dargestellt. In Abhängigkeit der Anforderungen an das Magnetsystem werden dabei über die Magnetform ein definiertes Magnetfeld in einem vorgegebenen Bereich erzeugt (a, b), der Seltenerdanteil im Werkstoff reduziert (c) oder die Betriebseigenschaften eines elektrischen Antriebs optimiert (d).

## 2 Grundlagen der Herstellung von NdFeB-Magneten

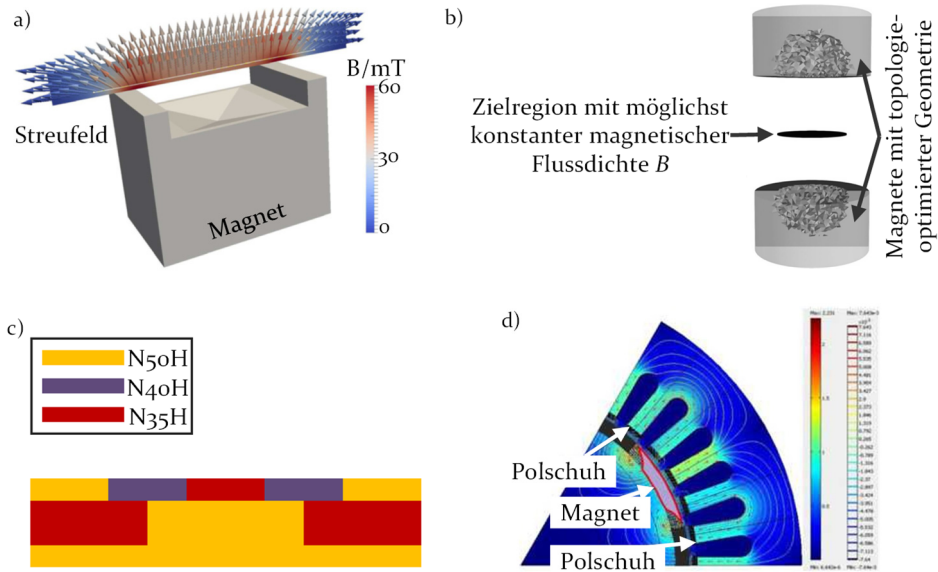


Bild 20: Anwendung der magnetischen Topologieoptimierung zur Erzielung spezifischer Magnetkreiseigenschaften, in Anlehnung an [59, 123–125]

Um diese Lücke zu schließen und die additive Fertigung von Magneten mit hohem maximalen Energieprodukt  $BH_{max}$  zu realisieren, ist die Gruppe der NdFeB-Legierungen mit einem maximalen Energieprodukt  $BH_{max}$  von bis zu  $415 \text{ kJ/m}^3$  [17] eine vielversprechende Ausgangsbasis. Zur Verarbeitung ist umfangreiches Wissen über das Prozessverhalten der konkret verwendeten Legierung erforderlich. Für jeden Prozessparameter muss eine geeignete Einstellung gefunden werden, um das Potential des Materials optimal auszunutzen. Neben dem maximalen Energieprodukt  $BH_{max}$  sollen weiterhin die Remanenzpolarisation  $J_r$ , wie auch die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  unabhängig voneinander einen möglichst hohen Zielwert einnehmen. Die Ausprägung der Kenngrößen resultieren bei NdFeB aus der im PBF-LB/M erzeugten Mikrostruktur, welche aufgrund von Wechselwirkung zwischen Prozessparametern, Abkühlrate und Gefüge in gewissen Grenzen beeinflussbar ist.

Aus dem Stand der Technik sowie dem Forschungsbedarf leiten sich die Forschungsfragen der vorliegenden Dissertation ab, deren Beantwortung die prozesssichere additive Verarbeitung von NdFeB zu leistungsfähigen Permanentmagneten im PBF-LB/M ermöglichen:



- **Forschungsfrage 1:**  
Welche Art von NdFeB-Pulver ist für das PBF-LB/M geeignet und welche Eigenschaften zeichnen es aus?
- **Forschungsfrage 2:**  
Welche intrinsischen und extrinsischen Materialeigenschaften können im PBF-LB/M erzielt werden, welche Effekte müssen dabei beachtet werden und wie sieht die zugehörige Prozessführung aus?
- **Forschungsfrage 3:**  
Ist eine thermische Nachbehandlung vorteilhaft?
- **Forschungsfrage 4:**  
Wo liegen die Grenzen der geometrischen Gestaltungsfreiheit des PBF-LB/M von NdFeB?
- **Forschungsfrage 5:**  
Sind PBF-LB/M-Magnete für den Einsatz in elektrischen Antrieben geeignet?

Zur Beantwortung der Fragen ist die vorliegende Dissertation gemäß Bild 21 strukturiert. Die Zuordnung der Forschungsfragen zu den Abschnitten ist farblich hervorgehoben. Neben der Quantifizierung von Effekten durch statistische Methoden der Versuchsplanung liegt ein weiterer Fokus auf der Erforschung von Effekten, die die identifizierten Prozessfenster einschränken.

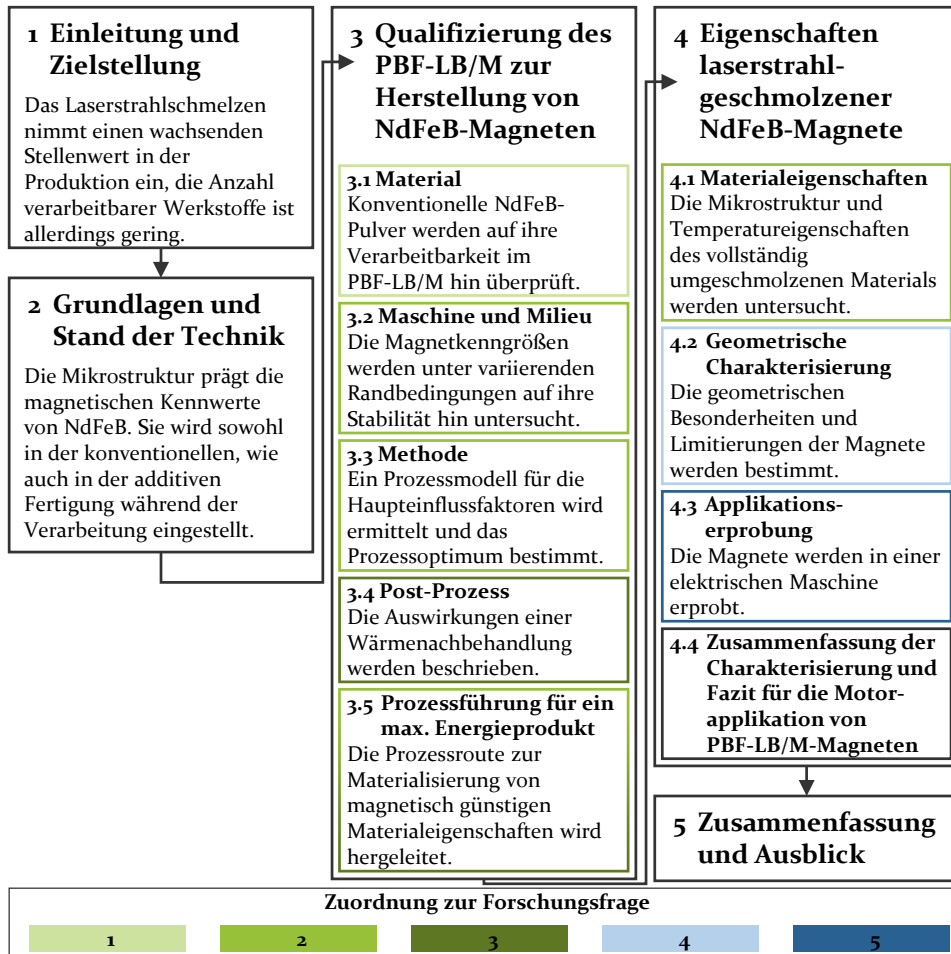


Bild 21: Struktur und Zuordnung der Gliederungspunkte zu den fünf Forschungsfragen der vorliegenden Dissertation

### **3      Qualifizierung einer NdFeB-Legierung für das Laserstrahlschmelzen**

Entsprechend den in Kapitel 2.6.2 ermittelten Einflussfaktoren auf das PBF-LB/M werden in diesem Kapitel die für den Fertigungsprozess relevanten Parameter untersucht. Um bei der hohen Anzahl unabhängiger Faktoren die Fehleranfälligkeit der Versuchsreihen zu reduzieren, sind die Untersuchungen anhand der Haupteinflussfaktoren von Pre-, In- und Post-Prozess untergliedert. Der Pre-Prozess umfasst dabei alle Schritte der Werkstoffvorbereitung und Maschineneinrichtung bis zur Belichtung der ersten Schicht und findet sich in den Abschnitten 3.1 und 3.2 wieder. Im In-Prozess dominieren die geläufig als „Prozessparameter“ bezeichneten Einflussgrößen, welche in Abschnitt 3.3 untersucht werden. Der Post-Prozess wird in Abschnitt 3.4 beschrieben. Innerhalb dieses Kapitels werden damit die erste Forschungsfrage, die auf die Fertigung der PBF-LB/M-Magnete bezogenen Aspekte der zweiten Forschungsfrage sowie die dritte Forschungsfrage beantwortet. Wo zweckmäßig, untermauern statistische Werkzeuge wie t-Tests, Varianzanalysen oder statistische Versuchspläne die Aussagen, wobei als Voraussetzung für die Gültigkeit der Methoden die Normalverteilung der Eingangsdaten stets überprüft und bestätigt wird. Das Konfidenzniveau der Signifikanzbewertung liegt, sofern nicht anders angegeben, bei 95 %.

#### **3.1    Material**

Die für die vorliegende Arbeit verfügbaren Werkstoffe sind konventionell gefertigte NdFeB-Pulver, die in Prozessketten nach Kapitel 2.2.3 hergestellt werden. Die Pulvereigenschaften wie Partikelform, Fließfähigkeit oder Legierungszusammensetzung sind dabei an die konventionell angeschlossenen Verarbeitungsschritte angepasst. Ein speziell auf das PBF-LB/M zugeschnittenes Pulver existiert somit nicht. Folglich wird zunächst ein geeignetes Pulver identifiziert und die für eine PBF-LB/M-Verarbeitung relevanten Eigenschaften bestimmt. Damit beantwortet dieser Abschnitt die erste Forschungsfrage.

### 3.1.1 Werkstoffübersicht und -eignung für das Laserstrahlschmelzen

Das zentrale Kriterium zur Eignung eines Pulvers für das PBF-LB/M ist die Gewährleistung einer ausreichenden Qualität der durch die Rakel aufgezogenen Pulverschicht. Sie wird durch die Dichte und das Erscheinungsbild der Pulverbetttoberfläche bestimmt, das frei von Riefen, Erhebungen oder Fehlstellen sein sollte.

Darüber hinaus ist über die Nutzungsdauer mit einer Veränderung des Werkstoffs zu rechnen. Die im Vergleich zu volumengleichem Feststoff deutlich größere Oberfläche bedingt eine höhere Reaktionsneigung mit der Umgebung. Dies gilt insbesondere für den oxidationsanfälligen Neodymanteil. Die variablen Umweltbedingungen während Pre-, In- und Postprozess sowie der Lagerung sind in diesem Zusammenhang kritische Einflussfaktoren. Zur Gewährleistung einer reproduzierbaren Pulverqualität sollte der Werkstoff mindestens kurzzeitig stabil gegenüber einem Kontakt mit Luft sein. Bei mehrmaliger Pulververwendung ist die Definition von Grenzwerten für die Werkstoffveränderung, insbesondere für Wasser- und Sauerstoffgehalt, zweckmäßig. Die vom Beschichtungssystem unabhängigen Einflussfaktoren auf die Qualität einer Pulverschicht sind in Bild 22 zusammengefasst.

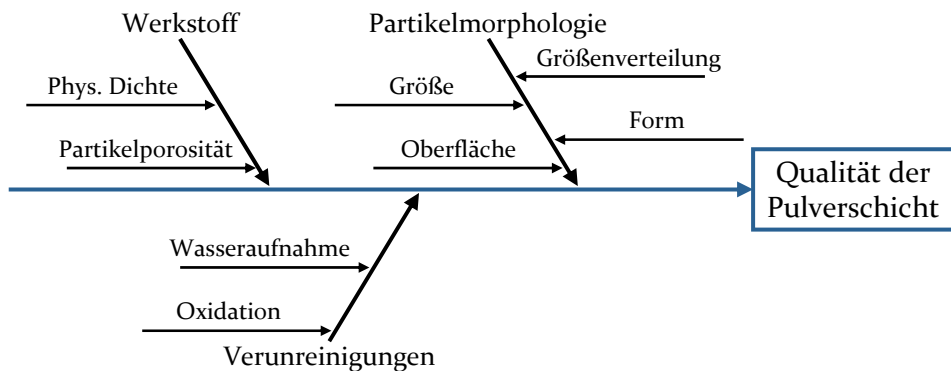


Bild 22: Einflussfaktoren auf die Qualität der Pulverschicht, in Anlehnung an [100]

Bild 23 zeigt eine Gegenüberstellung der Morphologie von feingemahlenem Sinterpulver, grobgemahlenem Melt-Spin-Pulver für das Heißpressen und verdüstem Spritzgusspulver, aus der insbesondere die Unterschiede der Partikelgröße und -form hervorgehen.

Die irreguläre Partikelform gemahlener Pulver begünstigt den lokalen Formschluss zwischen Partikeln. Mit sinkender Partikelgröße steigt zudem

der Einfluss von Oberflächenkräften, die zu Agglomeraten führen und Pulverschichtfehlstellen hervorrufen können [126]. Eine sphärische Partikelform hingegen begünstigt das Abgleiten der Partikel gegeneinander. Ein geringer Anteil von feinen Partikeln reduziert die Agglomerationsneigung zusätzlich [127].

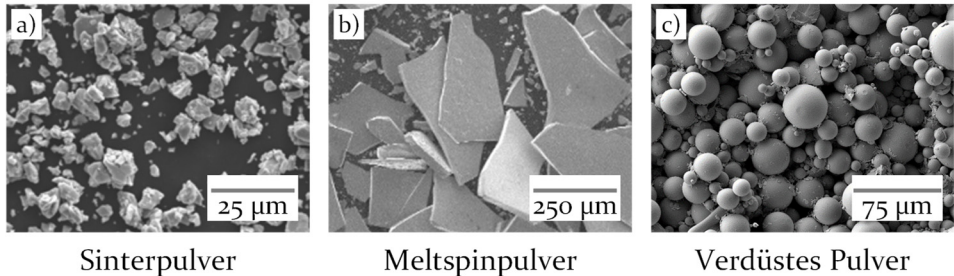


Bild 23: Vergleich der Morphologie konventioneller NdFeB-Pulvern

Bildquellen: a) [128], b) [P1], c) Aufnahme im Auftrag angefertigt am Fraunhofer IWKS

Die Fließfähigkeit von Sinterpulvern ist in Vorversuchen sowohl durch die Agglomeratbildung in Folge des hohen Feinanteils als auch durch mechanische Verhakungen der Partikel untereinander derart eingeschränkt, dass ein Schichtaufzug mit ausreichender Qualität von im PBF-LB/M üblichen Schichtstärken nicht gewährleistet werden kann. Als Konsequenz ist dieser Pulvertyp für weiterführende Studien im Rahmen der vorliegenden Dissertation nicht geeignet.

Die vergleichsweise grobe Partikelgrößenverteilung der Melt-Spin-Pulver wirkt Agglomeraten entgegen. Der Formfaktor der schuppenförmigen Partikel ist für eine reguläre Pulverbettfläche nochmals ungünstiger als der des Sinterpulvers und resultiert ebenfalls in ungenügender Schichtqualität. Sowohl Sinter- als auch Melt-Spin-Pulver sind damit in der kommerziell verfügbaren Form trotz ihrer magnetisch vielversprechenden Legierungszusammensetzungen nicht für das PBF-LB/M geeignet.

Das für den Kunststoffspritzguss entwickelte, magnetisch isotrope Pulver MQP-S-11-9-20001 (nachfolgend als MQP-S bezeichnet) der Firma Magnequench aus Bild 23c besitzt eine signifikant höhere Fließfähigkeit aufgrund der sphärischen Pulvermorphologie und ist in den PBF-LB/M-typischen Schichtstärken  $s$  nach Abtrennen der groben Pulverfraktion oberhalb von  $32\text{ }\mu\text{m}$  aufzugsfähig. Das Erscheinungsbild der Pulverbettfläche ist dabei mit der konventioneller PBF-LB/M-Pulver vergleichbar. Das MQP-S erfüllt somit die Grundvoraussetzung für eine Verarbeitung im PBF-LB/M.

### 3.1.2 Eigenschaften des laserstrahlschmelzbaren Werkstoffs

Die chemische Zusammensetzung von MQP-S liegt mit 19 Gew.-% Seltenerdanteil 7 % unterhalb der stöchiometrischen Zusammensetzung von  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  [77]. Dies bietet Vorteile hinsichtlich des Seltenerdbedarfs und der Preisbildung, reduziert jedoch die magnetischen Kennwerte, die in Tabelle 6 den Kennwerten nach der Spritzgussverarbeitung und denen von isotropen NdFeB-Magneten gegenübergestellt sind.

Tabelle 6: Vergleich magnetischer Kennwerte von MQP-S in Pulverform, mit MQP-S im Spritzguss gefertigter Magnete und pulvermetallurgischer, isotroper NdFeB-Magneten

|                                 | MQP-S<br>[54]              | Spritzgegossen<br>[54] | Pulvermetallurgisch<br>(isotrop) [17] |
|---------------------------------|----------------------------|------------------------|---------------------------------------|
| $J_r$ in T                      | $0,73 \leq J_r \leq 0,76$  | 0,51                   | 0,83                                  |
| $H_{cj}$ in kA/m                | $670 \leq H_{cj} \leq 750$ | 700                    | 1.400                                 |
| $BH_{max}$ in kJ/m <sup>3</sup> | $80 \leq BH_{max} \leq 92$ | 44                     | 120                                   |
| $\alpha_{J_r}$ in %/K           | -                          | -0,13                  | $-0,115 \leq \alpha_{J_r} \leq -0,08$ |
| $\alpha_{H_{cj}}$ in %/K        | -                          | -0,4                   | $-0,8 \leq \alpha_{J_r} \leq -0,06$   |

Die Remanenzpolarisation  $J_r$  beträgt gegenüber einer stöchiometrischen isotropen NdFeB-Legierung nach Tabelle 4 ca. 90 % des realisierbaren Werts, während die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  auf ca. 50 % abfällt. Das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  liegt bei ca. 72 %. Die Temperaturkoeffizienten bis 100 °C beider Kennwerte indizieren eine signifikante Schwächung des Magneten bei erhöhten Temperaturen.

Die theoretische Dichte von 7,43 g/cm<sup>3</sup> ist aufgrund der komplexen Legierungszusammensetzung mit Zusätzen von Pr, Co, Ti, und Zr geringer als der in Tabelle 2 aufgeführte Wert für isotropes NdFeB. Die Dichte von mit diesem Pulver spritzgegossener Magnete liegt im Bereich um 5,5 g/cm<sup>3</sup> bzw. 74 %. [54]

#### Schüttdichte

Die Schüttdichte beschreibt die scheinbare Dichte eines mit unverdichtetem Pulver gefüllten Volumens. Neben der Packungsdichte wird sie auch von Hohlstellen innerhalb der Partikel, wie Gasporen, beeinflusst. Während des Beschichtungsvorgangs wird die Pulverschicht kaum verdichtet, weshalb die Schüttdichte als Maß für die Dichte der Pulverschicht gewertet wird. Studien belegen, dass eine hohe Schüttdichte zur Erhöhung der

Dichte  $\rho$  eines Bauteils beiträgt [94]. Eine sphärische Pulvermorphologie, geeignete Partikelgrößenverteilung und wenige Hohlstellen innerhalb der Partikel sind hierzu vorteilhaft [100].

Die Bestimmung der Schüttdichte erfolgt mit einem Aufbau nach DIN ISO 697 [129]. Bild 24 zeigt die Schüttdichte von MQP-S im Anlieferungszustand und nach Abtrennen der Kornfraktion größer  $32\ \mu\text{m}$  und setzt diese mit der Schüttdichte unterschiedlicher nanokristalliner NdFeB-Pulver des Herstellers Magnequench ins Verhältnis. Dabei handelt es sich um Melt-Spin-Pulver mit großer (MQU-F) und sehr kleiner (MQFP-14-12) Partikelgröße. Das grobgemahlene MQU-F wird zum Heißpressen, das feingemahlene MQFP-14-12 für kunststoffgebundene Magnete verwendet. Beide Pulverarten sind mit dem verwendeten Anlagensetup nicht mit einer ausreichend homogenen Oberfläche auftragbar.

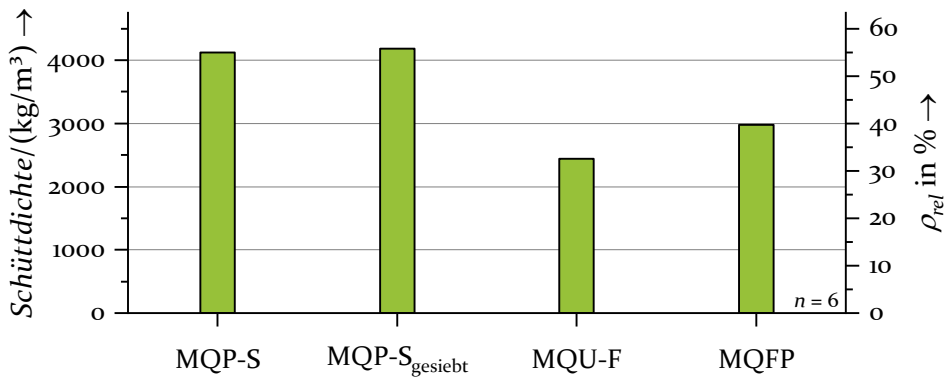


Bild 24: Gegenüberstellung der Schüttdichte verschiedener NdFeB-Pulver

Das Abtrennen der Pulverfraktion größer  $32\ \mu\text{m}$  aus dem MQP-S bewirkt die Erhöhung der Schüttdichte um 1,5 %. Sie erreicht mit  $\rho_{\text{rel}} = 53,6\ \%$  den Bereich kommerzieller PBF-LB/M-Pulver [130–133]. Die Schüttdichte der nichtsphärischen Pulver erreicht keinen mit konventionellen PBF-LB/M-Pulvern vergleichbaren Wert und untermauert die exklusive Eignung des MQP-S.

Die Quantifizierung der Partikelporosität erfolgt anhand metallographischer Schiffe von in Duroplastmatrix eingebettetem Pulver. Der Porendurchmesser wird unter einem Lichtmikroskop bestimmt. Die Porosität stammt aus dem Einschluss von Gas während des Erstarrungsvorgangs oder dem Übergang von Legierungsbestandteilen in die Gasphase. In die Untersuchung fließen ausschließlich geschlossene, runde Poren ein. Absplitterungen oder Brüche der Partikel, deren Ursprung aus Herstellung,

Transport und Handhabung des Pulvers herrührt, werden nicht berücksichtigt. In Bild 25 ist der Anteil porenhaltiger Partikel, sowie die Verteilung der Porengröße dargestellt.

Unter den 465 erfassten Partikel weisen 8,6 % Poren mit einem Durchmesser bis zu 11,3  $\mu\text{m}$  auf, wobei der mittlere Durchmesser bei 6,4  $\mu\text{m}$  liegt. Ihre Form ist ausschließlich kreisrund. Unter Berücksichtigung des im nachfolgenden Abschnitt ermittelten mittleren Partikeldurchmessers von 42,1  $\mu\text{m}$  kann der Einfluss der inneren Porosität während der Konsolidierung des Pulvers im PBF-LB/M als vernachlässigbar klein eingestuft werden.

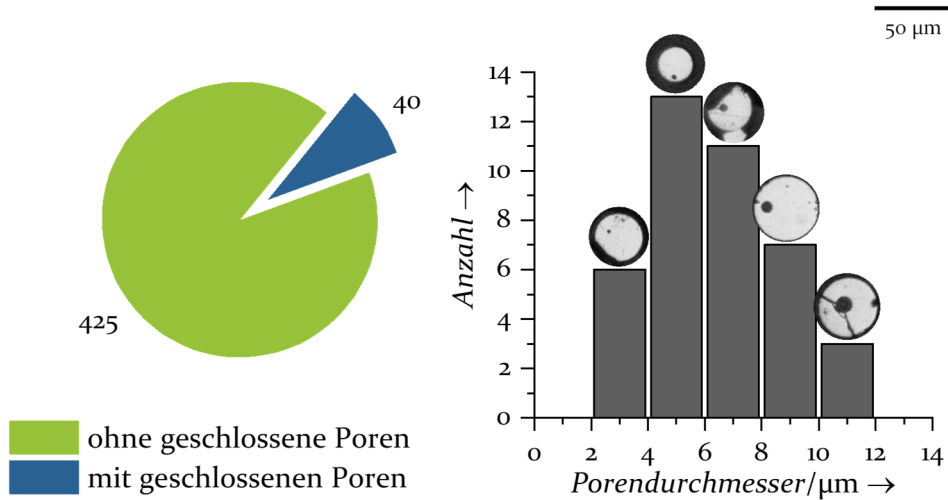


Bild 25: Anteil der Pulverpartikel mit geschlossenen Poren und Verteilung des Porendurchmessers mit exemplarischen Aufnahmen

### Partikelmorphologie

Form und Oberfläche der Partikel werden anhand von Rasterelektronenmikroskopaufnahmen bestimmt. Aus Bild 26 geht die nahezu ideale Kugelgestalt mit nur wenigen länglichen Partikeln hervor. In der Vergrößerung erkennbare Plättchen entstammen der Probenpräparation.

Die Oberflächenbeschaffenheit der Partikel zeigt keine Ansinterungen von Kleinstpartikeln (Satelliten). Eine für das das Abgleiten von Partikeln zueinander relevante Oberflächenrauheit ist nicht erkennbar.



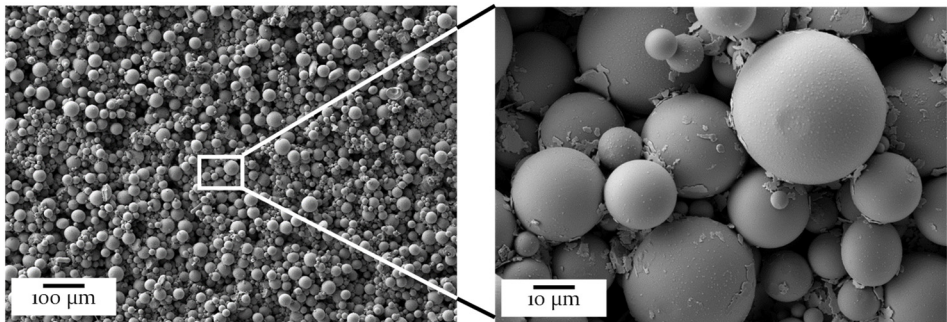


Bild 26: Form und Oberfläche der Partikel des MQP-S

Der Bereich der Schichtstärke  $s$ , in dem ein Pulver im PBF-LB/M zweckmäßig einsetzbar ist, wird anhand der Partikelgrößenverteilung des Pulvers vorgegeben. Die Beschreibung der Größe eines Partikels erfolgt über die Bestimmung des Durchmessers  $x$  einer volumengleichen Kugel. In erster Näherung gilt, dass die Schichtstärke  $s$  etwa dem mittleren Partikeldurchmesser entspricht, da die belichtete Fläche einsinkt und dort auch größere Partikel deponiert werden. Sofern der mittlere Partikeldurchmesser dennoch zu groß ausfällt, kann die Zusammensetzung durch Abtrennen bestimmter Fraktionen angepasst werden.

Als Mengenmaß zur Beurteilung der Korngrößenverteilung dient eine Verteilungssumme  $Q_r(x)$ , welche den Anteil an Partikeln kleiner oder gleich des Durchmessers  $x$  beschreibt. Der Index  $r$  definiert die Mengenart gemäß Tabelle 7. Zur Gewährleistung der Vergleichbarkeit ist die nachfolgend verwendete Volumenverteilungssumme  $Q_3(x)$  auf das in der Messung erfasste Volumen normiert.

Tabelle 7: Angabe der Mengenart anhand des Indexes  $r$  nach ISO 9272-1 [134]

| Index   | Mengenart          |
|---------|--------------------|
| $r = 0$ | Anzahl             |
| $r = 1$ | Länge              |
| $r = 2$ | Fläche             |
| $r = 3$ | Volumen oder Masse |

Aus dem Verlauf der Volumenverteilungssumme  $Q_3(x)$  werden charakteristische Kenngrößen abgeleitet: Für PBF-LB/M-Pulver sind die Durchmesser  $d_{10,3} = Q_3^{-1}(0,1)$ ,  $d_{50,3} = Q_3^{-1}(0,5)$  und  $d_{90,3} = Q_3^{-1}(0,9)$  von Bedeutung. Dabei sind 10 %, 50 % und 90 % des Pulvervolumens kleiner oder gleich der

Durchmesser  $d_{10,3}$ ,  $d_{50,3}$  und  $d_{90,3}$ . Das Durchmesser Verhältnis  $d_{90,3}/d_{10,3}$  dient als Kennzahl zur Beschreibung der Breite der Korngrößenverteilung. Die Verteilung der einzelnen Korngrößenfraktionen wird anhand des Verlaufs der Volumenverteilungsdichte  $q_3(x)$ , definiert nach Gleichung (4), bewertet.

$$q_3(x) = \frac{dQ_3(x)}{dx} \quad (4)[134]$$

Bild 27 zeigt die Volumenverteilungssumme  $Q_3(x)$  und die Volumenverteilungsdichte  $q_3(x)$  des MQP-S im Anlieferungszustand sowie nach Abtrennen der groben Pulverfraktion mit einem Sieb der Maschenweite  $32 \mu\text{m}$ . Die Messung der Partikelgrößenverteilung und daraus abgeleiteten Kenngrößen erfolgt durch Laserbeugung in einem Mastersizer 1000 des Herstellers Malvern Panalytical.

Die Form der Volumenverteilungsdichte  $q_3(x)$  ist im Anlieferungszustand leicht linksschief, was einen größeren Volumenanteil der Kornfraktion unterhalb des mittleren Durchmessers  $d_{50,3}$  bedeutet. Die linksschiefe Verteilung wird durch Aussieben der großen Partikel verstärkt. Untersuchungen an konventionellen PBF-LB/M-Werkstoffen deuten jedoch auf die Steigerung der Schüttdichte bei einer symmetrischen bis linksschiefen Verteilung hin [87].

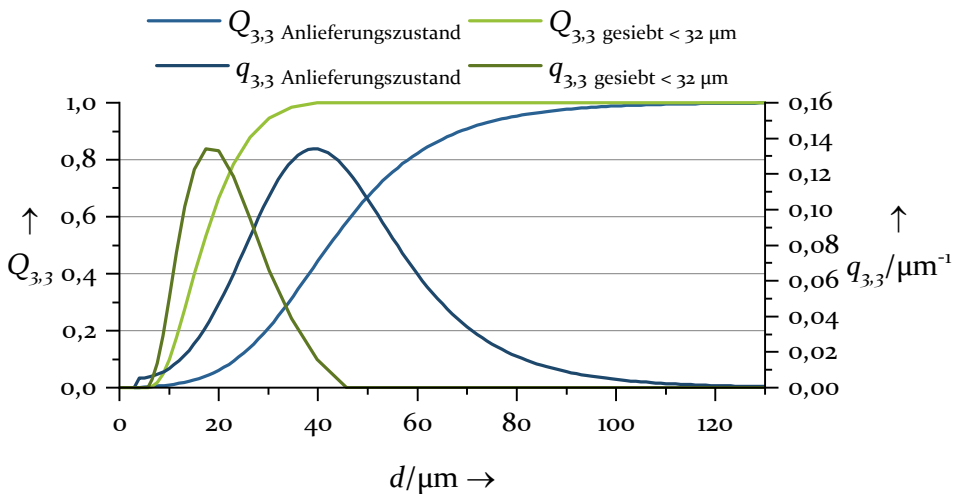


Bild 27: Vergleich der Korngrößenverteilung von MQP-S im Anlieferungszustand und nach Entfernen der Pulverfraktion größer  $32 \mu\text{m}$

Die Kennwerte der Partikelgrößenverteilung sind in Bild 28 den Werten konventionell verwendeter PBF-LB/M-Pulvern gegenübergestellt. Der

Durchmesser  $d_{10,3}$ , wie auch der Quotient  $d_{90,3}/d_{10,3}$ , liegen im Anlieferungszustand in einem geeigneten Bereich. Die Durchmesser  $d_{50,3}$  und  $d_{90,3}$  sind hingegen vergleichsweise groß. Aus dem direkten Vergleich mit Pulver aus 1.4404 Edelstahl, das wie MQP-S Eisen als Hauptlegierungselement enthält, wird deutlich, dass die Partikelgrößenverteilung im Anlieferungszustand zu breit für den Aufzug einer Schichtstärke  $s < 40 \mu\text{m}$  ist, was sich in Aufzugsversuchen in der Versuchsanlage durch eine mangelhafte Schichthomogenität bestätigt. Diese zeigt sich durch Riefen und Fehlstellen im Pulverbett.

Durch das Abtrennen der Pulverfraktion größer  $32 \mu\text{m}$  wird die Verteilung zweckmäßig modifiziert. Dies ermöglicht einen reproduzierbar fehlerfreien Schichtaufzug ab einer Schichtstärke  $s \geq 15 \mu\text{m}$ . Agglomerationen und Fehlstellen in Folge des größeren Anteils an kleinen Partikel mit höherer massebezogener Oberfläche sind dabei nicht zu beobachten.

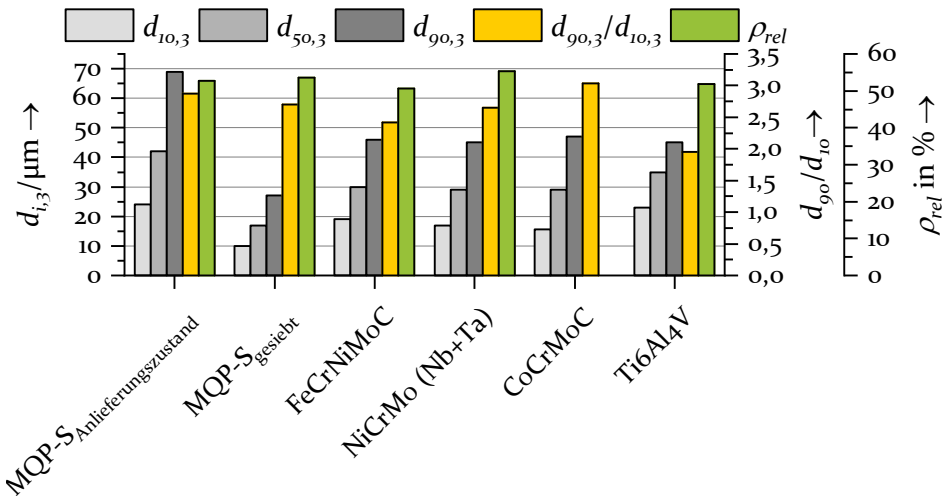


Bild 28: Gegenüberstellung der Pulverkennwerte von MQP-S und im PBF-LB/M gebräuchlichen Werkstoffen. Kennwerte der konventionellen Werkstoffe: [130–133]

### 3.1.3 Zeitliche Veränderung

In der Praxis ist jeder der in Bild 19 aufgeführten Einflussfaktoren durch die Wechselwirkungen seiner Subsysteme zeitlich veränderlich. So degradiert beispielsweise die Laserleistung  $P$ , verschmutzen Linsen oder verschleifen Führungen und Dichtungen. Die Zeitspanne, innerhalb derer die Abnutzung nachweisbare Veränderungen an den Werkstücken hervorrufen, ist vergleichsweise groß und bei Einhaltung von angemessenen Wartungsintervallen unkritisch. Dies gilt jedoch nicht für den Pulverwerkstoff, bei dem

Veränderungen innerhalb kürzerer Zeitspannen denkbar sind und für Werkstoffe wie  $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$  oder 1.4404 Edelstahl bereits nachgewiesen wurden [135, 136].

Eine vorteilhafte Eigenschaft pulverbettbasierender additiver Fertigungsverfahren ist die Tatsache, für den Werkstückaufbau nicht benötigtes, jedoch in der Baukammer aufgebracht Pulver aufzubereiten und wiederverwenden zu können. Der Werkstoffkreislauf nach Bild 29 birgt jedoch das Risiko, die Pulvereigenschaften über die Nutzungsdauer durch den kurzzeitigen Kontakt mit Luft negativ zu beeinflussen und damit auch die Eigenschaften der Bauteile zu beeinträchtigen. So wird beispielsweise das Sieben von unverbrauchtem Pulver anlagenbedingt unter Luftatmosphäre durchgeführt. Auch der während der Trocknung, PBF-LB/M-Verarbeitung und Lagerung zwischen den Pulverpartikeln verbleibende Luftanteil kann über einen längeren Zeitraum mit dem Werkstoff reagieren und verarbeitungsrelevante Eigenschaften beeinträchtigen.

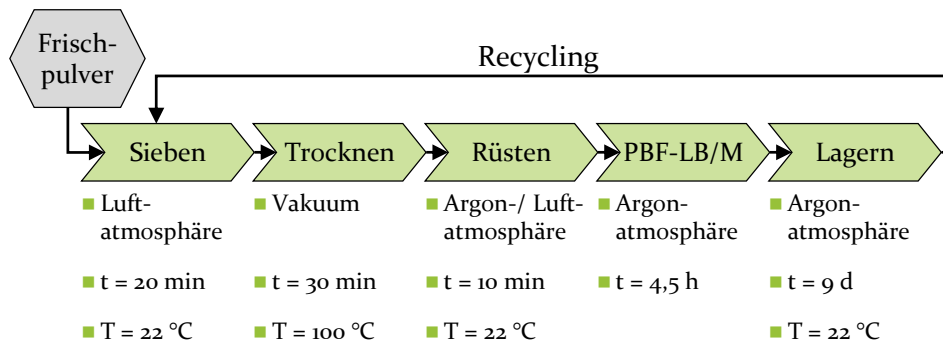


Bild 29: Werkstoffkreislauf und atmosphärische Einflüsse auf den Pulverwerkstoff zur Quantifizierung der Einflusses der Pulververwendungsdauer

Naheliegende Ursachen für die Veränderung des Pulvers sind die Aufnahme von Sauerstoff und Wasser. Sauerstoff reagiert mit der großen Pulveroberfläche, insbesondere mit Neodym, unter Oxidbildung, wodurch die Legierungszusammensetzung beeinflusst und weniger Neodym zur Bildung der  $\Phi$ -Phase aus der Schmelze zur Verfügung steht. Aus diesem Grund liegt ein starker Fokus der kommerziellen Magnetfertigung auf der exakten Einhaltung von Inertbedingungen [43]. Die Oxide behindern weiterhin den Umschmelzvorgang durch den gegenüber der Ausgangslegierung höheren Schmelzpunkt [137]. Wasser lagert sich ebenfalls auf der Partikeloberfläche an und begünstigt die Ausbildung von Flüssigkeitsbrücken, was zur Agglomerationsbildung und in der Folge zu verschlechtertem Schichtauftrag beiträgt [100].

Sowohl für die PBF-LB/M-Verarbeitung von NdFeB allgemein als auch für die in den nachfolgenden Abschnitten vorgestellten Experimente ist die Gewährleistung einer konstanten Pulverqualität von entscheidender Bedeutung. Für den untersuchten Werkstoff liegen bisher keine gesicherten Erkenntnisse oder Erfahrungswerte vor. Zur Quantifizierung des Einflusses der Pulververwendungsdauer  $PVD$  auf die Prozessstabilität sowie die magnetischen Kennwerte wird daher ein vollfaktorieller Versuchsplan nach Tabelle 8 realisiert. Die beim Durchlaufen des Werkstoffkreislaufs vorherrschenden Bedingungen gehen aus Bild 29 hervor. Die Lagerung erfolgt dabei in einem mit reinem Argon gespülten gasdichten Behältnis.

Tabelle 8: Versuchsplan zur Quantifizierung der zeitlichen Veränderung des Pulverwerkstoffs

| Parameter                                                      | Wert                  | Stufenabstand |
|----------------------------------------------------------------|-----------------------|---------------|
| Laserleistung $P$ in W                                         | 60                    | -             |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$ in mm/s                            | 1600                  | -             |
| Schraffurabstand $h$ in $\mu\text{m}$                          | 20                    | -             |
| Schichtstärke $s$ in $\mu\text{m}$                             | 20                    | -             |
| Substrattemperatur $T_{\text{Substrat}}$ in $^{\circ}\text{C}$ | 22                    | -             |
| Restsauerstoffkonzentration in %                               | < 0,1                 | -             |
| Strahldurchmesser $d_{\text{Laser}}$ in $\mu\text{m}$          | 50                    | -             |
| Pulververwendungsdauer $PVD$ in d                              | $0 \leq PVD \leq 140$ | 10            |

Pro Faktorstufe der  $PVD$  werden 25 Prüflinge in Würfelform mit einer Kantenlänge von 5 mm gefertigt. Da mit zunehmender  $PVD$  vermehrt Defekte an den Kanten sowie den Seitenflächen auftreten erfolgt zunächst eine Kategorisierung nach Bild 30 anhand einer Sichtprüfung. Prüflinge der Kategorien 2 und 3 gelten als defekt und werden bei der Bestimmung der magnetischen Kennwerte nicht weiter berücksichtigt. Der Anteil der Kategorie 1 zugeordneten Prüflinge an der Gesamtzahl der Prüflinge repräsentiert nach Gleichung (5) die Prozessquote und ist ein Maß für die Stabilität des PBF-LB/M-Prozesses mit steigender  $PVD$ .

$$\text{Prozessquote} = \frac{n(\text{Kategorie 1})}{25} \text{ in \%} \quad (5)$$

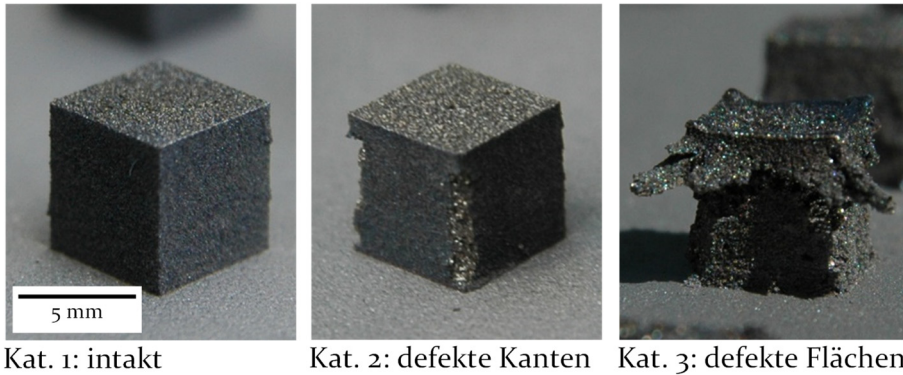


Bild 30: Fehlerbilder und Kategorien der Sichtprüfung mit zunehmender Verwendungsdauer des Pulvers (Aufnahmen: [S2])

Die Auswertung der Prozessquote sowie der magnetischen Eigenschaften zeigt Bild 31. Die Whisker markieren den 5 % bis 95 %-Bereich der Messwerte, während die Boxen das untere und obere Quartil enthalten. Die Mittelwerte sind verbunden. Die unterbrochenen Referenzlinien markieren die Entnahmezeitpunkte von Pulverproben zur Bestimmung des Sauerstoff- und Wassergehalts im Ausgangszustand, nach 20 Tagen sowie nach Ausfall von zwei Prüflingen nach 80 Tagen.

Die Prozessquote beschreibt einen zunächst stabil verlaufenden Prozess. Der Ausfall jeweils einer Probe nach 30 Tagen und 60 Tagen ist gemäß der Prozessbeobachtung auf Schmelzauswürfe, welche die nachfolgende Beschichtung zufällig behindern, zurückzuführen, nicht jedoch auf eine systematische Veränderung des Ausgangsmaterials. Ab einer *PVD* von 80 Tagen nimmt die Prozessquote kontinuierlich und irreversibel ab.

Die magnetischen Eigenschaften verharren über die Faktorstufen hinweg auf vergleichbarem Niveau. Eine Varianzanalyse (analysis of variances, ANOVA) für die Remanenzpolarisation  $J_r$  deutet bei einem Signifikanzniveau von 95 % mit einem  $p$ -Wert von 0,102 auf keinen signifikanten Zusammenhang hin. Gleiches gilt für das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  mit einem  $p$ -Wert von 0,713. Lediglich die Koerzitivfeldstärke besitzt eine statistisch signifikante Abhängigkeit von der *PVD* mit einem  $p$ -Wert von 0,039. Im Gesamtbild der magnetischen Eigenschaften ist dieser Zusammenhang insbesondere unter Berücksichtigung des hohen  $p$ -Werts des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  jedoch vernachlässigbar klein. Die zeitliche Veränderung des Pulverwerkstoffs wird damit primär durch geometrische Fehlstellen auf den Werkstücken sichtbar. Das Material ist ab diesem

Zeitpunkt für die prozesssichere Herstellung von Magneten nicht mehr geeignet und sollte ersetzt werden.

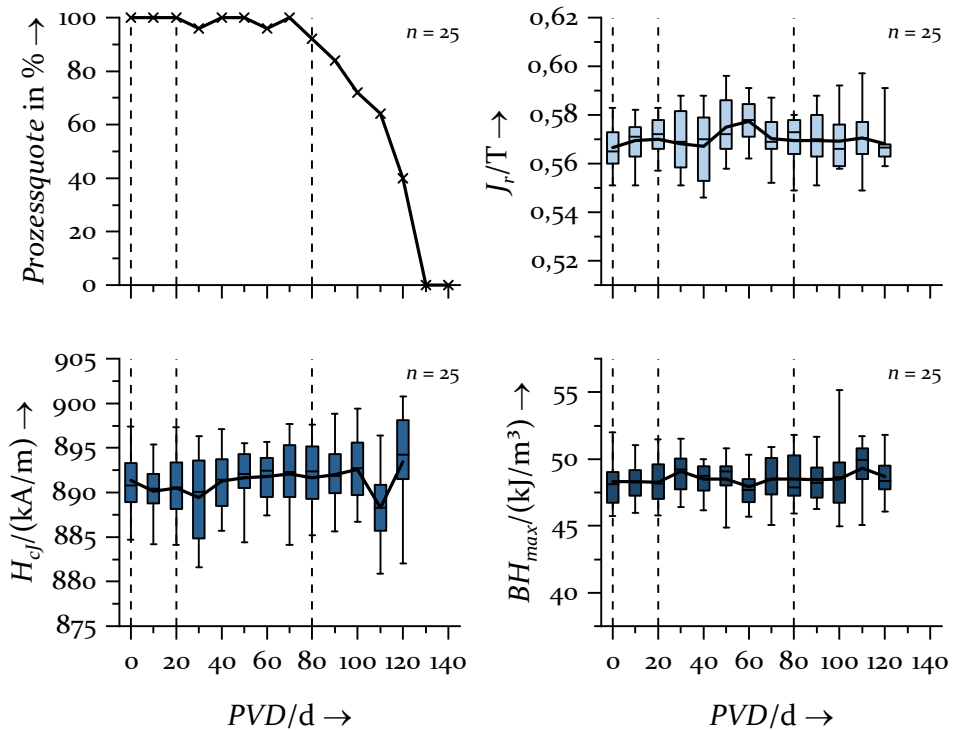


Bild 31: Korrelation von Prozessquote und magnetischen Kennwerten mit der Pulververwendungsdauer PVD

Ein Abgleich der These, dass die Abnahme der Prozessquote auf Verunreinigungen durch den Kontakt des Pulvers mit Luft zurückgeht, erfolgt durch je dreimalige Ermittlung des Sauerstoff- und Wassergehalts durch Heißgasextraktion bzw. Carl-Fischer-Titration in Bild 32. Als Referenz dient der Anlieferungszustand direkt nach Öffnung der Transportverpackung.

Der Sauerstoffgehalt, der im Anlieferungszustand bereits nachweisbar ist, steigt in den ersten 20 Tagen um 69 % auf 0,083 Gew.-% an. Der weitere Anstieg in den folgenden 60 Tagen um 10 % deutet auf die zunehmende Sättigung der Pulveroberfläche mit Sauerstoff hin. Der Wassergehalt liegt bei allen Untersuchungen unterhalb der Nachweisgrenze von 0,01 Gew.-%, was die Effektivität des Trocknungsvorgangs vor jeder Verarbeitung zeigt.

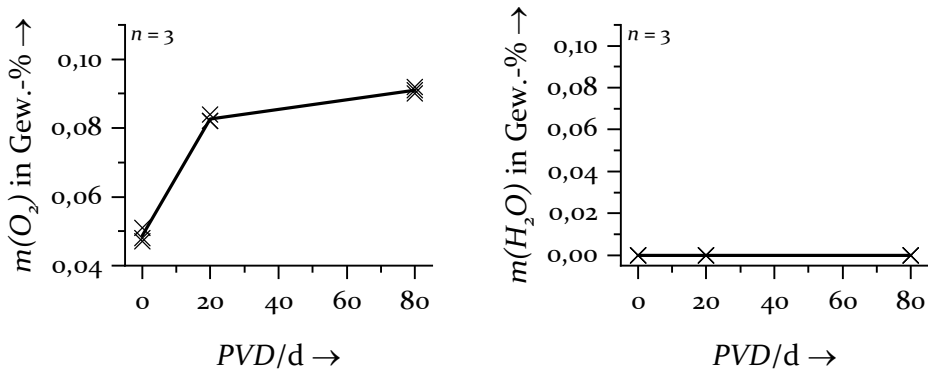


Bild 32: Sauerstoff- und Wassergehalt des Pulverwerkstoffs in Abhängigkeit der Pulververwendungsdauer *PVD*

Mit der gemeinsamen Analyse der zeitlichen Verläufe von Prozessquote und Sauerstoffgehalt liegt eine Korrelation beider Kennwerte nahe. Die Oxidation des Werkstoffs, insbesondere direkt nach Öffnen der Anlieferungsverpackung, ist nachweisbar, stellt in der vorliegenden Untersuchung jedoch bis zu einem Sauerstoffanteil von 0,09 Gew.-% keine signifikante Beeinflussung des Prozesses oder der magnetischen Eigenschaften dar. Der Werkstoffkreislauf kann damit bis zum Auftreten von Oberflächendefekten mehrfach durchlaufen werden. Für eine Magnetproduktion im größeren Maßstab, bei der mit jedem Durchlauf ein höherer Anteil des Pulvers verbraucht und durch Neupulver ergänzt wird sowie der gesamte Werkstoffkreislauf innerhalb einer dauerhaft inertisierten Atmosphäre abläuft, ist die zeitliche Veränderung des Pulvers unkritisch.

### 3.2 Maschine und Milieu

Für die Versuchsdurchführung kommt eine Laserstrahlschmelzanlage vom Typ MLab Cusing R der ersten Generation des Herstellers Concept Laser GmbH nach Bild 33 zum Einsatz. Die Fläche des Belichtungsfelds beträgt 90 mm x 90 mm bei einer substratabhängigen maximalen Bauhöhe von ca. 80 mm.

Die Anlage ist mit einer am Lehrstuhl FAPS entwickelten Substratheizung mit Oberflächentemperaturen von mehr als 400 °C nachgerüstet. Dazu wurde das Baumodul unterhalb der Substratplattform ersetzt. Zum Schutz von Antriebsspindel und Führungen ist der Mantel um die Heizpatronen isoliert und wassergekühlt. Für den Betrieb der Anlage und die Prozessführung ergeben sich jedoch keinerlei Einschränkungen, da die verbleibenden Komponenten innerhalb der Baukammer unangetastet bleiben und die



Temperaturregelung extern erfolgt. Weiterhin wurde die ursprünglich verbaute Strahlquelle mit einer Leistung von  $P = 100 \text{ W}$  durch die extern platzierte Strahlquelle YLR-500-AC-Y14 des Herstellers IPG Photonics mit einer Maximalleistung von  $P = 500 \text{ W}$  ersetzt. Die Wellenlänge beträgt  $1070 \text{ nm}$ , der minimal auf der Pulverbetttoberfläche realisierbare Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}}$  beträgt  $33 \text{ }\mu\text{m}$  bei einer Rayleighlänge von  $738 \text{ }\mu\text{m}$  [138].

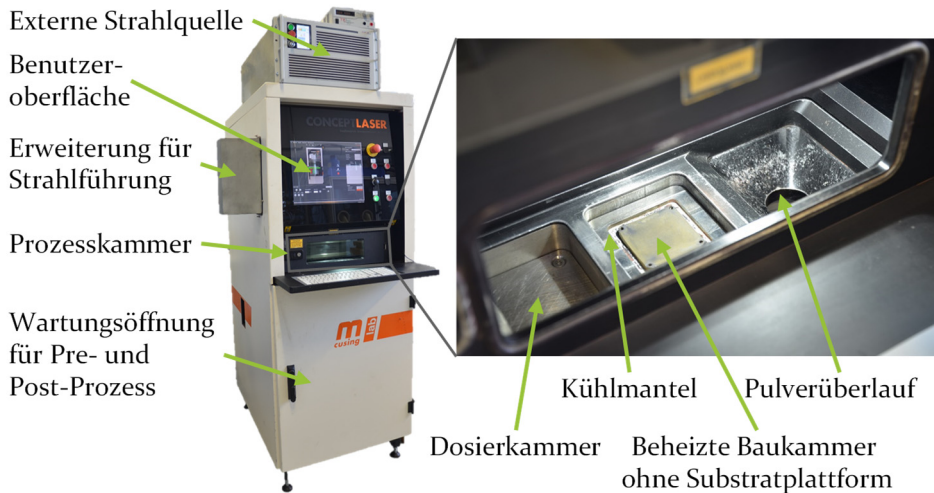


Bild 33: Modifizierte Versuchsanlage Mlab Cusing R des Herstellers Concept Laser GmbH mit integrierter Substratplattformheizung und Kühlmantel zum Schutz des Bauzylinders

Bild 34 zeigt die Prozesskammer im CAD-Modell. Der Pulverauftrag erfolgt von links über eine in der Höhe justierbare Rakel mit austauschbarer Gummiklinge. Überschüssiges Pulver wird im einschraubbaren Pulversammelbehälter gesammelt, wodurch der Kontakt des Pulvers mit Luft beim Tausch nicht ausgeschlossen werden kann. Der kontinuierlich mit Argon angereicherte, gefilterte und umgewälzte Gasstrom strömt von links über die Bauplattform in Richtung des Pulverüberlaufs. Die Position der angetriebenen Achsen wird indirekt über Endlagenschalter und Motorposition ermittelt.

Der zweiteilige Aufbau der Rakel ermöglicht es, die Gummiklinge bei Beschädigung zwischen den Bauaufträgen zu tauschen, ohne die Rakel zu demontieren. Dadurch ist ein konstanter Abstand zwischen Pulverbetttoberfläche und Optik gewährleistet und der Strahldurchmesser auf der Pulverbetttoberfläche  $d_{\text{Laser}}$  konstant. Jedoch ist es während der initialen Einrichtung der Maschine möglich, den Abstand zwischen Pulverbetttoberfläche und Optik über die Einbauposition der Rakel manuell zu justieren. Dieser Einfluss wird als Maschineneinfluss behandelt.

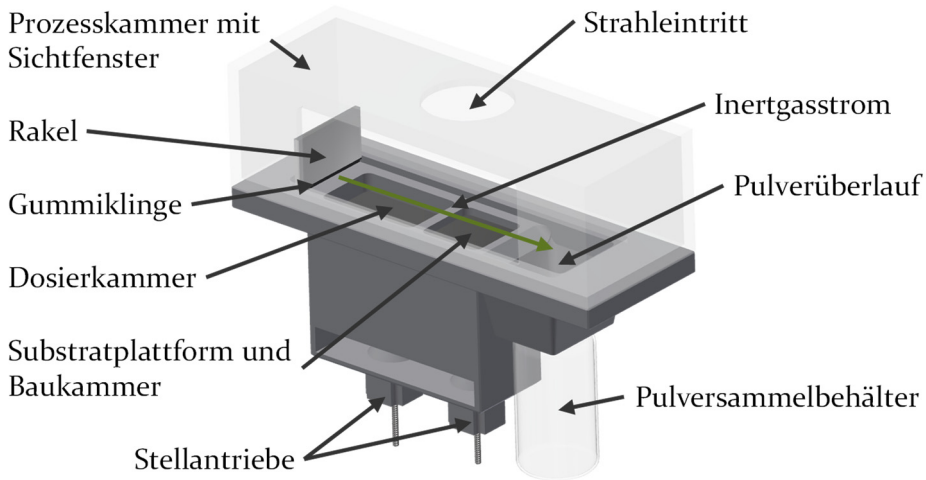


Bild 34: CAD-Modell der Prozesskammer der Versuchsanlage Mlab Cusing R

Der Umschmelzvorgang findet in der gekapselten Prozesskammer statt, in der das Milieu in Form der Inertatmosphäre geregelt wird. Die dem Milieu zugeordneten Einflussgrößen Restsauerstoffgehalt sowie Substrattemperatur  $T_{\text{Substrat}}$  könnten damit per Konvention auch der Kategorie „Methode“ zugeordnet werden. Einflüsse aufgrund von Abweichungen in der Größenordnung der Regelgenauigkeit sind in der Literatur nicht bekannt und werden daher als vernachlässigbar eingestuft. Dieser Abschnitt beantwortet damit einen ersten Aspekt der zweiten Forschungsfrage.

### 3.2.1 Strahldurchmesser

Der Durchmesser der auf die Pulverbetttoberfläche treffenden Laserstrahlung  $d_{\text{Laser}}$  ist über das Maschinensetup definiert und wird im Regelbetrieb der PBF-LB/M-Anlage nicht verändert. Bei der verwendeten annähernd gaußschen Intensitätsverteilung ist der Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}}$  über den doppelten Abstand vom Intensitätsmaximum definiert, bis zu dem die Intensität auf  $1/e^2$  (ca. 13,5 %) des Maximums abfällt.

Ein kleiner Durchmesser  $d_{\text{Laser}}$  begünstigt die Bildung eines Keyholes, welches einerseits zu guter Anbindung an darunterliegende Schichten führt, andererseits aufgrund der Ausbildung einer Dampfkapillare erhöhte Porosität begünstigt. Weiterhin wird beim Keyholeschweißen die Anzahl der herausgeschleuderten Partikel erhöht [139, 140]. Diese müssen durch den Schutzgasstrom entfernt werden, um den Umschmelzvorgang nicht zu behindern. Daher wird im PBF-LB/M bevorzugt der Bereich des Wärmeleitungsschweißens eingesetzt [141, 142].

Während der Maschineneinrichtung wird die Rakel montiert. Dabei ist der Abstand zum Pulverbett in einem Bereich von 8 mm justierbar und kleine Toleranzen in der Positioniergenauigkeit nicht auszuschließen. In der vom Anlagenhersteller empfohlenen Position ergibt sich ein Strahldurchmesser auf der Pulverbettfläche  $d_{\text{Laser}} = 50 \mu\text{m}$ .

Über die Strahlkaustik führt ein Versatz der Rakelposition zu einem veränderlichen Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}}$ . Der Einfluss wird durch eine gezielte Variation der Position der Rakel relativ zur Lage des kleinstmöglichen Strahldurchmessers  $d_{\text{Laser, min}}$  gemäß des Versuchsplans in Tabelle 9 überprüft. Der anlagenseitig minimal realisierbare Durchmesser  $d_{\text{Laser, min}}$  beträgt  $33 \mu\text{m}$  bei einer Rayleighlänge von  $738 \mu\text{m}$  [138]. Die Verschiebung der Fokusslage erfolgt in die Werkstückebene.

Tabelle 9: Versuchsplan zur Ermittlung des Einflusses des Strahldurchmessers  $d_{\text{Laser}}$  auf der Pulverbettfläche

| Parameter                                                                                                                                                   | Wert/ Stufen                                                                          |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|
| Laserleistung $P$                                                                                                                                           | 62 W                                                                                  |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$                                                                                                                                 | 1600 mm/s                                                                             |
| Schraffurabstand $h$                                                                                                                                        | 20 $\mu\text{m}$                                                                      |
| Schichtstärke $s$                                                                                                                                           | 20 $\mu\text{m}$                                                                      |
| Substrattemperatur $T_{\text{Substrat}}$                                                                                                                    | 22 °C                                                                                 |
| Restsauerstoffkonzentration                                                                                                                                 | < 0,1 %                                                                               |
| Strahldurchmesser $d_{\text{Laser}}$ (Offset der Rakeleimbauposition zum kleinstmöglichen Strahldurchmesser $d_{\text{Laser, min}}$ in Aufbaurichtung $z$ ) | 33 $\mu\text{m}$ (0 mm),<br>39 $\mu\text{m}$ (-0,5 mm),<br>55 $\mu\text{m}$ (-1,0 mm) |

Bild 35 zeigt die Variation der Zielgrößen bei zehn Prüflingen je Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}}$ . Die Boxen enthalten den 25 % bis 75 %-, die Whisker den 5 % bis 95 %-Bereich. Der Mittelwertverlauf ist durch die Linie gekennzeichnet. Der Mittelwert aller Zielgrößen zeigt einen vergleichbaren Verlauf mit einer maximalen Ausprägung beim Durchmesser  $d_{\text{Laser}} = 39 \mu\text{m}$ . Die Maximalwertausprägung, indiziert durch die obere Grenze der Whiskerlinien, werden in der Region  $39 \mu\text{m} \leq d_{\text{Laser}} \leq 55 \mu\text{m}$  erzielt. Die magnetischen Zielgrößen verlaufen ähnlich der Dichte  $\rho_{\text{rel}}$ , wobei dieser Zusammenhang in Abschnitt 3.3.2 näher thematisiert wird. Ihr Mittelwert fällt bei

einem Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}} = 33 \mu\text{m}$  mit 89 % am niedrigsten aus. Obwohl mit geringerem Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}}$  von einem verbesserten Durchschweißprozess aufgrund der höheren Intensität ausgegangen werden kann, sinken die Kennwerte. Vor dem Hintergrund von verstärkter Funkenbildung und zunehmendem Partikelwurf mit kleinerem Strahldurchmesser ist als Ursache eine ungünstigere Schmelzbaddynamik, verbunden mit lokalen Verwirbelungen des Schutzgases um das Schmelzbad, wahrscheinlich. Zusätzlich reduziert sich die Ausdehnung des Schmelzbads in der Belichtungsebene. Damit reicht der initial für einen Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}} = 50 \mu\text{m}$  ermittelte Schraffurabstand  $h$  für eine flächendeckende Belichtung nicht mehr aus.

Auffällig ist die anhand der Whisker angezeigte Prozessstreuung. Diese steigt nach Bild 35, mit Ausnahme von  $H_{\text{cj}}$ , mit dem Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}}$  deutlich an. Eine plausible Begründung liegt in der höheren Intensität des Energieeintrags bei kleinerem Durchmesser  $d_{\text{Laser}}$ . Trifft das Schmelzbad auf Fehlstellen im Pulverbett, wie z. B. große oder oxidierte Partikel, ist es wahrscheinlicher, dass diese bei höherer Intensität vollständig umgeschmolzen werden bzw. die Oxidschicht abgelöst wird und somit nicht als Ausgangspunkt für Poren dienen. Weiterhin ist die höhere Temperatur im Schmelzbad für die Benetzung von Fehlstellen bereits konsolidierter Schichten vorteilhaft.

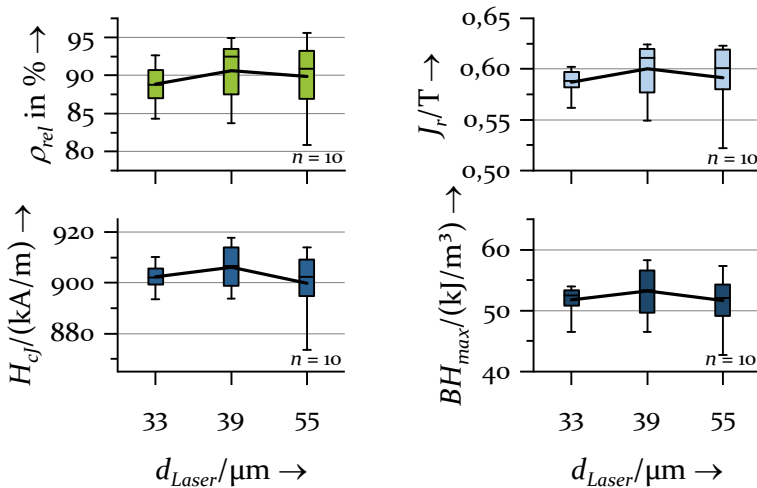


Bild 35: Einfluss des Strahldurchmessers  $d_{\text{Laser}}$  auf der Pulverbetttoberfläche auf die Magnetkennwerte in Folge von Montagetoleranzen der Rakelposition (Messdaten: [S3])

Die Untersuchungen unterstützen die These, dass der Prozess gegenüber einer Toleranz bei sorgfältiger Einrichtung der Rakel von  $\pm 0,1 \text{ mm}$ , welche im Fall der verwendeten Anlagentechnik einem Strahldurchmesser

$46 \mu\text{m} \leq d_{\text{Laser}} \leq 53 \mu\text{m}$  entspricht, robust ist. Ist die Streuung des Prozesses  $s_{\text{rel}}$  wichtiger als die Erzielung höchster Magnetkennwerte, ist gemäß Bild 36 der Einsatz des kleinstmöglichen Strahldurchmessers  $d_{\text{Laser}, \text{min}}$ , optional unter Adaption des Schraffurabstands  $h$  zur besseren Konsolidierung, hilfreich. Die verbleibende Prozessstreuung trägt dem vergleichsweise geringen realisierbaren Energieeintrag Rechnung, der im Abschnitt 3.3.2 detailliert wird.

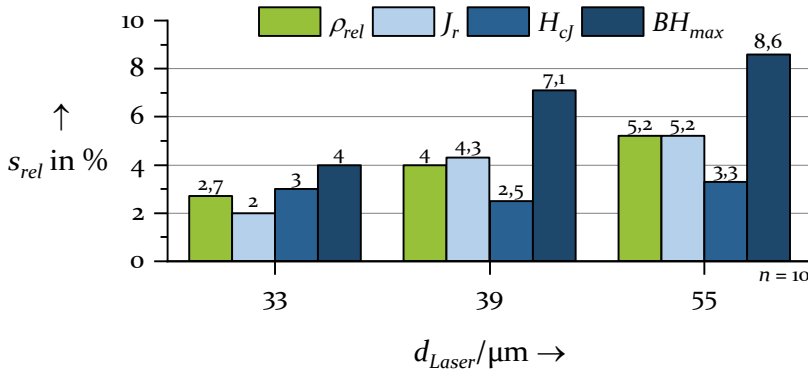


Bild 36: Streuung der Magnetkenngrößen anhand der relativen Standardabweichung  $s_{\text{rel}}$  in Abhängigkeit des Strahldurchmessers  $d_{\text{Laser}}$  auf der Pulverbetttoberfläche

### 3.2.2 Restsauerstoffkonzentration

Die hohe Sauerstoffaffinität von NdFeB birgt bei Entfernung der Schutzatmosphäre aus Stickstoff oder Argon innerhalb kurzer Zeit das Risiko einer unerwünschten Oxidation. Die Oxide tragen nicht zur Ausbildung eines Magnetfelds bei und werden in der konventionellen Magnetfertigung während der Bearbeitungsvorgänge durch Vakuum, einer Atmosphäre aus hochreinem Stickstoff, Argon oder Cyclohexan unterbunden bzw. durch einen überstöchiometrischen Nd-Anteil kompensiert [43].

Der Schutz vor Oxidation von Pulver, Schmelzbad und Werkstück ist im PBF-LB/M durch die verschlossene und mit Schutzgas gefüllte Prozesskammer realisiert. Leichter Überdruck verhindert das Eindringen von Sauerstoff durch formschlüssige Elemente, wie z. B. die Gleitlager von Pulver- und Baukammer. Der dennoch systematisch vorhandene Restsauerstoff entstammt dem Pulvervorrat, der schichtweise aus der Pulverkammer abgetragen und verarbeitet wird. In den Hohlräumen zwischen den Pulverpartikeln verbleibt, trotz Lagerung unter Argon, aufgrund des Siebens unter Luftatmosphäre im Zuge der Pulverwiederaufbereitung, Sauerstoff, welcher in die Prozesskammer entweicht. Der Restsauerstoffanteil wird durch

die Prozessregelung über den Volumenzustrom an Schutzgas auf einem konstanten Niveau gehalten. Für die Verarbeitung des rostfreien Stahls 1.4404 oder AlSi<sub>10</sub>Mg beträgt dieser beispielsweise 0,5 % [143, 144]. Aufgrund des eingeschränkten Messbereichs der integrierten Messeinrichtung bei Restsauerstoffgehalten unter 0,1 % erfolgt sein Abgleich mit einer externen Sonde ORBmax der Firma Orbitalum tools GmbH mit einem Messbereich bis 1 ppm.

Die Untersuchungen haben zum Ziel, die Auswirkungen unterschiedlicher Restsauerstoffgehalte auf den Prozessverlauf allgemein, die Form der Entmagnetisierungskurve, sowie die Dichte  $\rho_{rel}$ , Remanenzpolarisation  $J_r$ , Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  und das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  zu quantifizieren und einen Grenzwert für die Verarbeitung von NdFeB zu definieren. Als Inertgas kommt Argon der Reinheitsklasse 5.0 zum Einsatz, welches, im Gegensatz zu Stickstoff, die Nitrierung, insbesondere des in der Legierung enthaltenen Titananteils, verhindert. Der Versuchsplan nach Tabelle 10 wird sechzehnmal realisiert

Eine Sichtprüfung während des Prozesses zeigt ab einem Restsauerstoffanteil von 2 % einen Trend zu verstärkter Funkenbildung- und Auswürfen während des Belichtungsvorgangs. Die Funkenbildung deutet auf eine Reaktion von heißen Partikeln mit Sauerstoff hin. Auswürfe erhöhen die Wahrscheinlichkeit von Fehlstellen, wenn ihr Durchmesser größer als die Schichtstärke  $s$  ist und sie von der nachfolgenden Pulverschicht nicht vollständig bedeckt werden, sondern in der Rakel verbleiben und Riefen im Pulverbett hinterlassen.

Tabelle 10: Versuchsplan für die Quantifizierung des Sauerstoffeinflusses

| Parameter                         | Wert/ Stufen                         |
|-----------------------------------|--------------------------------------|
| Laserleistung $P$                 | 60 W                                 |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$       | 1600 mm/s                            |
| Schraffurabstand $h$              | 20 $\mu\text{m}$                     |
| Schichtstärke $s$                 | 20 $\mu\text{m}$                     |
| Substrattemperatur $T_{Substrat}$ | 22 °C                                |
| Strahldurchmesser $d_{Laser}$     | 50 $\mu\text{m}$                     |
| Restsauerstoffkonzentration       | 1 ppm $\leq O_2 \leq 2,5$ % in 0,5 % |

Bild 37 zeigt die Entwicklung der Kennwerte in Abhängigkeit des Restsauerstoffgehalts. Die Whisker markieren den 5 % bis 95 %-Bereich der Messwerte. Zusätzlich zu den Box-Plots sind die Mittelwerte der Versuchsreihen durch Linien verbunden. Die Dichte  $\rho_{rel}$  zeigt keine eindeutige, von der Prozessstreuung trennbare, Veränderung. Eine ANOVA bestätigt die Beobachtung mit einem  $p$ -Wert von 0,789 bei einem Signifikanzniveau von 95 %. Bei einem Restsauerstoffgehalt von 1 ppm fällt die Breite des 25 % bis 75 %-Bereichs, wie auch die Streuung, am geringsten aus. Somit ist ein geringer Sauerstoffgehalt für die Reproduzierbarkeit der Dichte  $\rho_{rel}$  von Vorteil, nicht jedoch für den Absolutwert.

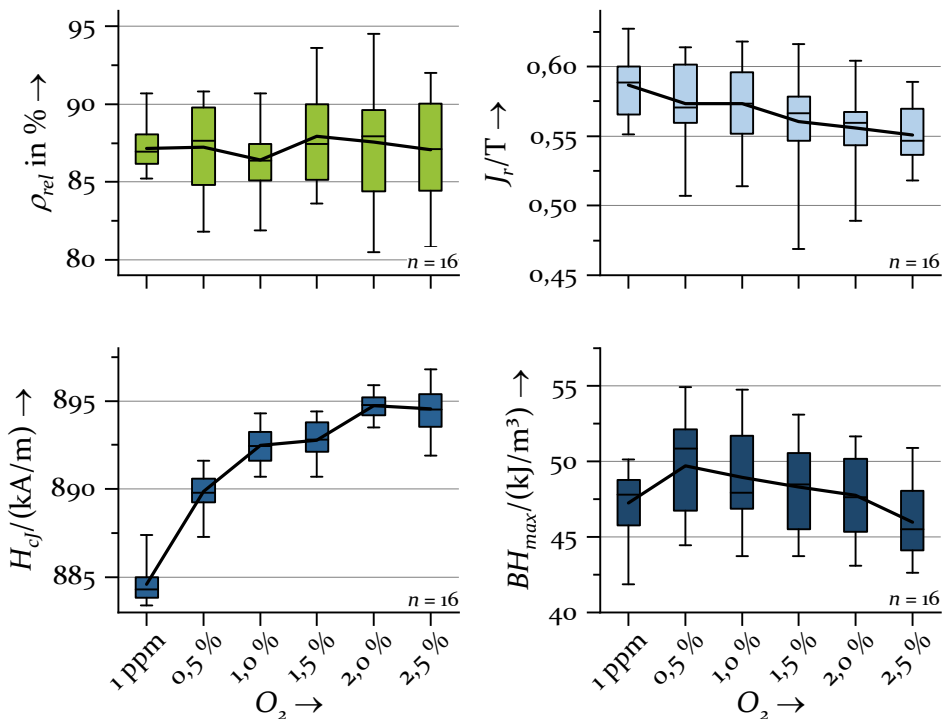


Bild 37: Einfluss der Sauerstoffkonzentration in der Prozesskammer auf die Magnetkenngrößen  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$

Für Remanenzpolarisation  $J_r$  und Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  zeigen sich gegenläufige Trends. Die Remanenzpolarisation  $J_r$  nimmt mit steigendem Sauerstoffgehalt ab, wobei die Veränderung trotz stellenweise erhöhter Streuung mit einem  $p$ -Wert von 0,005 statistisch signifikant ist. Die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  steigt mit dem Sauerstoffgehalt und erreicht ab 2,0 % ein Plateau, oberhalb dessen lediglich die Streuung weiter steigt. Die Veränderung ist mit einem  $p$ -Wert von 0,001 statistisch signifikant. Aus der gemeinsamen

Betrachtung lässt sich auf einen Rückgang des Anteils der hartmagnetischen  $\Phi$ -Phase im Gefüge aufgrund vermehrter Neodymoxidbildung schließen, was sich negativ auf die Remanenzpolarisation  $J_r$  auswirkt. Die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  profitiert im Gegenzug von einer höheren Sauerstoffkonzentration, da sich mit zunehmender Oxidation vermehrt Gefügefehlstellen in Form von Einschlüssen und Defekten bilden, die die magnetische Entkopplung der nicht oxidierten Domänen verstärken und die Bloch-Wandverschiebungen behindern.

Die höchsten Ausprägungen für Mittelwert und Maximalwert des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  liegen bei 0,5 % Sauerstoffkonzentration. Mit weiter steigendem Sauerstoffgehalt nimmt  $BH_{max}$  kontinuierlich ab, was analog der Reduzierung der Remanenzpolarisation  $J_r$  auf die Oxidation zurückzuführen ist und von der leicht verstärkten magnetischen Entkopplung nicht kompensiert wird. Der  $p$ -Wert der Varianzanalyse von 0,006 unterstützt die statistische Signifikanz des Effekts der Sauerstoffkonzentration innerhalb der untersuchten Grenzen.

Zwei in Bild 38 dargestellte Entmagnetisierungskurven zeigen mit steigendem Restsauerstoffgehalt in der Prozesskammer keine signifikante Veränderung der Form. Daraus lässt sich ableiten, dass auch die Mikrostruktur innerhalb der Magnete durch den erhöhten Sauerstoffgehalt nicht signifikant beeinflusst wird.

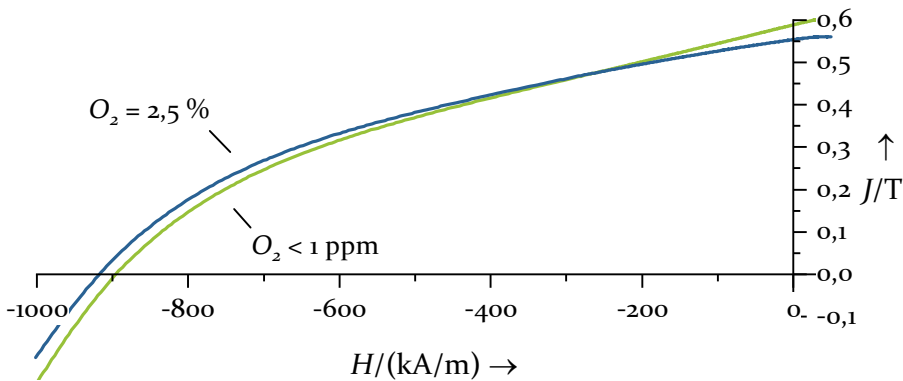


Bild 38: Verlauf der Entmagnetisierungskurve in Abhängigkeit des Restsauerstoffgehalts (Messdaten: [S4])

Das PBF-LB/M ist damit, trotz der statistischen Signifikanz der Sauerstoffkonzentration, gegenüber kleinen Schwankungen in der Prozesskammer verhältnismäßig robust. Bei einer typischen Sauerstoffkonzentration im Bereich  $0,1 \% \leq O_2 \leq 0,5 \%$  ist mit einem geringen Polarisationsverlust bei gleichzeitigem Anstieg der Remanenz zu rechnen. Für das maximale Energieprodukt ist ein geringer Restsauerstoffanteil vorteilhaft. Als Ursache der



Stabilität gegenüber dem Restsauerstoffgehalt kommt die unterstöchiometrische Legierungszusammensetzung mit vergleichsweise geringem sauerstoffaffinen Seltenerdanteil in Betracht. Über einen längeren Zeitraum hinweg ist jedoch mit schneller fortschreitender Oxidation des unverbrauchten Pulvers bei erhöhtem Sauerstoffanteil zu rechnen. Je nach Zielgröße ist darüber hinaus mit einer von der Sauerstoffkonzentration abhängigen Prozessstreuung zu rechnen.

### 3.2.3 Substrattemperierung

Moderne PBF-LB/M-Anlagen bieten die Möglichkeit, die Bauplattform aktiv zu temperieren. Durch die Vorheizung von Substratplattform, konsolidiertem Material und Pulver wird der zum Umschmelzen erforderliche Energieeintrag des Lasers reduziert. Der verringerte Temperaturunterschied zwischen Schmelzbad und Festkörper hat einen kleineren Temperaturgradienten zur Folge, welcher zu verringerten inneren Spannungen und damit zu reduzierter Rissneigung führen kann. Da zur Ausprägung innerer Spannungen nicht nur die lokale Wärmeverteilung, sondern auch Phasenübergänge während der Aufheiz- und Abkühlphasen beitragen, ist der Spannungszustand stark werkstoffabhängig. Dies gilt folglich auch für den Einfluss einer Substratheizung. [145–147]

Bild 39 zeigt den Verlauf der Härte von NdFeB in Abhängigkeit der Temperatur. Bei Verwendung von im PBF-LB/M üblichen Vorheiztemperaturen bis etwa 200 °C sind keine deutlichen Veränderungen der Materialcharakteristik in Folge reduzierter Härte zu erwarten. Bei Substrattemperaturen ab ca. 300 °C ist damit zu rechnen, dass die reduzierte Härte einen erkennbaren Einfluss auf den Fertigungsprozess besitzt. Oberhalb von 630 °C ist darüber hinaus die neodymreiche Phase zwischen den Körnern der  $\Phi$ -Phase als Eutektikum im flüssigen Zustand [17]. Sollten bei einer Substrattemperatur  $T_{\text{Substrat}} \leq 630$  °C während der PBF-LB/M-Verarbeitung Risse auftreten, besteht folglich die Chance, dass diese durch die Flüssigphase gefüllt und verschlossen werden, bevor die nachfolgende Schicht aufgeschmolzen wird. Eine erhöhte Substrattemperatur  $T_{\text{Substrat}}$  verspricht somit die Reduzierung von Rissen sowie der Wahrscheinlichkeit des Prozessabbruchs in Folge von Delamination von Teilbereichen der Werkstücke.

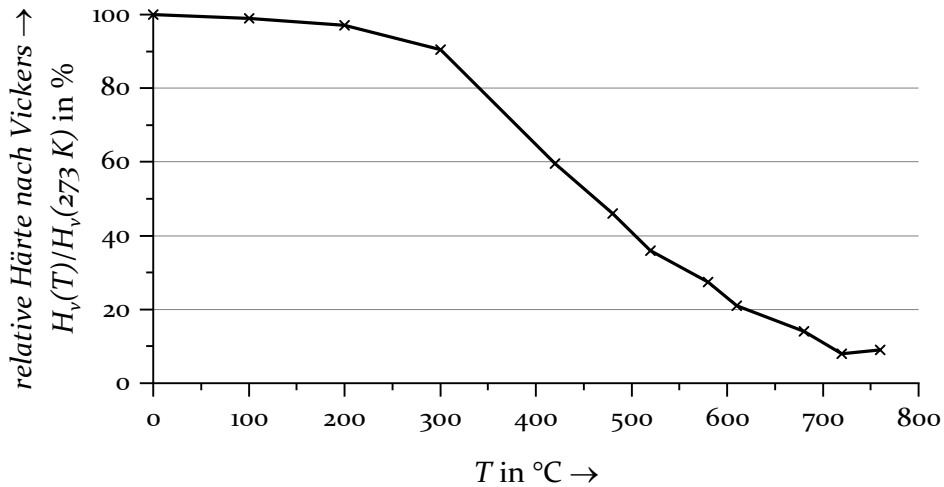


Bild 39: Temperaturverlauf der Härte nach Vickers von NdFeB [148]

Die Substrattemperatur  $T_{Substrat}$  beeinflusst das Erstarrungsverhalten der Schmelze. Bei Raumtemperatur führt der hohe Temperaturgradient zu einer Abkühlrate, die ein feinkörniges Gefüge begünstigt. Bei erhöhter Substrattemperatur wird der Temperaturgradient reduziert und die Erstarrungszeit verlängert [149]. Die Folge ist ein gröberes Gefüge. Weiterhin wird der bereits konsolidierte Werkstoff durch die Substrateheizung einer in-situ-Wärmebehandlung für die Dauer des Bauprozesses unterzogen. Dies kann den Abbau von inneren Spannungen zusätzlich begünstigen, bei der Verarbeitung von NdFeB aber auch zu Ausscheidungen im Gefüge und Kornwachstum führen [150]. Insbesondere die Ausscheidung von Eisen, das als weichmagnetisches Material die Feldlinien innerhalb des Magneten schließt, ist während Herstellung leistungsfähiger Magnete zu vermeiden. Die Ausprägung der magnetischen Kennwerte in Abhängigkeit der Substrattemperatur  $T_{Substrat}$  liefert weiterhin Hinweise auf temperaturabhängige Gefügeveränderungen, die auch bei einer dem Bauprozess folgenden Wärmebehandlung auftreten.

Für die Untersuchungen wird die Versuchsanlage mit einer Substrateheizung ausgestattet, mit der Substratoberflächentemperaturen bis 400 °C realisierbar sind. Die Probekörper werden direkt auf der Substratplattform aufgebaut. Dabei wird aufgrund der vergleichsweise kleinen Probendimensionen von 5 mm x 5 mm x 5 mm eine homogene Temperaturverteilung innerhalb der Probe, wie auch auf der Oberfläche, erwartet. Der Parametersatz nach Tabelle 11 wird im Vorfeld durch Vorversuche als geeignet identifiziert.

Tabelle 11: Versuchsplan zur Ermittlung des Einflusses der Substrattemperatur  $T_{Substrat}$ 

| Parameter                         | Wert/ Stufen                                                                                                                        |
|-----------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Laserleistung $P$                 | 60 W                                                                                                                                |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$       | $22\text{ °C} \leq T_{Substrat} \leq 150\text{ °C}$ : 1600 mm/s<br>$200\text{ °C} \leq T_{Substrat} \leq 400\text{ °C}$ : 2000 mm/s |
| Schichtstärke $s$                 | 20 $\mu\text{m}$                                                                                                                    |
| Schraffurabstand $h$              | 20 $\mu\text{m}$                                                                                                                    |
| Strahldurchmesser $d_{Laser}$     | 50 $\mu\text{m}$                                                                                                                    |
| Restsauerstoffkonzentration       | < 0,1 %                                                                                                                             |
| Substrattemperatur $T_{Substrat}$ | 22 °C, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C, 400 °C                                                                                       |

Ab einer Substrattemperatur  $T_{Substrat} > 150\text{ °C}$  ist die Reduzierung des Energieeintrags durch Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  erforderlich, um die Prozessstabilität zu gewährleisten und Überhitzungserscheinungen während der Belichtung entgegenzuwirken. Darüber hinaus sind Versuche mit höheren Laserleistungen  $P$  bei nominell gleichem Energieeintrag nicht erfolgreich, da die Proben an den Randzonen überhitzen und sich Bereiche ablösen.

Bild 40 zeigt nach Substrattemperatur  $T_{Substrat}$  kategorisierte Entmagnetisierungskurven. Ihr Verlauf ist bis  $T_{Substrat} = 250\text{ °C}$  für hartmagnetische Werkstoffe typisch konkav. Die Kurven der bei  $T_{Substrat} = 22\text{ °C}$ ,  $T_{Substrat} = 100\text{ °C}$  und  $T_{Substrat} = 250\text{ °C}$  gefertigten Proben sind nahezu deckungsgleich. Geringfügige Unterschiede sind im Rahmen der auch im Rahmen anderer Versuchsreihen beobachteter Prozessstreuung erklärbar. Bei  $T_{Substrat} = 400\text{ °C}$  sinkt die Polarisierung mit deutlich größerer Steigung und verläuft im gesamten zweiten Quadranten nahezu linear. Die Feldstärke des Kniepunkts  $H_{kn}$  bleibt bis  $T_{Substrat} = 250\text{ °C}$  nahezu unverändert im Bereich  $700\text{ kA/m} \leq H_{kn} \leq 800\text{ kA/m}$  und verschiebt sich mit weiter steigender Temperatur bei  $T_{Substrat} = 400\text{ °C}$  in den Bereich der Ordinatenachse. Dies reduziert die technisch nutzbare Flussdichte unter magnetischer Last. Während Proben, die bei  $T_{Substrat} = 400\text{ °C}$  gefertigt werden, bei einem Gegenfeld  $H = 400\text{ kA/m}$  nahezu keine magnetische Polarisierung mehr aufweisen, liegen bei Magneten, die bei  $T_{Substrat} = 22\text{ °C}$  gefertigt werden, mit  $J_{400\text{ kA/m}} = 0,385\text{ T}$  noch 70 % der Remanenzpolarisation  $J_r$  vor.

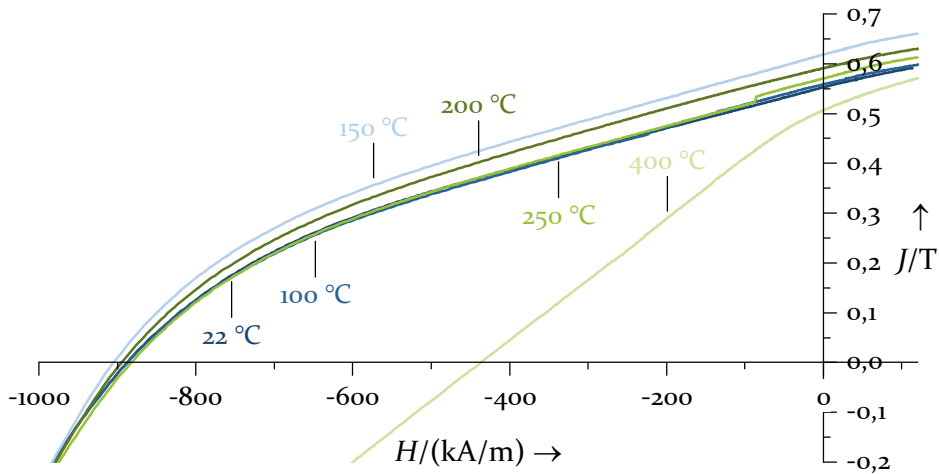


Bild 40: Entmagnetisierungskurven in Abhängigkeit der Substrattemperatur  $T_{\text{Substrat}}$  von Raumtemperatur bis 400 °C (Messdaten: [S3])

Die vergleichbaren Kurvenverläufe indizieren ein vergleichbares Werkstoffgefüge und damit vergleichbare Erstarrungsbedingungen des Schmelzbads bis zur Temperaturgrenze  $T_{\text{Substrat}} \leq 250$  °C. Die Tendenz zu höheren Koerzitivfeldstärken  $H_{cj}$  bei höheren Remanenzpolarisationen  $J_r$  deutet die Ausbildung eines homogenen Gefüges bei Substrattemperaturen  $100$  °C  $\leq T_{\text{Substrat}} \leq 200$  °C an.

Bild 41 gibt einen Überblick über den gesamten Verlauf der Experiments. Die Boxen kennzeichnen den 25 % bis 75 %-, die Whisker den 5 % bis 95 %-Bereich. Der Verlauf des Mittelwerts wird durch die Linien angezeigt. Trotz Adaption der Belichtungsparameter sinkt die Prozessstabilität ab  $T_{\text{Substrat}} > 250$  °C signifikant und führt zu einem Rückgang der für die magnetischen Messungen ausreichend stabilen Probekörper auf  $n = 2$  bei  $T_{\text{Substrat}} = 400$  °C. Das Überhitzen der Randzonen führt bei dieser Temperaturstufe zur Prozessinstabilität. Die Prozessbedingungen ab einer Substrattemperatur  $T_{\text{Substrat}} \geq 250$  °C sind damit nicht mehr vergleichbar zu denen bei 22 °C. Bei Raumtemperatur ermittelte Parametersätze verlieren ihre Gültigkeit und sind ab  $T_{\text{Substrat}} \geq 250$  °C nicht mehr nutzbar. Die Entwicklung neuer Parametersätze scheint unter Berücksichtigung des starken Rückgangs der Kennwerte in dieser Temperaturregion jedoch nicht zweckmäßig.

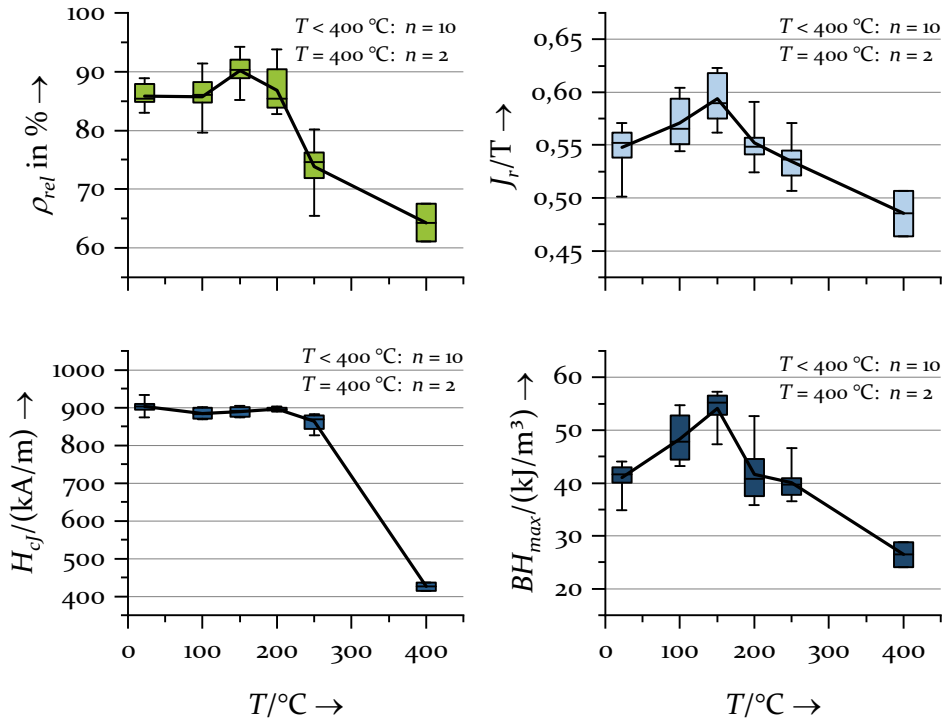


Bild 41: Ausprägung von  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$  in Abhängigkeit der Substrattemperatur  $T_{Substrat}$  (Messdaten: [S3])

Die mittlere relative Dichte steigt im Bereich  $22$  °C  $\leq T_{Substrat} \leq 150$  °C von  $\rho_{rel} = 85,8$  % auf  $\rho_{rel} = 90,2$  %, bevor ein kontinuierlicher Abfall einsetzt. Der Maximalwert liegt bei  $T_{Substrat} = 150$  °C bei  $\rho_{rel} = 94,2$  %. Eine ANOVA der Stufen  $22$  °C,  $100$  °C und  $150$  °C bestätigt den positiven Trend mit einem  $p$ -Wert von  $0,002$  trotz Überlappung der Whisker. Eine plausible Ursache des Anstiegs ist die durch die Vorheizung herabgesetzte Energie, die zum Umschmelzen des Materials erforderlich ist. Bei  $T_{Substrat} > 150$  °C überschreitet die Proben temperatur, insbesondere an den Rändern, einen kritischen Schwellenwert, wodurch die verstärkt zu beobachtenden Überhitzungserscheinungen zu erklären sind. Die maximale Prozessenergie ist damit erreicht und eine weitere Steigerung der Dichte ist auf diesem Weg nicht möglich.

Der Verlauf der mittleren Remanenzpolarisation  $J_r$  zeigt eine der Dichte  $\rho_{rel}$  ähnliche Charakteristik. Die Steigerung im Bereich  $22$  °C  $\leq T_{Substrat} \leq 150$  °C auf  $J_r = 0,594$  T beträgt  $8,4$  % und ist gemäß ANOVA mit einem  $p$ -Wert von  $0,0004$  ebenfalls signifikant. Dies lässt den Schluss zu, dass eine erhöhte Substrattemperatur  $T_{Substrat}$  die Bildung der hartmagnetischen  $\Phi$ -Phase nur

in geringem Maß beeinflusst. Die Ausprägung des Maximalwerts  $J_{r, \max} = 0,62 \text{ T}$  ist vielmehr auf das günstigere Umschmelzverhalten der Legierung bei moderat vorgewärmtem Substrat zurückzuführen, was sich bereits bei der Ausprägung der Dichte  $\rho_{\text{rel}}$  zeigt. Bei  $T_{\text{Substrat}} = 400 \text{ °C}$  werden mit  $J_r = 0,48 \text{ T}$  noch 82 % des Höchstwerts  $J_{r, \max}$  erreicht, während die Dichte  $\rho_{\text{rel}}$  bei gleicher Temperatur auf  $\rho_{\text{rel}} = 71 \text{ %}$  absinkt. Damit kann von einem geringeren Volumenanteil der  $\Phi$ -Phase ausgegangen werden, was beispielsweise durch verstärkte Bildung von Nd-reicher Phase begünstigt wird. Die Daten deuten weiterhin darauf hin, dass nur wenige Eisen-Ausscheidungen durch Substrattemperaturen  $T_{\text{Substrat}} < 250 \text{ °C}$  verursacht werden, da nur eine geringe magnetische Schwächung des unbelasteten Magneten auftritt.

Der Mittelwert der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  fällt im Bereich  $22 \text{ °C} \leq T_{\text{Substrat}} \leq 200 \text{ °C}$  nur leicht von  $H_{cj} = 902 \text{ kA/m}$  auf  $H_{cj} = 895 \text{ kA/m}$ . Auch die Streuung ist gering, wodurch die ANOVA mit einem  $p$ -Wert von 0,08 keinen signifikanten Mittelwertunterschied in dieser Temperaturregion anzeigt. Unter Berücksichtigung der in diesem Bereich deutlich ansteigenden Remanenzpolarisation  $J_r$  steht die Beobachtung im Gegensatz zu den Erkenntnissen der konventionellen Magnetfertigung, bei der eine Steigerung der Remanenzpolarisation  $J_r$  deutlich auf Kosten der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  erfolgt. Bei  $T_{\text{Substrat}} > 200 \text{ °C}$  erfolgt demnach keine nachweisbare Beeinflussung der magnetischen Entkopplung der  $\Phi$ -Phase. Das Kornwachstum bei höheren Temperaturen verursacht eine Vergrößerung des Gefüges, einhergehend mit der Reduzierung der magnetischen Entkopplung der Körner. Der steile Abfall bei  $250 \leq T_{\text{Substrat}} \leq 400 \text{ °C}$  unterstreicht diesen Zusammenhang.

Das mittlere maximale Energieprodukt  $BH_{\max}$  verläuft vergleichbar mit Dichte  $\rho_{\text{rel}}$  und Remanenzpolarisation  $J_r$ . Der positive Effekt der Substratheizung von  $150 \text{ °C}$  wird gegenüber der Raumtemperatur durch die ANOVA mit einem  $p$ -Wert von  $2,2 \cdot 10^{-8}$  bestätigt. Mit  $BH_{\max} = 54,1 \text{ kJ/m}^3$  bei  $T_{\text{Substrat}} = 150 \text{ °C}$  übertreffen die gefertigten Probekörper die Eigenschaften von spritzgegossenen Magneten und ragen an die von formgepressten Magneten heran [54].

Die Beobachtungen decken sich mit den im PBF-LB/M üblichen Substrattemperaturen  $T_{\text{Substrat}}$  während der Verarbeitung kommerzieller Materialien. Diese liegen, je nach Legierung und Anlagenkonzept, im Bereich  $100 \text{ °C} \leq T_{\text{Substrat}} \leq 200 \text{ °C}$ . Entgegen der ursprünglichen Motivation zum Einsatz der Substratheizung kommt der Effekt einer reduzierten Härte im Temperaturbereich bei  $T_{\text{Substrat}} < 250 \text{ °C}$  kaum zum Tragen. Bei  $T_{\text{Substrat}} >$

200 °C sinken die magnetischen Kennwerte durch eine Gefügeveränderung in Folge des geringeren Temperaturgradienten signifikant. Dies verhindert den Einsatz von Substrattemperaturen  $T_{\text{Substrat}} > 400$  °C, ab der eine vorteilhafte Änderung der mechanischen Legierungseigenschaften zu erwarten ist. Die Temperierung der Substratplattform auf  $T_{\text{Substrat}} = 150$  °C begünstigt die reproduzierbare Herstellung von Magneten mit maximalen magnetischen Eigenschaften durch Herabsetzen der zum Aufschmelzen erforderlichen Energie, ohne lokale Überhitzung hervorzurufen und den Temperaturgradienten zu stark herabzusetzen.

### 3.3 Methode

Der PBF-LB/M-Prozess wird nach dem Ursachen-Wirkungsdiagramm in Abschnitt 2.6.2 von einer Vielzahl von Einfluss- und Störgrößen dominiert. Zentrale, durch Prozessparameter gezielt beeinflussbare Größen sind dabei die über den Laser eingeprägte Energie und das durch die Schichtstärke  $s$  definierte, pro Schicht aufgeschmolzene, Werkstoffvolumen. Analytische wie numerische Ansätze sind aufgrund der komplexen Wechselwirkungen zwischen Laserstrahlung, Pulver und Schmelze nicht in der Lage, die Eigenschaften von mit neuartigem Werkstoff aufgebauten Werkstücken mit ausreichender Präzision a priori vorherzusagen [151, 152]. Im folgenden Kapitel erfolgt die Prozessqualifizierung daher anhand eines experimentellen Faktorscreenings der für die in das Volumen eingebrachten Energiemenge verantwortlichen Größen Laserleistung  $P$ , Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , Schraffurabstand  $h$  und Pulverschichtstärke  $s$ . Innerhalb der als grundlegend geeignet bewerteten Parameterfenster liefert im Anschluss ein statistisch abgesichertes Prozessmodell quantifizierte Zusammenhänge zwischen Prozess- und Zielgrößen. Die zu belichtenden Flächen werden dabei mit unidirektionalen Vektoren schraffiert, die Belichtungsrichtung dreht nach jeder Schicht um 90°. Innerhalb dieses Abschnitts wird somit ein zweiter Aspekt der zweiten Forschungsfrage beantwortet.

#### 3.3.1 Grundlegende Prozesscharakterisierung und -grenzen

Der Aufbau leistungsfähiger Magnete aus MQP-S ist im PBF-LB/M aufgrund des anspruchsvollen, spröde-harten Materialverhaltens, verbunden mit der geringen Wärmeleitfähigkeit  $k$ , nur in einem begrenzten Parameterbereich grundsätzlich möglich. Innerhalb dieses Abschnitts wird der Bereich beschrieben und die Gültigkeit elementarer Zusammenhänge zur Prognose der Prozessergebnisse evaluiert. Das Ergebnis ist ein Parameter-

fenster, innerhalb dessen geometrisch fehlerfreie Magnete aufgebaut werden, sowie die Identifizierung der Mechanismen, die dies außerhalb des Prozessfensters verhindern.

### Grenzen zur Ausprägung kontinuierlicher Schmelzspuren

Die Schmelzspur fungiert als elementare Volumeneinheit des PBF-LB/M, womit der Aufbau durchgängiger Schmelzspuren auf einem durch die Schmelze benetzbaren Substrat zur Grundvoraussetzung für einen stabilen Prozess wird. Schmelzspurbreite ergibt sich aus der Benetzbarkeit des Substrats sowie der Dimension des Schmelzbades, die wiederum maßgeblich durch die Belichtungsparameter Laserleistung  $P$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v$  bestimmt werden. Der Versuchsplan nach Tabelle 12 wird auf einem Substratwerkstoff aus rostfreiem Stahl 1.4541 mit sandgestrahlter Oberfläche einmalig realisiert.

Tabelle 12: Versuchsplan zur Grenzbestimmung kontinuierlicher Schmelzspuren

| Parameter                                | Wert/ Stufen                                                 |
|------------------------------------------|--------------------------------------------------------------|
| Laserleistung $P$                        | $40 \text{ W} \leq P \leq 100 \text{ W}$ in 10 W             |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$              | $300 \text{ mm/s} \leq v \leq 2400 \text{ mm/s}$ in 300 mm/s |
| Schichtstärke $s$                        | 20 $\mu\text{m}$ , 40 $\mu\text{m}$                          |
| Strahldurchmesser $d_{\text{Laser}}$     | 50 $\mu\text{m}$                                             |
| Restsauerstoffkonzentration              | $< 0,1 \%$                                                   |
| Substrattemperatur $T_{\text{Substrat}}$ | 22 $^{\circ}\text{C}$                                        |

Die in Bild 42 gegen Laserleistung  $P$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v$  aufgetragene Breite der Schmelzspuren  $b$  wird unter einem Lichtmikroskop vermessen. Dazu werden je Spur fünf Einzelmessungen in konstantem Abstand von 200  $\mu\text{m}$  verteilt und gemittelt. Die nach Gleichung (6) definierte Linienenergie  $E_{\text{Linie}}$  charakterisiert die pro Längeneinheit eingebrachte Energiemenge und ist von  $0,03 \text{ J/mm} \leq E_{\text{Linie}} \leq 0,15 \text{ J/mm}$  im Abstand von  $\Delta E_{\text{Linie}} = 0,03 \text{ J/mm}$  als Isodosen eingezeichnet.

$$E_{\text{Linie}} = \frac{P}{v} \text{ in } \frac{\text{J}}{\text{mm}} \quad (6)$$



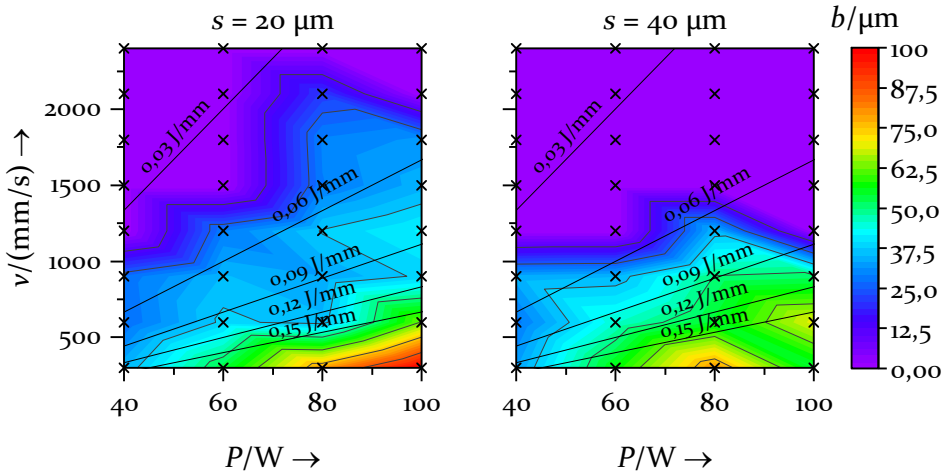


Bild 42: Einfluss von Laserleistung  $P$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v$  auf die Breite von Schmelzspuren für die Schichtstärken  $s = 20\ \mu\text{m}$  und  $s = 40\ \mu\text{m}$  (Messdaten: [S2])

Sowohl mit der Schichtstärke  $s = 20\ \mu\text{m}$  als auch mit  $s = 40\ \mu\text{m}$  ist der Aufbau von Schmelzspuren bei einer Laserleistung  $P = 40\ \text{W}$  bis zu einer Vorschubgeschwindigkeit  $v < 800\ \text{mm/s}$  möglich. Bei vergleichbarem Energieeintrag sind auch auf kleineren Leistungsstufen Schmelzspuren realisierbar. Die geringe Volumenaufbaurrate macht diese Prozessregion für praxisnahe Anwendungen jedoch unattraktiv. Bei kleinen Schmelzspurbreiten  $b < 30\ \mu\text{m}$  ist die Streuung der Breite in Folge periodische auftretender Einschnürungen vergleichsweise (vgl. Bild 43a) hoch. Der für einen stabilen Prozess in Frage kommende Bereich darüber fällt jedoch robuster gegenüber Schwankungen aus. Die zur Erzeugung breiter Spuren vergleichsweise geringe Laserleistung  $P$  belegt zugleich eine ausreichende Absorption der Wellenlänge  $1070\ \text{nm}$  sowohl im pulverförmigen Feststoff als auch in der Schmelze.

Neben der Vermessung der Schmelzspurbreite erfolgt eine Einteilung der Schmelzspuren in drei Kategorien, von denen drei Beispiele in Bild 43 dargestellt sind. Durchgängig stabile Schmelzspuren zeichnen sich durch eine mittlere Breite  $30\ \mu\text{m} \leq b \leq 70\ \mu\text{m}$  aus. Ab einer Breite  $b < 30\ \mu\text{m}$  ist die Durchgängigkeit der Spuren nicht mehr gewährleistet, ab  $b > 70\ \mu\text{m}$  bilden sich Materialanhäufungen in Belichtungs- und Aufbauebene, in deren Umgebung die Schmelzspur ebenfalls zum Abriss neigt.

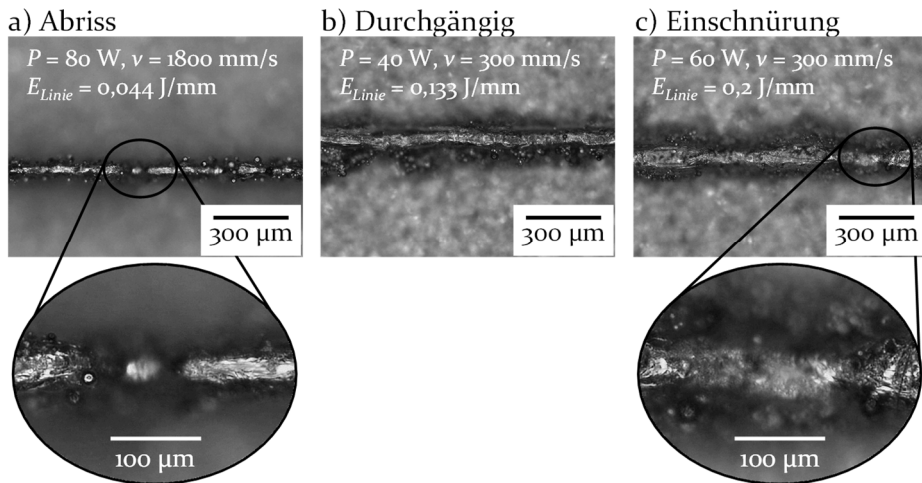


Bild 43: Typische Fehlstellen und Schwankung der Schmelzspurbreite in Abhängigkeit der Linienenergie  $E_{\text{Linie}}$  bei einer Schichtstärke  $s = 20 \mu\text{m}$  (Aufnahmen: [S2])

Unregelmäßigkeiten entlang der Schmelzspuren, die auf schmelzdynamische Effekte zurückzuführen sind, werden im Kontext des PBF-LB/M als Balling bzw. Humping bezeichnet. Sie entstehen durch das Zusammenwirken der Oberflächenspannung der Schmelze, Marangoniströmung, Rückstoßdruck über dem Schmelzbad und weiteren Einflüssen [153]. Die Tendenz zum Balling bzw. Humping ist daher sowohl material- als auch prozessparameterabhängig [154, 155].

Bei geringem Energieeintrag wie in Bild 43a) treten in unregelmäßigen Abständen Unterbrechungen der Schmelzspuren auf. Die geringe Breite der Schmelzspuren ist eine direkte Folge der geringen Ausdehnung des Schmelzbades in der Belichtungsebene. Sofern im Pulverbett Fehlstellen vorhanden sind, deren räumliche Ausdehnung größer als die des Schmelzbades ist, ist es wahrscheinlich, dass dort auch die Schmelzspur beeinträchtigt wird. Zusätzlich ist, neben den o. g. schmelzdynamischen Effekten, die zu Balling bzw. Humping und damit im Extremfall zum Schmelzspurabriss führen, die Wahrscheinlichkeit erhöht, dass auch große Pulverpartikel nicht vollständig aufgeschmolzen und Fehlstellen begünstigt werden.

Bei einem erhöhten Energieeintrag ist die Wahrscheinlichkeit der Beeinträchtigung der Schmelzspuren durch große Partikel oder Pulverbettfehlstellen entsprechend geringer. Mit dem Energieeintrag steigen auch die mittlere Temperatur, die Temperaturgradienten im Schmelzbad sowie der

Einfluss der schmelzdynamischen Effekte [156]. Der Beginn von Einschnürungen der Schmelzspuren als Folge des Energieeintrags ist in Bild 43c) erkennbar.

Mit einer Schichtstärke  $s = 20 \mu\text{m}$  ergibt sich im Linienenergiebereich  $0,04 \text{ J/mm} \leq E_{\text{Linie}} \leq 0,1 \text{ J/mm}$  eine Region ausreichend stabiler Schmelzspuren. Darin korreliert die Spurbreite positiv mit der Linienenergie  $E_{\text{Linie}}$  bei einem Pearson-Korrelationskoeffizienten von 0,9 und einem  $p$ -Wert von 0,001. Der Zusammenhang ist unter Berücksichtigung der natürlichen Fluktuation der Schmelzspurbreite nach Gleichung (7) näherungsweise proportional.

$$E_{\text{Linie}} \sim b \quad (7)$$

Fehlerfreie Schmelzspuren sind bei einer Schichtstärke  $s = 40 \mu\text{m}$  nur in einem kleinen Prozessfenster möglich. Unterhalb einer Linienenergie  $E_{\text{Linie}} < 0,05 \text{ J/mm}$  sind die Spuren aufgrund mangelnden Energieeintrags unterbrochen. Der Effekt der Kugelbildung tritt im Vergleich zur Schichtstärke  $s = 20 \mu\text{m}$  früher auf, lässt sich jedoch keiner definierten Linienenergie  $E_{\text{Linie}}$  zuordnen. Ursache dafür ist das bei größerer Schichtstärke  $s$  erforderliche größere Schmelzbad. Im untersuchten Bereich ergibt sich kein Prozessfenster, in dem weiterführende Untersuchungen zweckmäßig erscheinen. Für die Ermittlung eines statistischen Prozessmodells folgt daraus die obere Begrenzung der Schichtstärke auf  $s \leq 40 \mu\text{m}$ .

### Prozessfenster des Schraffurabstands

Die Flächenbelichtung wird durch Schraffur des Bauteilquerschnitts mit parallelen Vektoren realisiert. Der Schraffur- oder Hatchabstand  $h$  definiert den Abstand zwischen zwei benachbarten Vektoren. Die dadurch in die Fläche eingetragene Energie  $E_{\text{Fläche}}$  ist mit der Linienenergie  $E_{\text{Linie}}$  über den Schraffurabstand  $h$  nach Gleichung (8) verknüpft.

$$E_{\text{Fläche}} = \frac{P}{vh} = \frac{E_{\text{Linie}}}{h} \text{ in } \frac{\text{J}}{\text{mm}^2} \quad (8)$$

Der als Halbkreis approximierte Querschnitt einer Schmelzspur bedingt zur Konsolidierung der Fläche das mehrfache Aufschmelzen von Teilbereichen der Spuren. Der Schraffurabstand  $h$  beeinflusst anhand des Überlappungsgrads der Schmelzspuren die thermische Historie des Werkstoffs und damit auch das Werkstoffgefüge. Dies ist bei der Verarbeitung von NdFeB von besonderer Bedeutung, da für die Erzielung vorteilhafter magnetischer

Kennwerte mit dem Werkstoff MQP-S ein rascherstarrtes, nanokristallines Gefüge erforderlich ist.

Der vollfaktorielle Screeningversuchsplan zur Eingrenzung des Schraffurabstands  $h$  wird aus den Faktorkombinationen gemäß Tabelle 13 mit je einer Realisierung pro Versuchspunkt aufgespannt. Als Probengeometrie dienen Würfel mit einer Kantenlänge von 5 mm, die direkt an die Substratplattform angebunden sind. Zielgrößen sind, neben einem fehlerfreien optischen Erscheinungsbild, die Dichte  $\rho_{rel}$  der Prüflinge sowie die nach dem Magnetisieren in Aufbaurichtung zurückbleibende Polarisation. Die Prüflinge werden zunächst einer Sichtprüfung unterzogen, Proben mit Fehlstellen finden keine weitere Berücksichtigung in den magnetischen Untersuchungen.

Tabelle 13: Vollfaktorieller Versuchsplan zur Eingrenzung und Ermittlung geeigneter Schraffurabstände  $h$  und Schichtstärken  $s$

| Parameter                                               | Wert                    | Stufenabstand |
|---------------------------------------------------------|-------------------------|---------------|
| Laserleistung $P$ in W                                  | $20 \leq P \leq 60$     | 10            |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$ in mm/s                     | $200 \leq v \leq 1600$  | 200           |
| Schichtstärke $s$ in $\mu\text{m}$                      | $20 \leq s \leq 30$     | 10            |
| Restsauerstoffgehalt in %                               | $< 0,1$                 | -             |
| Substrattemperatur $T_{Substrat}$ in $^{\circ}\text{C}$ | 22                      | -             |
| Strahldurchmesser $d_{Laser}$ in $\mu\text{m}$          | 50                      | -             |
| Schraffurabstand $h$ in $\mu\text{m}$                   | 15, $20 \leq h \leq 90$ | 10            |

Der Bereich des Schraffurabstands  $h$ , in dem nach der Sichtprüfung Proben vorliegen, liegt zwischen  $20 \mu\text{m} \leq h \leq 70 \mu\text{m}$ , wobei die zugehörigen Parameterkombinationen mit einem Flächenenergieeintrag  $0,42 \text{ J/mm}^2 \leq E_{Fläche} \leq 5 \text{ J/mm}^2$  bei einer Linienenergie  $0,025 \text{ J/mm} \leq E_{Linie} \leq 0,15 \text{ J/mm}$  stark variieren.

Bei einem Schraffurabstand  $h < 20 \mu\text{m}$  wird bereits konsolidiertes Material nach wenigen weiteren Belichtungszyklen mit der Pulverbeschichtung abgetragen. Oberhalb von  $h > 70 \mu\text{m}$  zeigen alle Proben Ausbrüche an der Oberfläche sowie makroskopisch sichtbare Risse. Außerhalb des Prozessfensters zwischen  $20 \mu\text{m} \leq h \leq 70 \mu\text{m}$  sind somit die Voraussetzung für eine stabile Prozessführung nicht gegeben.

Eine Ursache der Prozessgrenzen liegt in der nur unter bestimmten Voraussetzungen stabilen Ausbildung von Schmelzspuren als Folge der Schmelzbaddynamik. Unter Annahme einer zur vollständigen Konsolidierung erforderlichen konstanten Flächenenergie  $E_{\text{Fläche}}$  folgt aus der Vereinigung der Gleichungen (8) und (7) in Gleichung (9) der direkte Zusammenhang zwischen Schraffurabstand  $h$  und Schmelzspurbreite  $b$ .

$$\frac{b}{h} = \text{const} \quad (9)$$

Die bereits beobachteten Grenzen des Prozessfensters für stabile Schmelzspuren schränken somit nach Gleichung (9) auch das Prozessfenster des Schraffurabstands  $h$  ein. Bei einem Schraffurabstand  $h < 20 \mu\text{m}$  werden die Stabilitätsgrenzen der Schmelzspuren unterschritten. Die Fehlstellen werden während folgender Belichtungszyklen aufgrund des kleinen Schmelzbads nicht nachträglich konsolidiert oder aufgefüllt. Eine Kugelbildung bei Schraffurabständen  $h > 70 \mu\text{m}$  als Folge breiter Schmelzspuren ist jedoch nicht zu beobachten.

Neben den Prozessgrenzen für stabile Schmelzspuren wird das Prozessfenster auch durch die Ausbildung von inneren Spannungen eingeschränkt. Sie sind Folge des Erstarrungs- und Kristallisationsvorgangs des metallischen Gefüges aus der Schmelze sowie der Abkühlung unterhalb der Liquidustemperatur. Bei Überschreitung der Bruchspannung bilden sich Risse, die zu reduzierter Festigkeit und im Extremfall, wie bei großen Schraffurabständen  $h$  beobachtet, zur Delamination oder zum Ausbruch von Teilbereichen führen.

Die Amplitude der inneren Spannungen ist neben der Legierungszusammensetzung auch von der Größe des Schmelzbads abhängig. Der dort auftretende Effekt ist der aus der Blechbearbeitung bekannte und in Bild 44 dargestellte Temperaturgradientmechanismus (TGM). Während der Belichtungsphase a wird die Pulverschicht  $n$ , zusammen mit der bereits konsolidierten Schicht  $n-1$ , mit hohem zeitlichen Temperaturgradienten erwärmt. Der resultierende steile räumliche Temperaturgradient im Feststoff wird durch die geringe Wärmeleitfähigkeit der Legierung begünstigt. Als Konsequenz expandieren erwärmte, jedoch nicht aufgeschmolzene Bereiche, was durch benachbarte, kältere Bereiche teilweise unterdrückt wird und Druckspannung  $\sigma_{\text{Druck}}$  verursacht. In der zweiten Phase b folgt aus  $\sigma_{\text{Druck}}$  die teils elastische, aufgrund der reduzierten Festigkeit des Feststoffs bei erhöhter Temperatur auch teils plastische Verformung  $\varepsilon_{\text{pl}}$ . Nach Ende

des lokalen Wärmeeintrags in Phase c dissipiert die Wärme in die Umgebung und die ursprünglich expandierten Bereiche kontrahieren, was zu verbleibenden Zugspannungen  $\sigma_{Zug}$  führt. [157]

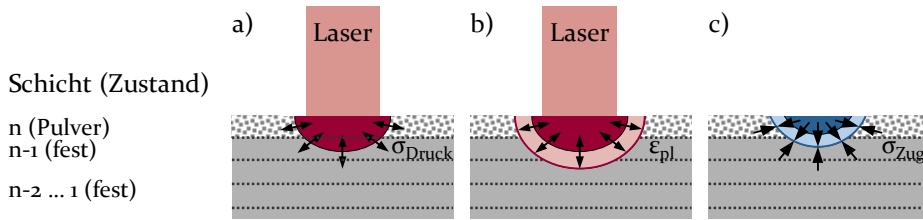


Bild 44: Ursprung innerer Spannungen während des PBF-LB/M-Aufbaus von Werkstücken in Folge des Temperaturgradientmechanismus (TGM), in Anlehnung an [157]

Die durch den TGM induzierten Spannungen steigen folglich mit dem durch den Laser aufgeschmolzenen Volumen. Für das PBF-LB/M verallgemeinert bedeutet dies steigende innere Spannungen mit steigender Schmelzspurbreite. Die kontinuierlich abnehmende Anzahl fehlerfreier Prüflinge  $n$  in Bild 45 ab einem Schraffurabstand  $h > 30 \mu\text{m}$  ist unter Berücksichtigung des Fehlerbilds der beschädigten Oberflächen auf das Überschreiten der Bruchspannung aufgrund des TGMs zurückzuführen. Die Neigung von NdFeB zum Sprödbbruch ist in diesem Kontext kritisch und bedarf in der weiteren Prozesscharakterisierung besonderer Aufmerksamkeit.

Dichte  $\rho_{rel}$  und Polarisation von fehlerfreien Prüflingen sind in Bild 45 in Abhängigkeit des Schraffurabstands  $h$  als Box-Plots dargestellt. Im Interquartilsabstand befinden sich 50 % der Messwerte, die Whisker definieren die Spanne von 5 % bis 95 %.

Innerhalb eines eingegrenzten Prozessfensters ist die Fertigung von fehlerfreien Proben mit einer Vielzahl von Parameterkombinationen trotz restriktiver Phänomene möglich. Dies verdeutlicht die Anzahl der innerhalb der Box-Plots berücksichtigten Proben bzw. Parameterkombinationen  $n$ . Die Streuung von Zielgrößen und auswertbaren Probekörpern unterstreicht den Einfluss der Parametersätze auf Prozessergebnis und -stabilität.

Die relative Dichte  $\rho_{rel}$  unterliegt aufgrund des breiten Spektrums der Linienenergie  $E_{Linie}$  noch einer starken Streuung. Es wird jedoch eine klare Tendenz zu höherer mittlerer Dichte bei kleinerem Schraffurabstand  $h$  ersichtlich. Der höchste Mittelwert liegt bei  $\rho_{rel} = 80,8 \%$  bei einem Schraffurabstand  $h = 20 \mu\text{m}$ . Die vergleichsweise geringe Streuung ist auf den geringen Stichprobenumfang von  $n = 10$  zurückzuführen, da im Grenzbereich

nur ausgewählte Parameterkombinationen zu positiv bewerteten Proben führen. Ein Zweistichproben-t-Test unterstützt jedoch die signifikante Mittelwertverschiebung der Dichte  $\rho_{rel}$  zwischen  $20 \mu\text{m} \leq h \leq 30 \mu\text{m}$  mit einem  $p$ -Wert von 0,002.

Die Remanenzpolarisation  $J_r$  zeigt einen ähnlichen Verlauf und erreicht den höchsten Mittelwert von  $J_r = 0,468 \text{ T}$  ebenfalls bei  $h = 20 \mu\text{m}$ . Auch hier belegt der Zweistichproben-t-Test den statistisch signifikanten Abfall des Mittelwerts bei  $h = 30 \mu\text{m}$  mit einem  $p$ -Wert von 0,017.

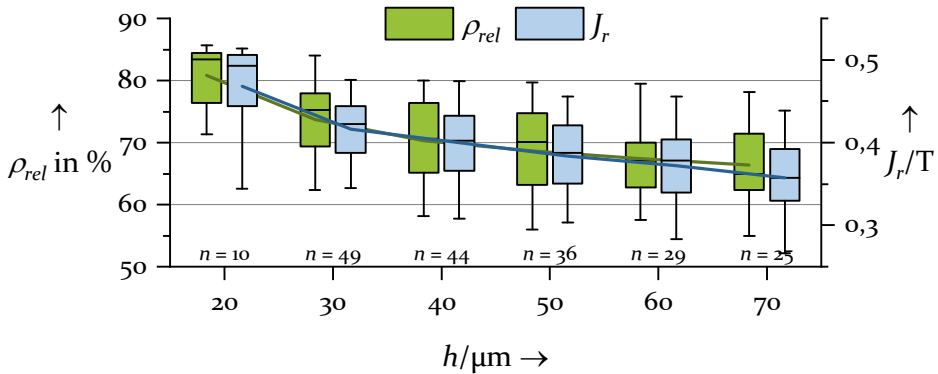


Bild 45: Verlauf von relativer Dichte  $\rho_{rel}$  und Remanenzpolarisation  $J_r$  mit ansteigendem Schraffurabstand  $h$  (Messdaten: [S2, S1])

Eine Korrelationsanalyse zwischen  $\rho_{rel}$  und  $J_r$  bestätigt mit einem Korrelationskoeffizienten nach Pearson von 0,923 bei einem  $p$ -Wert von 0,001 einen positiven Zusammenhang zwischen beiden Größen. Mit einer linearen Regression nach Gleichung (10) sind 85 % der Variation der Remanenzpolarisation  $J_r$  durch die Variation der Dichte  $\rho_{rel}$  erklärbar, wobei der Gültigkeitsbereich aufgrund des Ordinatenabschnitts auf hohe Dichten begrenzt bleibt. Die physikalische Ursache ist der mit steigender Dichte  $\rho_{rel}$  erhöhte Anteil hartmagnetischer  $\Phi$ -Phase im Volumen.

$$J_r = -0,0662 + 0,006543\rho \text{ mit } \rho \text{ in } \% \quad (10)$$

Der Ursprung der nicht anhand der Regression erklärbaren Streuung von 15 % wird durch die dichtenormierte Darstellung der erzielten Remanenzpolarisation  $J_{r,\rho} = J_r / \rho_{rel}$  in Bild 46 veranschaulicht. Darin ist die theoretisch erzielbare Polarisation  $J_r$  bei einer Dichte  $\rho_{rel}$  von 100 % gegen den Schraffurabstand  $h$  aufgetragen. Der höchste Mittelwert von  $J_{r,\rho} = 0,577 \text{ T}$  wird bei  $h = 20 \mu\text{m}$  erzielt. Mit diesem Schraffurabstand  $h$  wird auch der höchste Einzelwert  $J_{r,\rho} = 0,637 \text{ T}$  erzielt, der ca. 0,1 T unterhalb des theoretischen Maximums der Legierung liegt [54]. Die Streuung ist vergleichsweise hoch,

dennoch ist mit einer Varianzanalyse unter Berücksichtigung nicht gleicher Varianzen ein statistisch signifikanter Mittelwertunterschied mit einem  $p$ -Wert von 0,015 plausibel erklärbar. Der Abfall der Polarisation bei höheren Schraffurabständen  $h$  ist folglich nicht allein anhand der Dichte plausibel erklärbar.

Die Ursache liegt stattdessen im Werkstoffgefüge, das sich während des Erstarrungsvorgangs vollständig neu ausbildet. Die Erstarrungsbedingungen im PBF-LB/M unterscheiden sich je nach Parametersatz und sind in jedem Fall unterschiedlich zu den Erstarrungsbedingungen während der Pulverherstellung. Die Folge ist ein über den Parametersatz beeinflussbares Mikrogefüge, wodurch auch die magnetischen Eigenschaften beeinflussbar werden.

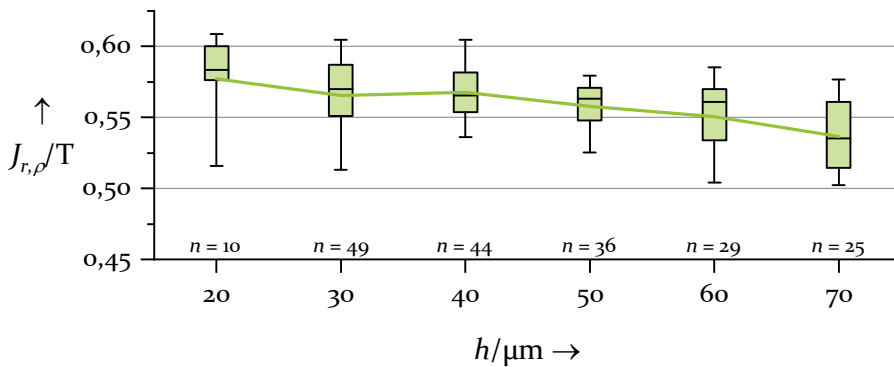


Bild 46: Korrelation zwischen dichtenormierter Remanenzpolarisation  $J_{r,\rho}$  und dem Schraffurabstand  $h$  (Messdaten: [S2, S1])

Die Beeinflussung des Werkstoffgefüges durch den Schraffurabstand  $h$  beruht auf den zur Konsolidierung erforderlichen, unterschiedlich großen Schmelzspuren nach Gleichung (9). Die Abkühlrate großer Schmelzbäder ist aufgrund des kleineren *Oberflächen/Volumen*-Verhältnisses geringer als die kleiner Schmelzbäder. Während der entsprechend längeren Abkühlphase großer Schmelzbäder entstehen Ausscheidungen von weichmagnetischen Legierungsbestandteilen, wie z. B. Eisen, die die magnetischen Feldlinien bereits im Material schließen und zur Abnahme der hartmagnetischen Eigenschaften führen. Weiterhin fehlen die in den Ausscheidungen enthaltenen Bestandteile zur Ausbildung der hartmagnetischen Phase. In Bild 46 wird der Effekt ab einem Schraffurabstand  $h > 60 \mu\text{m}$  deutlich. Im Umkehrschluss ist unterhalb von  $h < 60 \mu\text{m}$  nicht mit einer signifikant negativen Beeinträchtigung des Gefüges durch Ausscheidungen zu rechnen.



Aus der Vereinigung der das Prozessfenster einschnürenden Mechanismen folgen die Anforderungen an das PBF-LB/M zur Herstellung fehlerfreier NdFeB-Magnete aus MQP-S, die bei der Parameterfindung berücksichtigt werden müssen:

1. Die Linienenergie  $E_{\text{Linie}}$  muss ausreichend hoch sein, um kontinuierliche Schmelzspuren zu erzeugen.
2. Die Flächenenergie  $E_{\text{Fläche}}$  muss ausreichend hoch sein, um das Pulvermaterial im Bauteilquerschnitt vollständig aufzuschmelzen.
3. Das erwärmte Volumen muss zur Reduzierung innerer Spannungen klein sein.

Die besondere Herausforderung besteht folglich in der Lösung des Spannungsfelds zwischen ausreichendem Energieeintrag zur Konsolidierung des Pulvers bei gleichzeitiger Vermeidung von Rissen.

Mit der Minimierung des Schmelzbadvolumens zur Spannungsreduktion und Rissvermeidung ist gleichzeitig eine ausreichend hohe Abkühlrate gewährleistet, die die Ausbildung des für die magnetischen Kennwerte erforderlichen nanokristallinen Gefüges begünstigt. Die Einhaltung der Randbedingungen ist unter Verwendung kleiner Schraffurabstände  $20\ \mu\text{m} \leq h \leq 30\ \mu\text{m}$  gewährleistet.

### Prozessfenster der Schichtstärke

Die Schichtstärke  $s$  definiert die räumliche Auflösung in Aufbaurichtung z. Eine große Schichtstärke  $s$  resultiert im sog. Treppenstufeneffekt, bei dem die schichtweise Approximation der Werkstückoberfläche mess- und sichtbar wird [1]. Eine kleine Schichtstärke  $s$  reduziert diesen Effekt, bedingt jedoch längere Prozesszeiten durch mehr Beschichtungs- und Belichtungszyklen. Mit der Schichtstärke  $s$  skaliert somit das während eines Belichtungszyklus konsolidierte Volumen. Dabei unterscheidet sich die tatsächlich im Prozess umgeschmolzene Pulverschichthöhe von der als Prozessparameter definierten Schichtstärke  $s$  gemäß Bild 47. Das Volumen des Pulvers nimmt während der Konsolidierung ab, wodurch die Schichtstärke  $s$  um den Faktor  $(1 - \rho_{\text{Pulverbett}})$  zunimmt. Für gesiebttes MQP-S mit einer Schüttdichte von 53,6 % ergibt sich unter der Annahme der vollständigen Konsolidierung eine Erhöhung der realen Pulverschichtstärke um 46,4 % gegenüber dem Parameter  $s$ .

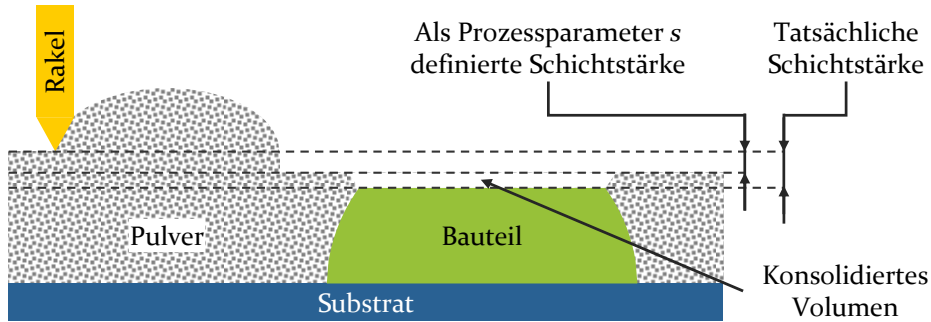


Bild 47: Abweichung zwischen der als Parameter  $s$  vorgegebenen und tatsächlichen Pulverschichtstärke in Folge der Volumenabnahme während des Schmelzvorgangs

Das Prozessfenster zur Beschreibung des Schichtstärkeneinflusses ist, analog den Untersuchungen des Schraffurabstands  $h$ , gemäß des Versuchsplans nach Tabelle 13 aufgespannt. Der Schraffurabstand  $h$  ist als Ergebnis des vorangegangenen Abschnitts auf  $20 \mu\text{m} \leq h \leq 30 \mu\text{m}$  beschränkt. Bild 48 zeigt die Gegenüberstellung der relativen Dichte  $\rho_{\text{rel}}$  für die Schichtstärken  $s = 20 \mu\text{m}$  und  $s = 30 \mu\text{m}$  in Abhängigkeit von Laserleistung  $P$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v$  nach einmaliger Realisierung des Versuchsplans. Punkte ohne farbliche Interpolation markieren Proben mit Fehlstellen, die für die weitere Auswertung ungeeignet sind. Die Isodosen der Linienenergie  $E_{\text{Linie}}$  sind durch Linien markiert.

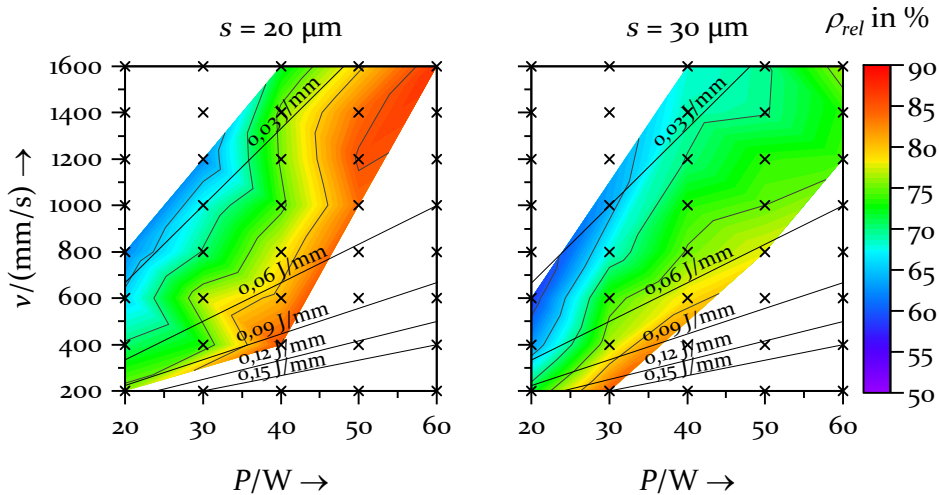


Bild 48: Gegenüberstellung der Prozessfenster der relativen Dichte  $\rho_{\text{rel}}$  bei einer Schichtstärke  $s = 20 \mu\text{m}$  und  $s = 30 \mu\text{m}$  (Messdaten: [S2])

Die für die mechanische Integrität der Prüflinge erforderliche Mindestlinienenergie wird in beiden Versuchsreihen bei  $E_{\text{Linie}} < 0,03 \text{ J/mm}$  nicht

mehr erreicht. Durch das mehrfache Aufschmelzen von Teilen einer Schmelzspur in Folge des geringen Schraffurabstands  $h$  sind jedoch auch Linienenergiebereiche, welche gemäß den Untersuchungen der Schmelzspurstabilität in instabilen Prozessregionen liegen, nutzbar. Die obere Grenze des Energieeintrags ist durch das Ablösen von konsolidierten Regionen bereits während der Belichtung oder direkt im Anschluss während des Pulverauftrags gekennzeichnet. Der Effekt tritt bei niedriger Laserleistung  $P$  ab  $E_{Linie} > 0,09 \text{ J/mm}$  auf, bei einer Schichtstärke  $s = 20 \text{ }\mu\text{m}$  und höherer Leistung  $P$  auch darunter. Entsprechend des zunehmenden Energieeintrags steigt bei konstanter Laserleistung  $P$  die Dichte  $\rho_{rel}$  mit abnehmender Vorschubgeschwindigkeit  $v$  bis zum Erreichen einer Grenze, ab der Oberflächenfehler auftreten. Die Steigung der Isodensen ist bei einer Schichtstärke  $s = 20 \text{ }\mu\text{m}$  im mittleren Leistungsbereich größer als die Steigung der Isodosen. Dies bedeutet, dass in diesem Bereich die Dichte  $\rho_{rel}$  mit zunehmender Linienenergie  $E_{Linie}$  überproportional ansteigt. Die Effizienz des Schmelzvorgangs ist damit größer als in den benachbarten Bereichen. Bei einer Schichtstärke  $s = 30 \text{ }\mu\text{m}$  tritt dieser Effekt nicht auf. Die Isodensen verlaufen mit einer den Isodosen ähnlichen Steigung.

Die Gegenüberstellung der mittleren Dichte  $\rho_{rel} = 75,5 \text{ }\%$  bei einer Schichtstärke  $s = 20 \text{ }\mu\text{m}$  und  $\rho_{rel} = 72,1 \text{ }\%$  bei  $s = 30 \text{ }\mu\text{m}$  deutet auf leicht verbesserte Prozessbedingungen mit sinkender Schichtstärke  $s$  hin. Die Regionen, in denen eine Dichte  $\rho_{rel} \geq 90 \text{ }\%$  erzielt wird, liegen für  $20 \text{ }\mu\text{m}$  bei  $P < 50 \text{ W}$  und  $v < 1000 \text{ mm/s}$ , bei  $s = 30 \text{ }\mu\text{m}$  bei  $P = 30 \text{ W}$  und  $v = 200 \text{ mm/s}$ .

Der Korrelationskoeffizient nach Pearson von  $-0,252$  mit einem  $p$ -Wert von  $0,022$  belegt den negativen Effekt einer steigenden Schichtstärke  $s$  auf die Dichte  $\rho_{rel}$ . Der für eine hohe Dichte  $\rho_{rel}$  erforderliche Energieeintrag ist zwischen beiden Schichtstärken nicht vergleichbar. Die Parametersätze sind somit nicht über eine energetische Betrachtung zwischen den Schichtstärken  $s$  skalierbar. Die Ursache dafür liegt im schlagartigen Auftritt von Rissen und Ausbrüchen bei Überschreitung eines bestimmten Energieeintrags.

Die Isolinien der Remanenzpolarisation  $J_r$  in Bild 49 verlaufen für die Schichtstärke  $s = 20 \text{ }\mu\text{m}$  vergleichbar zu den Isodensen. Die Region hoher Remanenzpolarisationen  $J_r > 0,5 \text{ T}$  liegt oberhalb von  $P > 50 \text{ W}$  und  $v > 1200 \text{ mm/s}$ . Mit einer Schichtstärke  $s = 30 \text{ }\mu\text{m}$  ist eine vergleichbar hohe Remanenzpolarisation  $J_r$  nicht erzielbar. Es zeichnet sich stattdessen ein mit der Linienenergie  $E_{Linie}$  skalierender Verlauf ab. Der Korrelationskoeffizient nach Pearson von  $-0,338$  bei einem  $p$ -Wert von  $0,002$  bestätigt den

negativen Einfluss der steigenden Schichtstärke  $s$ . Mit beiden Schichtstärken folgt, im Gegensatz zur Dichte  $\rho_{rel}$ , aus einer steigenden Linienenergie  $E_{Linie}$  nicht zwangsläufig ein Anstieg der Remanenzpolarisation  $J_r$ .

Die Ursache der unterschiedlichen Remanenzpolarisation beider Prozessfenster geht aus der Dichtenormierung in Bild 50 hervor. Demnach sind mit beiden Schichtstärken  $s$  Polarisationswerte  $J_r > 0,6$  T theoretisch möglich, werden jedoch durch die geringe Dichte  $\rho_{rel}$  verhindert. Die Dichte  $\rho_{rel}$  wiederum ist mit steigender Schichtstärke  $s$  durch die Tendenz zu Rissen in Folge der mit der Schichtstärke  $s$  steigenden inneren Spannungen begrenzt. Dies untermauert die These, nach der die Polarisationswerte zu einem überwiegenden Teil, jedoch nicht ausschließlich, mit der Dichte  $\rho_{rel}$  korrelieren.

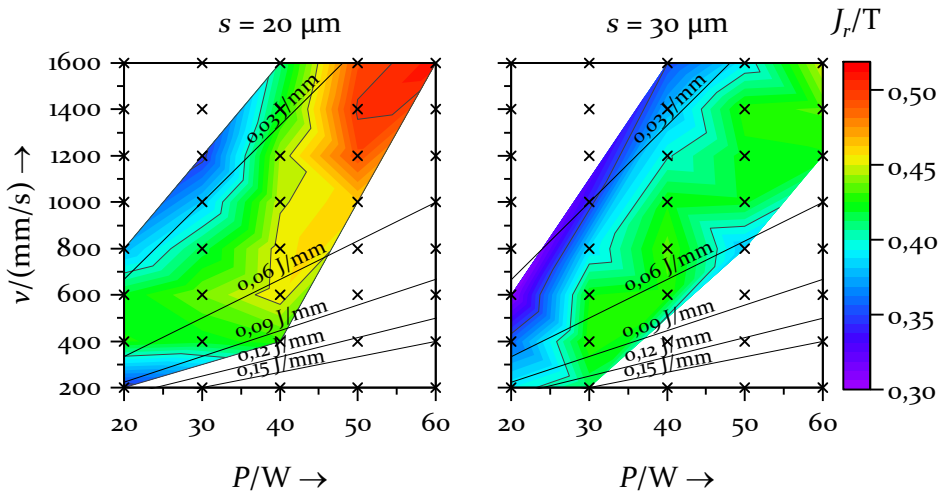


Bild 49: Gegenüberstellung der Prozessfenster der Remanenzpolarisation  $J_r$  bei einer Schichtstärke  $s = 20 \mu\text{m}$  und  $s = 30 \mu\text{m}$  (Messdaten: [S2])

Die positive Beziehung zwischen Dichte  $\rho_{rel}$  und Remanenzpolarisation  $J_r$  wird auch in diesem Experiment mit einem Korrelationskoeffizienten nach Pearson von 0,783 bei einem  $p$ -Wert von 0,001 bestätigt. Eine lineare Beziehung auf Basis einer Regression kann mit einem Bestimmtheitsmaß  $R^2_{korrigiert} = 0,57$  bei  $s = 20 \mu\text{m}$  und  $R^2_{korrigiert} = 0,59$  bei  $s = 30 \mu\text{m}$  nicht nachgewiesen werden. Für die Interpretation der Effekte ist vielmehr eine ganzheitliche Betrachtung der Zusammenhänge aus aufgeschmolzenem Volumen, Energieeintrag und Erstarrungsbedingungen erforderlich.

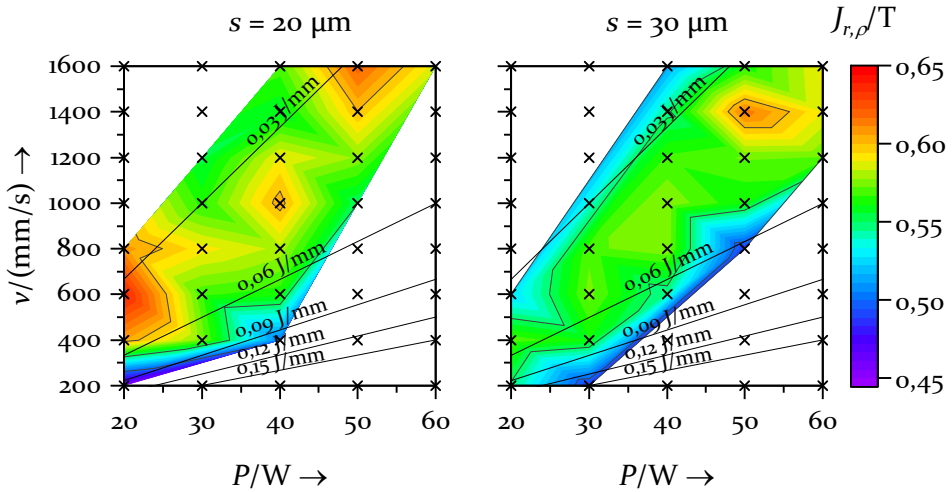


Bild 50: Gegenüberstellung der Prozessfenster der dichtenormierten Remanenzpolarisation  $J_{r,\rho}$  in Abhängigkeit der Schichtstärke  $s = 20 \mu\text{m}$  und  $s = 30 \mu\text{m}$  (Messdaten: [S2])

### 3.3.2 Statistisches Prozessmodell

Die statistische Prozessmodellierung erfolgt durch die Ermittlung von Regressionskoeffizienten  $a_i$  auf Basis von zwei zentral zusammengesetzten Versuchsplänen (ZZV) mit Faktoreinstellungen nach Tabelle 14. Innerhalb eines Versuchsplans variieren die Faktoren in fünf Stufen, die Prozessgrenzen verhindern jedoch in beiden Versuchsplänen eine reproduzierbare Realisierung der Kombination  $-\alpha$  aus niedrigster Leistung  $P$  und niedrigster Vorschubgeschwindigkeit  $v$ .

Jeder Versuchspunkt erfährt sieben, die Zentralpunkte 21 Realisierungen. Dadurch wird eine Veränderung der Zielgrößen mit einem Betrag von mindestens einer Standardabweichung bei einer Irrtumswahrscheinlichkeit von 5 % mit mindestens 90 % Sicherheit erkannt [158]. Um die Aussagekraft der statistischen Tests zu gewährleisten werden die Resultate je Zielgröße und Parameterkombination werden vor der weiteren Analyse auf Normalverteilung hin getestet und Ausreißer wiederholt.

Eine Regression auf Basis beider Versuchspläne ermöglicht die detaillierte Beschreibung der im Prozessfenster auftretenden Zusammenhänge, ohne den Stufenabstand der Faktoren innerhalb eines einzelnen Versuchsplans zu groß zu wählen und damit seine Aussagekraft zu beschneiden. Die Dichte  $\rho_{rel}$  wird anhand von optischen Mikroskopaufnahmen metallographischer Schlitte bestimmt, die magnetischen Eigenschaften durch Aufnahme der Entmagnetisierungskurve in Aufbaurichtung nach

DIN EN 60404-5 [159] in einem Hysteresegraphen HG 200 des Herstellers Dr. Brockhaus Messtechnik.

Tabelle 14: Faktorstufen der zentral zusammengesetzten Versuchspläne

|               | ZZV 1       |      |      |      |           | ZZV 2       |      |      |      |           |
|---------------|-------------|------|------|------|-----------|-------------|------|------|------|-----------|
|               | $-\alpha^*$ | - 1  | 0    | + 1  | $+\alpha$ | $-\alpha^*$ | - 1  | 0    | + 1  | $+\alpha$ |
| $P$ in W      | 45,8        | 50   | 60   | 70   | 74,2      | 56          | 60   | 70   | 80   | 84        |
| $v$ in (mm/s) | 1293        | 1500 | 2000 | 2500 | 2707      | 1434        | 1600 | 2000 | 2400 | 2566      |

Konstante Faktoreinstellungen:  $s = h = 20 \mu\text{m}$ ,  $d = 50 \mu\text{m}$ ,  $T_{\text{Substrat}} = 22^\circ\text{C}$

\*technisch aufgrund von Defekten an den Prüflingen nicht reproduzierbar realisierbar

Die Regression beinhaltet vollständig quadratische Zusammenhänge jedes Faktors einschließlich der Wechselwirkung  $P \cdot v$  nach Gleichung (11). Mit sechs Koeffizienten  $a_i$  je Zielgröße  $Z$  ( $\rho_{\text{rel}}$ ,  $J_r$ ,  $H_{\text{c}j}$  und  $BH_{\text{max}}$ ) ist das Modell vollständig beschrieben.

$$Z(P, v) = a_0 + a_1P + a_2v + a_3P \cdot v + a_4P^2 + a_5v^2 \quad (11)$$

Eine Signifikanzbewertung auf Basis von KI liefert das identische Ergebnis der Bewertung auf Basis des  $p$ -Werts. Zusätzlich lassen KI jedoch Rückschlüsse auf den tatsächlichen Effekt eines Faktors zu. Damit wird eine Unterscheidung zwischen einem statistisch signifikanten und einem auch in der Praxis signifikanten Effekt möglich. Gleichzeitig erlauben KI die Interpretation der Präzision der Regressionsgleichung.

Die Vertrauensbereiche der 95 % KI basieren auf dem Tabellenwert der Studentschen  $t$ -Verteilung  $t_{95}$  in Abhängigkeit des Freiheitsgrads  $f$  nach Gleichung (12) [114].  $n$  entspricht dem Versuchsumfang von 84,  $p$  der Anzahl der Faktoren von fünf. Die geschätzte Standardabweichung der Regressionskoeffizienten  $s_d$  wird numerisch auf Basis der Kleinsten Quadrate mit Hilfe des Statistiktools Minitab 18 errechneten.

$$f = n - p - 1 \quad (12) [114]$$

Die gemäß Gleichung (13) errechneten KI sind in Bild 51 auf den Betrag der Koeffizienten  $a_i$  normiert dargestellt. Überschreitet ein KI den Betrag eines Regressionskoeffizienten an der 100 %-Markierung, ist die Nullhypothese, nach der keine Mittelwertverschiebung vorliegt, plausibel. Der Koeffizient ist damit nicht signifikant. Er wird, sofern er nicht an einer Wechselwirkung beteiligt ist, aus dem Modell entfernt und die verbleibenden Regressionskoeffizienten neu berechnet.

$$KI = t_{95} \cdot s_d \quad (13) \quad [114]$$

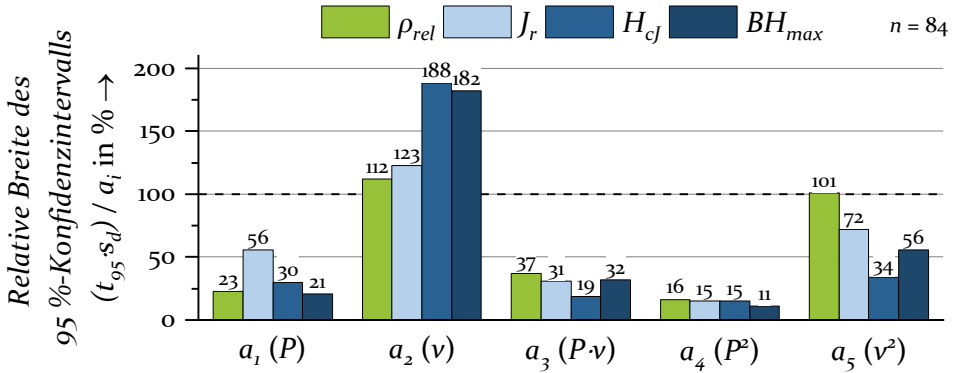


Bild 51: Normierte KI der Regressionskoeffizienten  $a_i$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Versuchsreihen)

Die KI der linearen und quadratischen Koeffizienten der Laserleistung  $a_1$  und  $a_4$  fallen für alle Zielgrößen mit 11 % bis 56 % klein aus. Sie besitzen damit sowohl statistisch als auch im Rahmen der Versuchsdurchführung einen starken Einfluss sowohl auf die Dichte  $\rho_{rel}$  als auch auf die magnetischen Eigenschaften, wobei der quadratische Einfluss signifikanter ausfällt als der lineare.

Die KI des linearen Vorschubeinflusses überschreiten für alle Zielgrößen den Grenzwert von 100 %. Damit ist die Vorschubgeschwindigkeit  $v$  statistisch nicht signifikant. Aufgrund der signifikanten Bewertung des quadratischen Einflusses  $a_5$ , mit Ausnahme von  $\rho_{rel}$ , wie auch der signifikanten Bewertung der Wechselwirkung  $P \cdot v$ , ist die Reduzierung des Modells um  $v$  mathematisch nicht zulässig.

Die Wechselwirkung  $P \cdot v$  beschreibt physikalisch den Einfluss der eingebrachten Linienenergie  $E_{Linie}$ . Ihre Relevanz ist anhand der Signifikanz von  $a_3$  wahrscheinlich. In Verbindung mit den anderen signifikanten Koeffizienten wird jedoch bereits an dieser Stelle deutlich, dass der lineare Zusammenhang der Linienenergie  $E_{Linie}$  die Prozesseinflüsse auf die Zielgrößen im analysierten Versuchsraum nicht ausreichend genau prognostiziert.

Zur weiteren Analyse entfällt  $a_5$  aus der Regressionsgleichung für  $\rho_{rel}$ . Die in der Gleichung verbleibenden, neu berechneten Koeffizienten sind statistisch signifikant und mit den Koeffizienten für  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$  in Tabelle 15 aufgeführt.

Tabelle 15: Zusammenfassung der Regressionskoeffizienten  $a_i$  für  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$  und des Prognosefehlers der Regression  $NRMSE$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messreihen)

|              | $a_0$   | $a_1 (P)$ | $a_2 (v)$ | $a_3 (P \cdot v)$ | $a_4 (P^2)$ | $a_5 (v^2)$ | $NRMSE$ |
|--------------|---------|-----------|-----------|-------------------|-------------|-------------|---------|
| $\rho_{rel}$ | -0,1716 | 0,05007   | -5,543E-3 | 7,470E-6          | -5,030E-4   | n. s.       | 6,33 %  |
| $J_r$        | -0,2745 | 0,03092   | -1,481E-4 | 5,273E-6          | -3,202E-3   | -5,610E-8   | 5,37 %  |
| $H_{cj}$     | 107,4   | 29,13     | -0,1317   | 0,01207           | -0,4187     | -1,622E-3   | 4,44 %  |
| $BH_{max}$   | -90,86  | 4,860     | -0,01639  | 8,526E-3          | -0,05031    | -1,169E-3   | 11,98 % |

Die Abschätzung der Güte eines Regressionsmodells erfolgt häufig anhand des Bestimmtheitsmaßes  $R^2$  nach Gleichung (14).

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y_{i,Messdaten} - y_{i,Regression})^2}{\sum_{i=1}^n (y_{i,Messdaten} - \bar{y})^2} \quad (14)[160]$$

Im vorliegenden Fall der nichtlinearen Regression kann  $R^2$  jedoch unplausible Werte annehmen und ist daher nicht geeignet, die Güte einer quadratischen Regression zu evaluieren [160]. Eine auch für nichtlineare Zusammenhänge gültige Alternative ist der normalisierte Standardfehler (normalized root mean square error,  $NRMSE$ ), berechnet nach Gleichung (15). Die Normierung auf den Mittelwert ermöglicht den Vergleich von Werten in unterschiedlichen Größenordnungen. Je kleiner der relative Fehler ausfällt, desto besser trifft das Modell die beobachteten Verhältnisse. Da sich die Qualifizierung der Legierung für das PBF-LB/M in einem vorindustriellen Stadium befindet wird der Zielwert des Standardfehlers  $\leq 10$  % definiert.

$$NRMSE = \frac{\sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (y_{i,Messdaten} - y_{i,Regression})^2}}{\bar{y}} \text{ in \%} \quad (15)[160]$$

Der Standardfehler der Regression ist mit  $4,5 \leq NRMSE \leq 6,4$  % für die Zielgrößen  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$  und  $H_{cj}$  vergleichbar, lediglich die Prognose von  $BH_{max}$  ist mit einem  $NRMSE = 12$  % vergleichsweise unsicher. Die Ursache des leicht erhöhten Fehlers für  $\rho_{rel}$  geht auf den Ausschluss des nur knapp nichtsignifikanten quadratischen Koeffizienten der Vorschubgeschwindigkeit  $a_5$  zurück.  $H_{cj}$  wird mit dem kleinsten Fehler abgebildet, gefolgt von  $J_r$  und  $\rho_{rel}$ . Anhand des Modells werden die Kennwerte im untersuchten Bereich für eine weitergehende Analyse insgesamt hinreichend genau prognostiziert.



Eine abschließende Plausibilitätsprüfung der Modellterme erfolgt anhand der Verteilung der Residuen. Sind diese normalverteilt, ist es plausibel, dass das Modell alle relevanten Prozesseinflüsse hinreichend berücksichtigt und die Residuen einer normalverteilten Streuung der Größen entspringen. Die Darstellung in Wahrscheinlichkeitsnetzen der Zielgrößenresiduen in Bild 52 setzt diese mit den oberen und unteren 95 %-KI ins Verhältnis.

— angepasste Verteilung — Grenzen des 95 %-Konfidenzintervalls

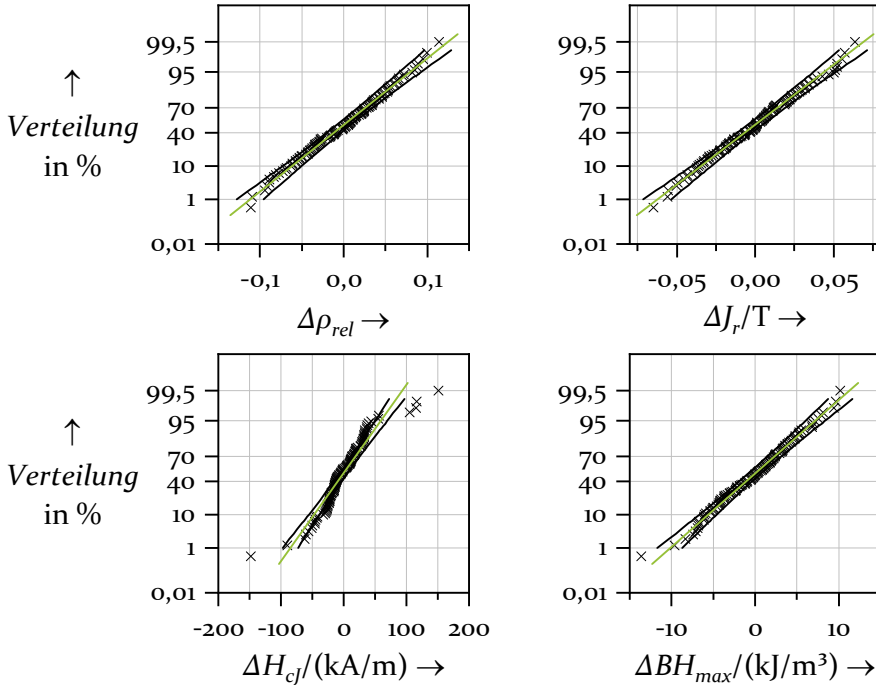


Bild 52: Wahrscheinlichkeitsnetze der Zielgrößenresiduen (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messdaten)

Die Residuenverteilung entspricht für  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$  und  $BH_{max}$  mit hoher Wahrscheinlichkeit der Normalverteilung, da sich keine Ausreißer außerhalb der KI befinden. Untermauert wird dies von den zugehörigen  $p$ -Werten des Tests auf Normalverteilung von 0,755, 0,891 und 0,858. Für die Residuen von  $H_{cj}$  ist mit einem  $p$ -Wert kleiner 0,005, unter Einbeziehung ihres Verlaufs, eine Normalverteilung unwahrscheinlich. Eine mögliche Ursache ist die nur geringe Änderung von  $H_{cj}$  auf den untersuchten Faktorstufen, welche im Mittel bei  $H_{cj} = 838 \text{ kA/m}$  auf einem hohen Niveau liegt. Aus der vergleichsweise kleinen Änderung folgt ein kleines KI, wodurch der Einfluss von Ausreißern wächst. Die Abweichungen sind für die weiteren Untersuchungen jedoch noch unkritisch.

Die weitere Analyse des Einflusses der Faktoren  $P$  und  $v$  erfolgt durch die Darstellung in Faktordiagrammen auf Basis der Regressionsgleichung (11). Dabei wird der jeweils nicht dargestellte Faktor auf seinem Mittelwert im Versuchsraum fixiert.

Das Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm für die relative Dichte  $\rho_{rel}$  zeigt in Bild 53 den dominanten quadratischen Einfluss der Laserleistung  $P$ . Der Bereich hoher mittlerer Dichte  $\rho_{rel}$  liegt bei  $60 \text{ W} \leq P \leq 70 \text{ W}$  und ist mit einer Breite von  $\pm 5 \text{ W}$  um das Maximum vergleichsweise schmal. Die Vorschubgeschwindigkeit  $v$  wirkt im untersuchten Prozessfenster lediglich linear. Aus dem Wechselwirkungsdiagramm geht aufgrund des Schnittpunkts der Kurven hervor, dass zur Erzielung möglichst hoher Dichtewerte eine Abstimmung beider Faktoren, physikalisch interpretierbar als Linienenergie  $E_{Linie}$ , zwingend erforderlich ist. Bei einer Laserleistung  $P < 74 \text{ W}$  liefert die geringste Vorschubgeschwindigkeit  $v = 1500 \text{ mm/s}$  die höchste mittlere Dichte  $\rho_{rel}$ , ab  $P > 74 \text{ W}$  kehren sich die Verhältnisse um und die höchste Vorschubgeschwindigkeit  $v$  liefert die Maximalwerte. Die Ursache für diesen Zusammenhang ist die abrupt auftretende Grenze des Energieeintrags, ab dem Risse und Bauteilfehler auftreten. Bis zu diesem Punkt steigt die Dichte  $\rho_{rel}$  mit steigendem Energieeintrag, bevor sie abrupt abfällt. Das quadratische Regressionsmodell ist durch seine Stetigkeit nur begrenzt fähig, diesen Zusammenhang abzubilden.

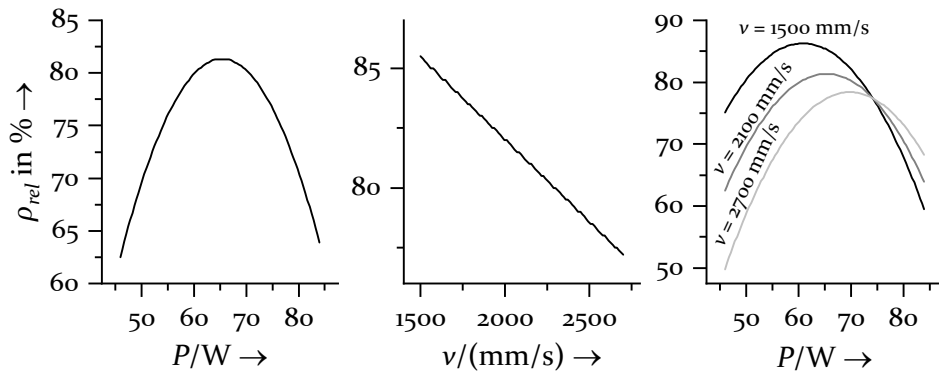


Bild 53: Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm der relativen Dichte  $\rho_{rel}$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messreihen)

Das Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm für die Remanenzpolarisation  $J_r$  in Bild 54 zeichnet ein ähnliches Bild. Die Laserleistung  $P$  dominiert das Ergebnis über die quadratische Korrelation, während die Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , trotz des quadratischen Einflusses, einen ähnlichen Verlauf wie bei der Dichte  $\rho_{rel}$  zeigt. Auch für die Wechselwirkung zeigt sich ein der Dichte  $\rho_{rel}$  ähnliches Muster, bei dem bei einer Laserleistung  $P <$

65 W eine Vorschubgeschwindigkeit  $v = 1500 \text{ mm/s}$  zur höchsten mittleren Remanenzpolarisation  $J_r$  führt. Ab diesem Punkt wird eine Anhebung der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  mit steigender Laserleistung  $P$  erforderlich. Der Maximalwert ist mit Laserleistungen  $P < 65 \text{ W}$  jedoch nicht mehr realisierbar.

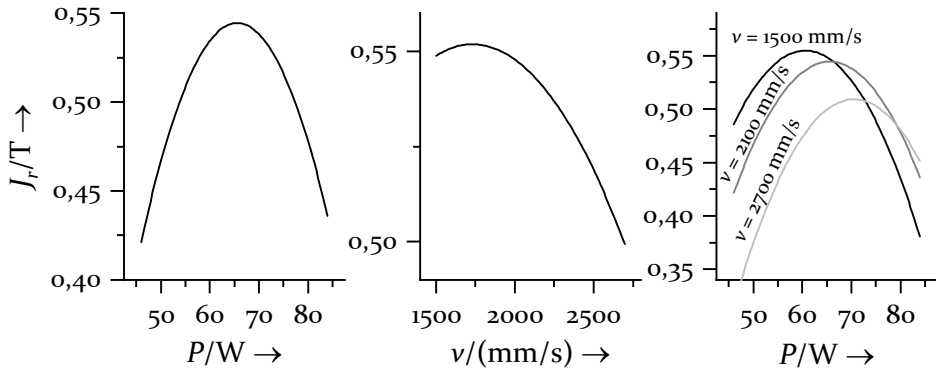


Bild 54: Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm der Remanenzpolarisation  $J_r$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messdaten)

Die Ähnlichkeit der Faktordiagramme für Dichte  $\rho_{rel}$  und Remanenzpolarisation  $J_r$  beruht, wie bereits bei Schichtstärke  $s$  und Schraffurabstand  $h$  beobachtet, auf der physikalischen Korrelation zwischen Dichte  $\rho_{rel}$  und hartmagnetischer  $\Phi$ -Phase. Ihr relativer Anteil im Volumen bleibt innerhalb der untersuchten Prozessregion nahezu konstant, sodass eine höhere Dichte  $\rho_{rel}$  auch zu einer höheren Remanenzpolarisation  $J_r$  führt.

Bild 55 zeigt das Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm für die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$ . Das Faktordiagramm der Laserleistung  $P$  zeigt einen zu Dichte  $\rho_{rel}$  und Remanenzpolarisation  $J_r$  ähnlichen Verlauf mit einem Maximum im Bereich um  $P = 65 \text{ W}$ . Das Maximum im Faktordiagramm der Vorschubgeschwindigkeit  $v$  liegt zentral im Versuchsraum bei  $v = 2000 \text{ mm/s}$ , ihr quadratischer Einfluss ist stärker als auf  $J_r$ . Aus dem Wechselwirkungsdiagramm folgt, dass das Maximum, im Gegensatz zu  $\rho_{rel}$  und  $J_r$ , nicht mit der geringsten Vorschubgeschwindigkeit  $v$  erzielt wird. Die magnetische Entkopplung der einzelnen Domänen wird somit von einer mittleren Vorschubgeschwindigkeit  $v$  unterstützt. Bei hoher Vorschubgeschwindigkeit  $v$  ist dieser Effekt nicht mehr erkennbar. Dies geht jedoch mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die in dieser Region ebenfalls deutlich reduzierte Dichte  $\rho_{rel}$  zurück. Die nach Bild 52 auffällige Residuenverteilung ist nach Validierungsläufen in Bild 60 unkritisch.

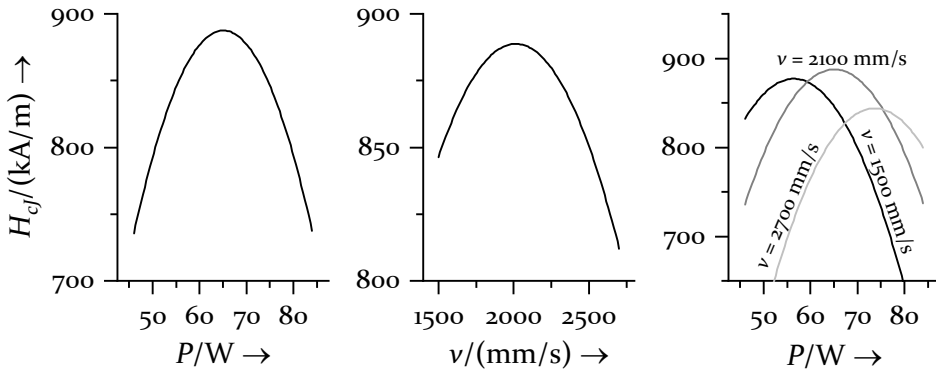


Bild 55: Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messdaten)

Das Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  in Bild 56 zeigt den anderen magnetischen Kennwerten ähnliche Verläufe, insbesondere zur Remanenzpolarisation  $J_r$ . Ein Unterschied zur Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  liegt im Einfluss der Vorschubgeschwindigkeit  $v$ , wobei die Krümmung der Hyperbel geringer ausfällt und das Maximum zu niedrigerem  $v$  verschoben ist. Der Verlauf ist im Grundsatz jedoch ähnlich. Aus dem geringeren Einfluss des Vorschubs  $v$  folgt auch das der Remanenzpolarisation  $J_r$  sehr ähnliche Wechselwirkungsdiagramm.

Die vergleichbaren Diagramme sind physikalisch insofern schlüssig, als  $BH_{max}$  sowohl mit  $J_r$  als auch mit  $H_{cj}$  korreliert. Da beide Kennwerte sich im Prozessfenster grundsätzlich ähnliche Verläufe besitzen, ist dies für  $BH_{max}$  ebenso zu erwarten. Das Regressionsmodell des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  ist damit, trotz erhöhtem  $NRMSE$ , plausibel und für weitere Analysen nutzbar.

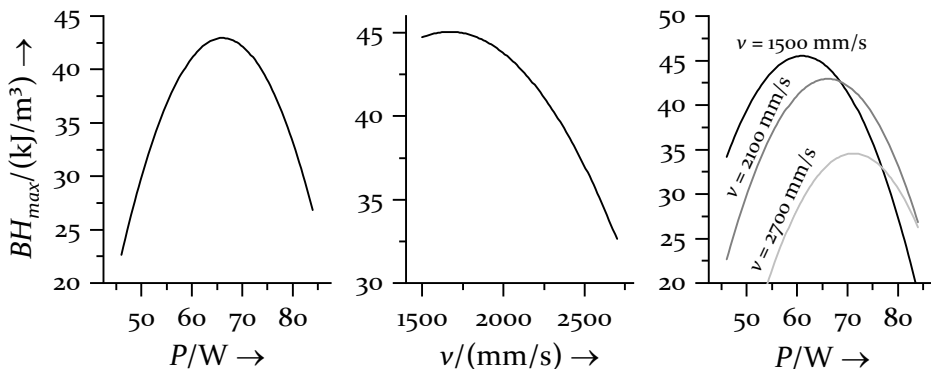


Bild 56: Faktor- und Wechselwirkungsdiagramm des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messdaten)

Zur Eingrenzung der Prozessregion, innerhalb derer eine vorteilhafte Ausprägung der Zielgrößen realisiert werden kann, ist die Darstellung in Faktordiagrammen aufgrund der Mittelwertbildung nur in Ausnahmefällen geeignet. Bei zwei unabhängigen Faktoren gibt die Darstellung als Konturdiagramm nach Bild 57 Aufschluss über exakte Lage des Prozessoptimums.

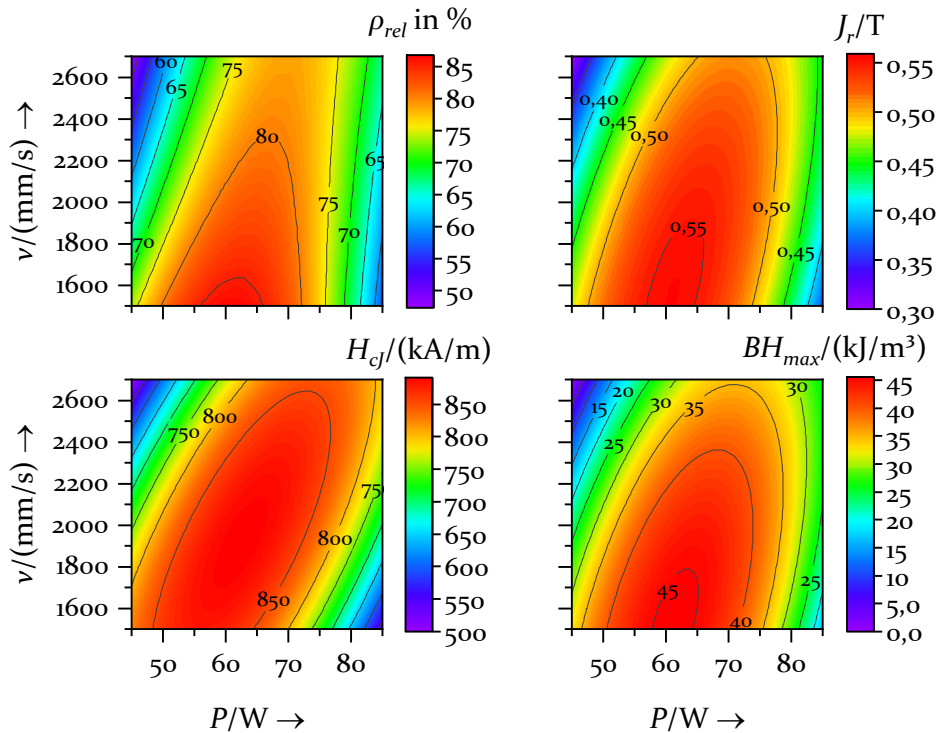


Bild 57: Konturdiagramme von relative Dichte  $\rho_{rel}$ , Remanenzpolarisation  $J_r$ , Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  und maximalem Energieprodukt  $BH_{max}$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messdaten)

Im Hinblick auf eine maximale Leistungsfähigkeit der Magnete ist die Zielstellung der Optimumsfindung eine simultane Maximierung der Größen  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$ . Die Konturlinien indizieren die Maxima im Leistungsbe-  
reich um  $P = 60$  W. Dichte  $\rho_{rel}$ , Remanenzpolarisation  $J_r$  und maximales Energieprodukt  $BH_{max}$  profitieren mit kleinen Vorschubgeschwindigkeiten  $v$  vom erhöhten Energieeintrag, der aufgrund der abnehmenden Prozessstabilität nach unten hin auf  $v \geq 1600$  mm/s begrenzt ist, während das Maximum der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v = 2000$  mm/s prognostiziert wird. Aufgrund der vergleichsweise kleinen

Veränderung von  $H_{cj}$  im Prozessfenster ist der für  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$  und  $BH_{max}$  optimale Bereich auch für eine hohe Ausprägung von  $H_{cj}$  geeignet.

Die gemeinsame numerische Maximierung der magnetischen Zielgrößen auf Basis des Regressionsmodells gibt eine Laserleistung  $P = 62$  W bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v = 1600$  mm/s vor. Zur Validierung werden mit diesen Einstellungen 30 Prüflinge gefertigt und charakterisiert. Die Darstellung in Bild 58 zeigt die Verteilung der einzelnen Magnetkennwerte über die Versuchsreihenfolge.

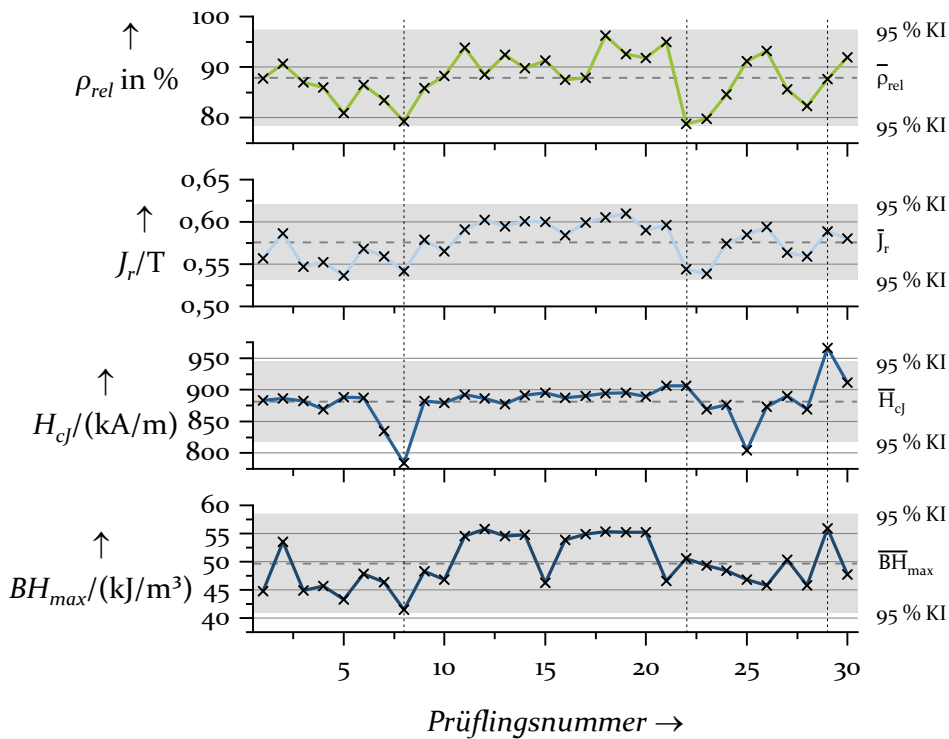


Bild 58: Zeitreihendiagramm des Validierungslaufs der relativen Dichte  $\rho_{rel}$ , Remanenzpolarisation  $J_r$ , Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  und des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$

Anhand der Breite der 95 %-KI geht die auch nach der Parameteroptimierung nicht vernachlässigbare Streuung der Magnetkenngrößen hervor. Die Residuen zum Mittelwert folgen jedoch der Normalverteilung, ein systematisch einseitiger Einfluss durch Bediener, Materialveränderung oder Messverfahren ist damit unwahrscheinlich. An den Extremstellen von Dichte  $\rho_{rel}$  und Remanenzpolarisation  $J_r$  zeigt sich abermals die Korrelation beider Größen (z. B. Prüflinge 8, 22). Die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  verläuft mit wenigen Ausnahmen in einem engen Korridor und von der Dichte unabhängig. Die Schwankungen von  $J_r$  und  $H_{cj}$  verstärken bzw. kompensieren

sich im Effekt auf das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  (z. B. Prüflinge 22, 28).

Wie bereits mehrfach thematisiert ist die Streuung eine Folge des Energieeintrags im unteren Grenzbereich, bei dem bereits kleine Fehlstellen im Pulverbett oder lokale Schwankungen in der Absorptionsrate der Laserstrahlung zu Auswirkungen auf das Werkstück führen können. Die Stabilität gegenüber Schwankungen wird daher im nachfolgenden Abschnitt 3.3.3 näher beleuchtet. Die Kennwerte der PBF-LB/M-Magneten des Validierungslaufs liegen im Bereich isotroper kunststoffgebundener Magnete und sind diesen in Bild 59 gegenübergestellt. Im Vergleich zu spritzgegossenen Magneten besitzen die PBF-LB/M-Magnete eine höhere magnetische Leistungsfähigkeit. Gegenüber formgepressten Magneten fällt das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  trotz vergleichbarer Remanenzpolarisation  $J_r$  und höherer Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  geringer aus, was auf eine flachere Entmagnetisierungskurve in Folge der Gefügeveränderung durch den Umschmelzvorgang zurückzuführen ist.

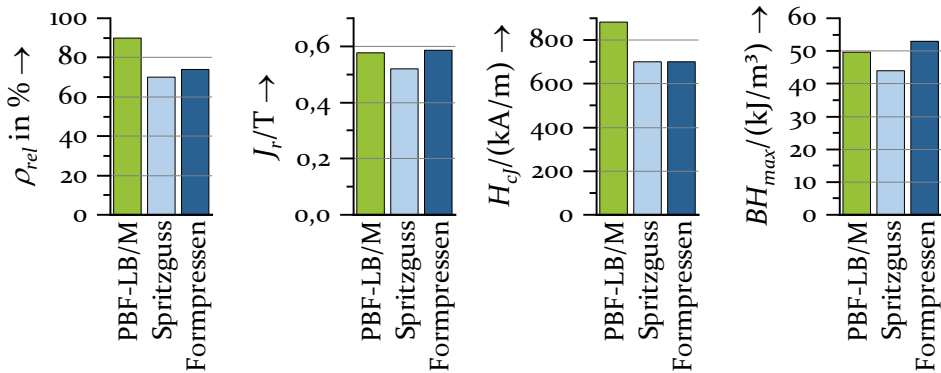


Bild 59: Abgleich der Kennwerte optimierter PBF-LB/M-Magnete mit kunststoffgebundenen, mit MQP-S gefüllten Magneten (Kennwerte der kunststoffgebundenen Magnete: [54])

Die Validierung des Regressionsmodells erfolgt über den Vergleich der prognostizierten Mittelwerte mit den erzielten Mittelwerten. Die Mittelwerte aller Zielgrößen übertreffen die Prognose des Regressionsmodells. Die normierten Residuen der Dichte  $\rho_{rel}$ , Remanenzpolarisation  $J_r$  und des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  sind in Bild 60 unter Berücksichtigung ihrer durch die Whisker angezeigten 95 %-KI statistisch signifikant.

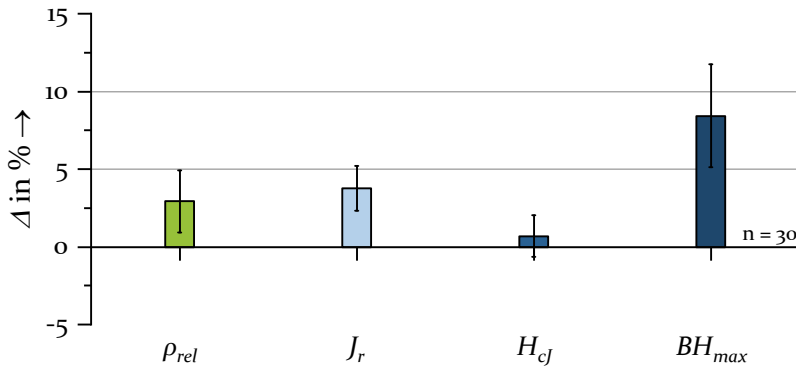


Bild 60: Abweichung  $\Delta$  des Mittelwerts der Zielgrößen vom Regressionsmodell bei einem Konfidenzniveau von 95 %

Die Ursache der signifikanten Abweichung ist der abrupte Abfall der Zielgrößen bei Überschreitung der maximal in die Legierung einprägbaren Energie, oberhalb derer eine überproportional starke Rissbildung einsetzt. Dieser Zusammenhang wird durch ein quadratisches Regressionsmodell lediglich approximiert. Die KI sind, mit Ausnahme von  $BH_{max}$ , vergleichbar breit. Da auf  $BH_{max}$  sowohl die Streuung von  $J_r$  als auch die Streuung von  $H_{cj}$  Einfluss nehmen, ist die größere Breite des KIs plausibel. Das Regressionsmodell ist damit eine konservative Methode, die Zielgrößen abzuschätzen. Durch die Validierung ist die Prognosefähigkeit des Modells von  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$  abschließend verifiziert.

### Zusammenfassung der Parameterentwicklung

Die zentrale Herausforderung der Parameterfindung anhand des quadratischen Regressionsmodells ist die obere Grenze des maximalen Energieeintrags in die Legierung. Die üblicherweise zur präzisen Modellierung verwendete quadratische Regression ist hinsichtlich ihres Maximums symmetrisch. Eine spontan auftretende Überhitzung, welche eine harte Prozessgrenze verursacht, wird dadurch lediglich approximiert. Der Ansatz ist jedoch robust genug, ein Optimum im Prozessfenster zu prognostizieren, wobei eine Validierung hinsichtlich der Realisierbarkeit des Parametersatzes zwingend erforderlich ist.

Im Vergleich mit konventionellen Legierungen existiert lediglich ein kleines Prozessfenster zur Realisierung von hohen magnetischen Kennwerten. Während van Elsen in [115] für rostfreien Stahl 1.4404 und Titan Prozessregionen identifiziert, innerhalb derer keine eindeutige Veränderung der Zielgrößen mit variierenden Eingangsgrößen vorliegt, ist für die untersuchte Magnetlegierung mit jeder Änderung der Prozessparameter mit



einer Veränderung des Prozessergebnisses zu rechnen. Dies erlaubt die Variation der magnetischen Eigenschaften innerhalb eines Werkstücks, beispielsweise um ein definiertes Streufeld auf der Oberfläche eines Sensormagneten einzustellen. Im Gegenzug ist jedoch die präzise Regelung der Prozessparameter erforderlich.

### 3.3.3 Sensitivitätsanalyse

Der Zusammenhang zwischen Prozessparametern und Prozessstreuung ist für die additive Magnetproduktion insofern von Bedeutung, als die Qualität der Magnete nicht nur im Mittel auf hohem Niveau liegen soll, sondern auch mit geringer Streuung gefertigt werden soll. Die Sensitivitätsanalyse hat zum Ziel, die natürliche Streuung der Zielgrößen innerhalb des Prozessfensters der statistischen Versuchsplanung zu quantifizieren. Sie hat ihren Ursprung in den nicht kontrollierbaren Störeinflüssen wie beispielsweise Irregularitäten im Pulverbett, Absorptionsschwankungen der Laserstrahlung im Pulverbett, Auswürfen oder Schutzgasstromfluktuationen.

Die Sensitivitätsanalyse basiert auf dem Signal-Rausch-Verhältnis (signal-to-noise ratio, *SNR*) nach Gleichung (16), welches aus den Daten der Versuchspläne nach Tabelle 14 ermittelt wird. Gegenüber einer Absolutbetrachtung der Streuung  $s$  fließt dabei die Ausprägung des Mittelwertes  $\bar{x}$  ein, was aufgrund des Unterschieds der Absolutwerte der Magnetkenngrößen von mehreren Potenzen von Vorteil ist. Je größer das Verhältnis *SNR* ausfällt, desto robuster ist die betrachtete Zielgröße gegenüber Schwankungen.

$$SNR = 10 \cdot \log_{10} \left( \frac{\bar{x}^2}{s^2} \right) \text{ in dB} \quad (16)[158]$$

Der Verlauf des *SNRs* der Zielgrößen in Abhängigkeit der Laserleistung  $P$  in Bild 61a zeigt einen Trend hin zu größeren Werten von *SNR* und damit geringerer relativer Prozessstreuung im Bereich  $60 \text{ W} \leq P \leq 70 \text{ W}$ . Die Werte der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  verlaufen auf dem höchsten Niveau und unterstreichen damit den anhand des Konturdiagramms in 3.3.2 bereits erkennbaren vergleichsweise breiten Bereich einer stabilen Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$ . Der für alle Zielgrößen abfallende Wert ab einer Laserleistung  $P > 80 \text{ W}$  verdeutlicht die zunehmende relative Streuung mit Entfernung vom Prozessoptimum. Im Gegenzug führt die Maximierung der Zielgrößenausprägung zur Minimierung der relativen Prozessstreuung.

Ein vergleichbarer Zusammenhang geht aus dem Auftrag von  $SNR$  über die Vorschubgeschwindigkeit  $v$  in Bild 61b nicht hervor. Die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  bleibt die robusteste Zielgröße, unterliegt jedoch stärkeren Schwankungen. Die  $SNR$  der verbleibenden Kennwerte liegt mit  $20,6 \text{ dB} \leq SNR \leq 30,9 \text{ dB}$  auf vergleichsweise konstantem Niveau. Die  $SNR$  von Dichte  $\rho_{rel}$  und Remanenzpolarisation  $J_r$  verläuft vergleichbar, was mit den Erkenntnissen über den proportionalen Zusammenhang beider Größen im Einklang steht. Neben der Korrelation der Größen selbst belegt die Sensitivitätsanalyse damit auch die Korrelation ihrer Streuung. Für  $H_{cj}$  folgt aus der Versuchsreihe, dass eine Variation der Prozessparameter die Ausprägung wie auch die zugehörige Streuung am wenigsten beeinflusst. Der einmalige Einbruch bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v = 2500 \text{ mm/s}$  auf  $SNR = 30,3 \text{ dB}$  ist unter Berücksichtigung des weiteren Verlaufs physikalisch nicht plausibel interpretierbar. Da die Streuung auch an diesem Punkt geringer ausfällt als die Streuung der restlichen Kenngrößen, ist der Einfluss des Einbruchs unkritisch. Den geringsten Wert von  $SNR$  zeigt das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$ . Physikalisch plausibel erscheint dies unter dem Aspekt, dass sowohl eine Veränderung der Remanenzpolarisation  $J_r$  als auch der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  auf die Ausprägung des maximalen Energieprodukts  $BH_{max}$  einwirkt und sich die Streuung in ungünstigen Fällen addiert. Im Bereich des Prozessoptimums ist nicht mit einer erhöhten Streuung zu rechnen.

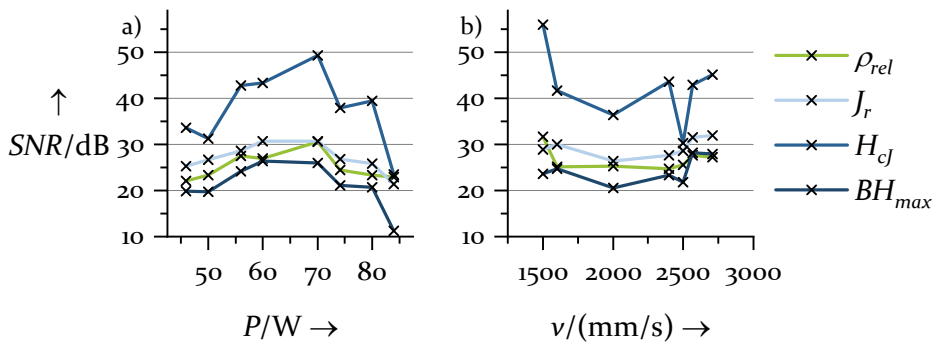


Bild 61: Signal-Rausch-Verhältnis  $SNR$  von  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$  in Abhängigkeit von a)  $P$  und b)  $v$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messdaten)

Die Darstellung veranschaulicht das Optimierungspotential der Streuung durch Maximierung der Kennwerte der Magnete. Mit der untersuchten Legierung ist ein Signal-Rausch-Verhältnis  $SNR \geq 20 \text{ dB}$  realisierbar. Bei Ver-

wendung einer Magnetlegierung, mit welcher höhere Dichtewerte  $\rho_{rel}$  erzielt werden können, ist darüber hinaus mit einer zusätzlichen Reduzierung der Streuung zu rechnen.

### 3.3.4 Bedeutung des Energieeintrags

Der Energieeintrag wurde im Abschnitt 3.3.1 als Hilfsgröße zur Eingrenzung der Parameterbereich für Schmelzspuren und Schraffurabstand genutzt. Dem Ansatz liegt die Annahme zugrunde, dass mit einem definierten Energieeintrag realisierte Kennwerte unabhängig von den darin zusammengefassten Größen sind. Aus der mit dem PBF-LB/M artverwandten Laserschweißen sind jedoch Bedingungen bekannt, bei denen die Dimensionen des Schmelzbads nicht proportional mit dem Energieeintrag skalieren, wie z. B. der Übergang vom Wärmeleitungs- zum Keyholeschweißen [161]. Folglich liefert die Fusion der Einflussfaktoren zum Volumen-, Flächen- oder Linienenergieeintrag auch im PBF-LB/M nicht in jedem Fall eindeutig interpretierbare Ergebnisse. Bei konstantem Energieeintrag, der mit unterschiedlichen Parameterkombinationen realisiert wird, ist es z. B. möglich, Unterschiede in Dichte, Phasenverteilung, Mikrostruktur, thermischen Vorgeschichte oder inneren Spannungen zu realisieren [162–166]. Die vollständige Beschreibung der Zusammenhänge im PBF-LB/M ist damit über den Energieeintrag nicht a priori möglich. Daher erfolgt die energetische Analyse a posteriori.

Für die magnetischen Kennwerte sind die Phasenzusammensetzung und die Mikrostruktur entscheidend [13]. Beide Materialeigenschaften sind das Ergebnis der thermischen Randbedingungen während der Magnetherstellung, wodurch eine starke Wechselwirkung mit den geometrischen Dimensionen des Schmelzbads zu erwarten ist. Ziel dieses Abschnitts ist es, eine Wirkbeziehung zwischen dem Energieeintrag und Kenngrößen der Magnete sowie ihre Grenzen zu quantifizieren. Den ersten Hinweis eines Zusammenhangs liefert der Regressionskoeffizient  $a_3$  der Wechselwirkung  $P \cdot v$  in Abschnitt 3.3.2.

Vielversprechende Magnetkennwerte sind in Folge des TGM nur mit einer Schichtstärke  $s = 20 \mu\text{m}$  und einem Schraffurabstand  $h = 20 \mu\text{m}$  realisierbar. Unter diesen Voraussetzungen wird der Energieeintrag für die untersuchte Legierung über die Linienenergie  $E_{Linie}$  nach Gleichung (6) beschrieben. Die Zusammenhänge zwischen Magnetkenngrößen und der Linienenergie  $E_{Linie}$  eines nach Tabelle 14 aufgespannten und je Versuchspunkt zehn Mal realisierten Prozessfensters veranschaulicht Bild 62. Die Boxen

beinhalten den 25 % bis 75 %-, die Whisker den 5 % bis 95 %-Bereich. Darüber hinaus erfolgt über die Farbdarstellung eine Kategorisierung in Abhängigkeit der Lage eines Parametersatzes am Rand des stabilen Prozessfensters oder darin. Deutlich vom Erwartungswert der Versuchsreihe abweichende Beobachtungen sind, sofern sie unterhalb der kritischen Linienenergie  $E_{Linie} < 0,04 \text{ J/mm}$  liegen gelb, darüber rot hervorgehoben.

Mit ansteigendem Energieeintrag ist ein klarer Trend zu höheren Kennwerten bis zu einer Grenze bei  $E_{Linie} = 0,04 \text{ J/mm}$  erkennbar, wobei die Beobachtung sowohl für Punkte im Zentrum des Prozessfensters, als auch für den orange markierten Randbereich gilt. Oberhalb der Grenzenenergie geht der Trend anhand der rot hervorgehobenen Boxen verloren und ein Zusammenhang zwischen dem Energieeintrag und den Magnetkennwerten ist nicht mehr erkennbar. Damit wird die Linienenergie  $E_{Linie} \approx 0,04 \text{ J/mm}$  zur oberen Grenzen für den Linienenergieeintrag. Bis zu diesem Grenzwert gilt für die Mittelwerte anhand eine lineare Beziehung mit Bestimmtheitsmaßen  $0,91 \leq R^2 \leq 0,97$ .

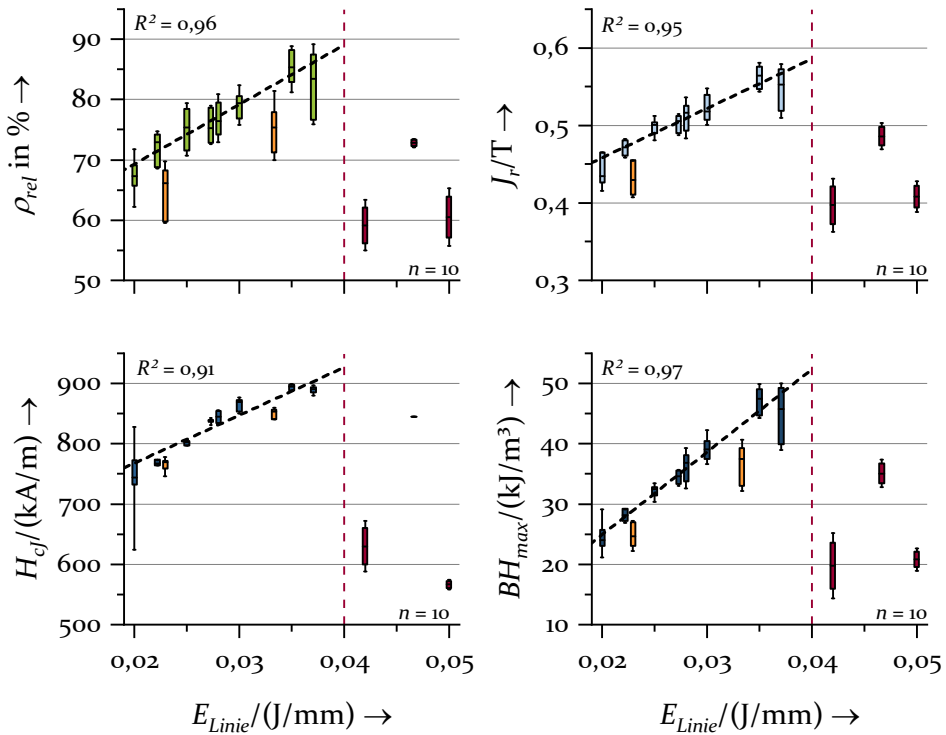


Bild 62: Korrelation der Magnetkennwerte  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$  mit der Linienenergie  $E_{Linie}$  bis zum kritischen Grenzwert bei  $0,04 \text{ J/mm}$  (Messdaten: [S5, S6], ergänzt um weitere Messdaten)

Mit Hilfe der Regressionskoeffizienten der schraffierten Geraden werden die magnetischen Kenngrößen bei einer relativen Dichte  $\rho_{rel}$  von 100 % prognostiziert. Diese liegen bei einer Linienenergie  $E_{Linie} = 0,0511 \text{ J/mm}$  bei einer Remanenzpolarisation  $J_r = 0,657 \text{ T}$ , einer Koerzitivfeldstärke  $H_{cj} = 1015 \text{ kA/m}$  und einem maximalen Energieprodukt  $BH_{max} = 67,58 \text{ kJ/m}^3$ , sofern es künftig gelingt, den Gültigkeitsbereich des Prognosemodells durch Legierungsmodifikationen auf diesen Bereich auszuweiten. Ein vielversprechender Ansatz ist z. B. die Erhöhung des Volumenanteils der Nd-reichen Phase durch einen höheren Seltenerdanteil.

### 3.4 Post-Prozess: Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung ist für viele PBF-LB/M-Werkstoffe fester Bestandteil des Post-Prozesses [110, 167]. Während Glüh-, Anlass-, und Auslagerungsphasen werden innere Spannungen abgebaut, das feinkörnige Gefüge vergrößert und Phasen homogenisiert oder gezielt ausgeschieden. Inwiefern eine vergleichbare Wärmebehandlung die Mikrostruktur und Magnetkennwerte beeinflusst, wird in diesem Abschnitt untersucht und damit die dritte Forschungsfrage beantwortet.

Konventionell gefertigte NdFeB-Magnete erfahren, je nach Prozesskette, ebenfalls eine Wärmenachbehandlung. Während heißgepresste, nanokristalline Magnete keine Wärmebehandlung erfordern, werden gesinterte Magnete nach dem Sintern zunächst bei  $T \approx 800 \text{ }^\circ\text{C}$ , anschließend bei  $500 \text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 600 \text{ }^\circ\text{C}$  für je eine Stunde behandelt [168].

Für die Untersuchung werden zehn mit Laserleistung  $P = 62 \text{ W}$  bei einer Vorschubgeschwindigkeit  $v = 1600 \text{ mm/s}$  aufgebaute PBF-LB/M-Magnete zur Vermeidung von Oxidation in hochreiner Argonatmosphäre mit einem Restsauerstoffgehalt  $O_2 < 1 \text{ ppm}$  bei einer Aufheizrate von zehn Kelvin pro Minute auf die Zieltemperatur  $T_{WB}$  aufgeheizt. Nach einer Haltezeit von einer Stunde kühlen die Prüflinge im Ofen innerhalb von sieben Stunden auf Raumtemperatur ab. Anschließend erfolgt eine magnetische Charakterisierung sowie die Erstellung von Schlibfbildern.

Durch eine wenige Sekunden dauernde Behandlung der Schlibfe mit einer wässrigen, zweiprozentigen Nitallösung wird in Bild 63 bei nicht wärmebehandelten sowie den bei  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  behandelten Prüflingen eine Mesostruktur aus individuellen Schmelzspuren sichtbar. Nach der ersten Temperaturstufe von  $T_{WB} = 600 \text{ }^\circ\text{C}$  bleibt die Abgrenzung der Schmelzspuren durch schattierte Bereiche zwischen den Schmelzspuren, die die Wärmeeinflusszone andeuten, vollständig erhalten. Jedoch verringert sich ihre Breite

deutlich. Dies deutet auf eine Homogenisierung des Gefüges in Folge der Wärmebehandlung hin.

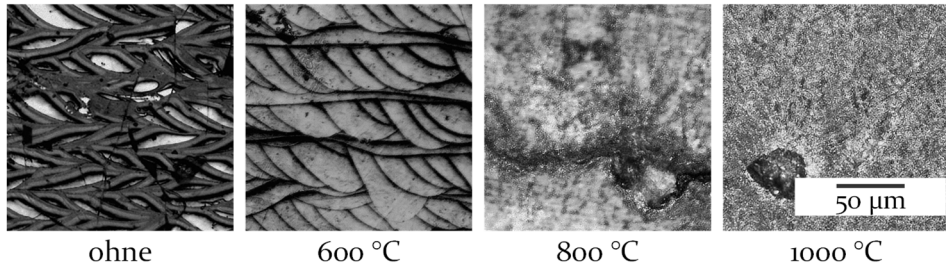


Bild 63: Lichtmikroskopaufnahmen von für 2 s in Nitral behandelten Schlitzen

Oberhalb von  $T_{WB} > 800\text{ °C}$  zeichnet sich eine deutliche Veränderung der Struktur ab. Die Schmelzspuren wie auch Mikrorisse sind optisch nicht mehr erkennbar. Da sich die Nd-reiche Phase oberhalb von  $T > 630\text{ °C}$  im flüssigen Zustand befindet, findet ein partieller Flüssigphasensintervorgang statt. Dabei werden, sofern lokal ausreichend Nd-reiche Phase vorhanden ist, Poren und Risse geschlossen. Dieser Effekt zeichnet sich bereits während der Präparation der Querschnittsfläche durch Trennen, Schleifen und Polieren ab, indem eine geringere Anzahl aus dem Werkstoff herausbrechender Partikel zu verzeichnen ist. Aufgrund der unterstöchiometrischen Legierungszusammensetzung reicht die Menge an niedrigschmelzendem Material jedoch nicht aus, um größere Poren vollständig zu füllen. Darin begründet liegt auch die makroskopisch nicht messbare Probenschrumpfung. Bei einer Temperatur  $T_{WB} = 1000\text{ °C}$  wird eine weitere Veränderung der Struktur auf Basis der metallographisch-optischen Analyse nicht ersichtlich. Die Veränderungen der Magnetkennwerte von zehn Probekörpern für jede Temperaturstufe  $T_{WB}$  zeigt Bild 64. Jede Probe wird einmalig wärmebehandelt. Die Boxen markieren den 25 % bis 75 %-Bereich, die Whisker den 5 % bis 95 %-Bereich.

Der Effekt einer Wärmebehandlung bei der Temperatur  $T_{WB} = 600\text{ °C}$  auf die Dichte  $\rho_{rel}$  ist aufgrund eines Zweistichproben- $t$ -Tests bei einem  $p$ -Wert von 0,414 statistisch nicht signifikant. Ab einer Temperatur  $T_{WB} = 800\text{ °C}$  ist mit einem  $p$ -Wert von 0,005 ein positiver Effekt nachweisbar, der auch bei  $T_{WB} = 1000\text{ °C}$  etwa vergleichbar bleibt. Die höhere Dichte  $\rho_{rel}$  bei Temperaturen oberhalb der Solidustemperatur ist primär auf das Aufschmelzen der Nd-reichen Phase und dem Verschluss von kleinen Rissen und Poren zurückzuführen.

Die Remanenzpolarisation  $J_r$  steigt bis zur Temperatur  $T_{WB} \leq 800\text{ °C}$  nahezu linear, wobei ein Maximum von  $J_r = 0,69\text{ T}$  erreicht wird. Bei einer weiteren

Temperatursteigerung auf  $T_{WB} = 1000\text{ °C}$  fällt  $J_r$  um 38 % ab. Alle Mittelwertunterschiede sind mit  $p$ -Werten von 0,005 statistisch hochsignifikant.

Die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  fällt bei einer Temperatur  $T_{WB} = 600\text{ °C}$  gegenüber dem unbehandelten Zustand nur leicht um 10 kA/m, im weiteren Verlauf steil auf lediglich  $H_{cj} = 25\text{ kA/m}$  nach einer Behandlung bei einer Temperatur  $T_{WB} = 1000\text{ °C}$ . Nach der höchsten Stufe ist die Widerstandsfähigkeit gegenüber einem entmagnetisierenden Feld nahezu vollständig verschwunden und der Werkstoff nicht mehr als Hochleistungsmagnet einsetzbar.

Das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  erreicht als Folge der steigenden Remanenzpolarisation  $J_r$  bei einer Temperatur  $T_{WB} = 600\text{ °C}$  den Maximalwert  $BH_{max} = 55,9\text{ kJ/m}^3$ . Der anschließende Abfall bis auf  $2,3\text{ kJ/m}^3$  nach einer Wärmebehandlung bei  $T_{WB} = 1000\text{ °C}$  korreliert mit dem gleichzeitigen Abfall von  $J_r$  und  $H_{cj}$  und unterstreicht abermals das Verschwinden der hartmagnetischen Eigenschaften.

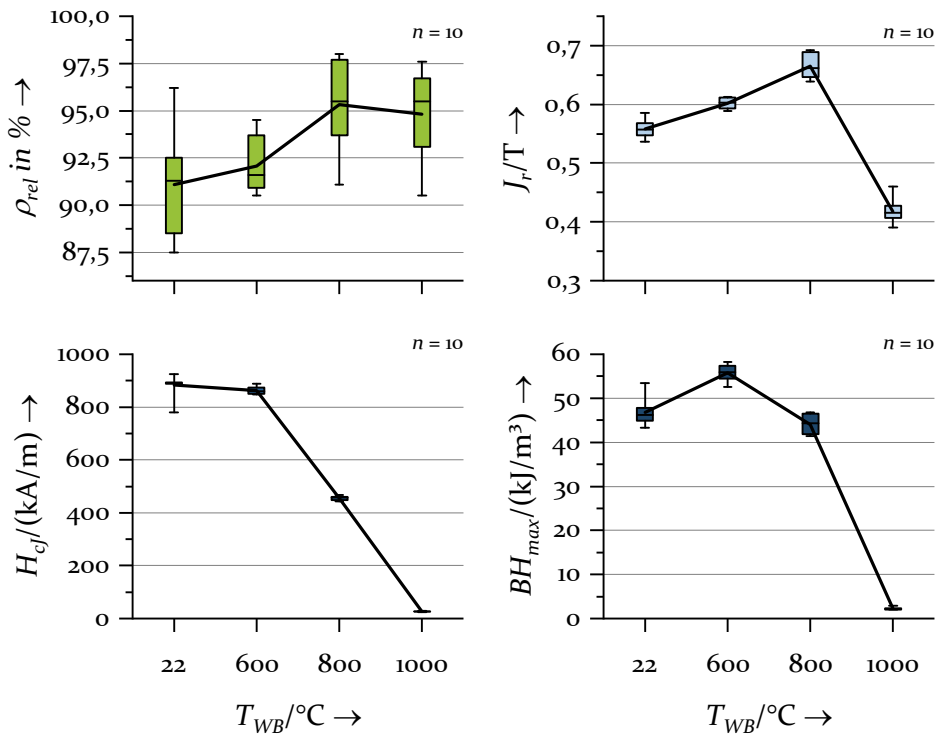


Bild 64: Verlauf der Magnetkennwerte  $\rho_{rel}$ ,  $J_r$ ,  $H_{cj}$  und  $BH_{max}$  in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur  $T_{WB}$  für 1 h unter Argon (Messdaten: [S3])

Die Ursachen der Veränderungen der magnetischen Kennwerte werden durch Analyse der Entmagnetisierungskurven in Bild 65 ersichtlich. Bis zu einer Feldstärke  $H \approx 700 \text{ kA/m}$  liegt die Polarisierung der mit einer Temperatur  $T_{WB} = 600 \text{ °C}$  behandelten Probe oberhalb der Polarisierung  $J$  der nicht-wärmebehandelten Probe. Dies deutet auf den Abbau innerer Spannungen und Inhomogenitäten in der Phasenzusammensetzung, die die hartmagnetischen Eigenschaften reduzieren, hin. Ab der Temperatur  $T_{WB} \geq 800 \text{ °C}$  ändert sich die konkave Form der Kurve zu einer Geraden. Dies zeigt die starken mikrostrukturellen Veränderungen innerhalb des Werkstoffs bei deutlicher Überschreitung der Solidustemperatur. Die für das PBF-LB/M charakteristische, feine Kornstruktur erhält bei erhöhter Temperatur ausreichend Aktivierungsenergie für das Kornwachstum. Da Korngrenzen als Barriere gegenüber der Bloch-Wandverschiebung wirken, sinkt bei größeren Körnern der Widerstand gegen die Entmagnetisierung und somit die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$ . Nach einer Wärmebehandlung bei  $T_{WB} = 1000 \text{ °C}$  sind faktisch keine hartmagnetischen Eigenschaften des Werkstoffs mehr messbar. In diesem Temperaturbereich, gepaart mit der langsamen Abkühlung im Ofen, entstehen aus der hartmagnetischen  $\Phi$ -Phase weich-, para- und diamagnetische Phasen, die die verbleibenden Flusslinien bereits im Werkstoff schließen bzw. nicht zur Magnetfeldbildung beitragen.

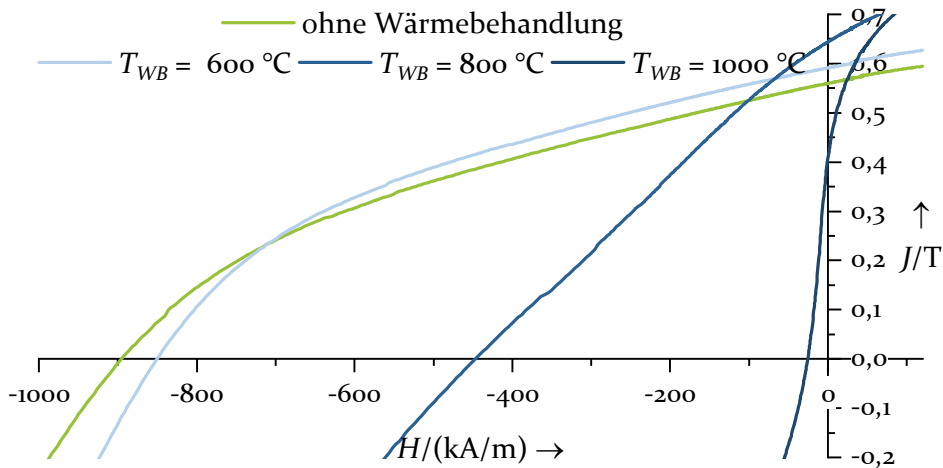


Bild 65: Verlauf der Entmagnetisierungskurven in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur  $T_{WB}$  für 1 h unter Argonatmosphäre (Messdaten: [S3])

Die Wärmebehandlung ist folglich für die untersuchte Legierung unter magnetischen Gesichtspunkten nicht erforderlich. Das temperaturindu-



zierte Kornwachstum reduziert die hartmagnetischen Eigenschaften, während aufgrund des geringen Neodymanteils kein Flüssigphasensinterprozess stattfindet.

Diese These bestätigt der Vergleich von Aufnahmen eines unbehandelten und eines bei  $T_{WB} = 800\text{ °C}$  wärmebehandelten Prüflings in Bild 66 unter einem winkelsensitiven Streuelektronendetektor eines Rasterelektronenmikroskops (REM-AsB-Detektor). Während im unbehandelten Zustand nahezu keine Ausscheidungen Nd-reicher Phase zu erkennen sind, ist nach der Wärmebehandlung ein geringfügiger Anstieg der Ausscheidungen zu beobachten. Diese füllen kleine Risse, größere Risse bleiben jedoch geöffnet. Somit ist auch nicht mit verbesserten mechanischen Kennwerten zu rechnen.

Die Schmelzspuren sind, im Gegensatz zu den Lichtmikroskopaufnahmen in Bild 63, weiterhin sichtbar. Die Korngröße im Volumen liegt im Bereich von 50 nm bis 150 nm, in der Wärmeeinflusszone bei 100 nm bis 300 nm. Sie ist damit größer als im nicht wärmebehandelten Zustand und ein Beleg für das Kornwachstum. Der starke Rückgang der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  in Folge einer geringeren Anzahl an für Bloch-Wandverschiebungen hinderlichen Korngrenzen kann ebenfalls dadurch erklärt werden.

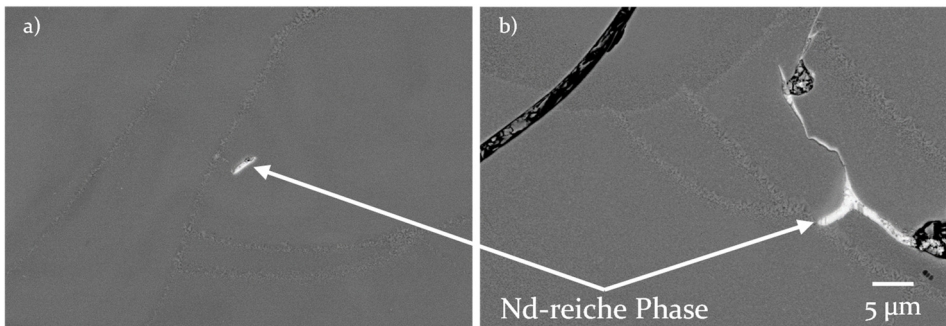


Bild 66: Mikrostruktur a) im Ausgangszustand nach dem PBF-LB/M und b) nach einer Wärmebehandlung bei  $T_{WB} = 800\text{ °C}$  für 1 h unter Argonatmosphäre

### 3.5 Prozessführung zur additiven Herstellung von NdFeB-Magneten mit hohem maximalen Energieprodukt

Das Legierungssystem NdFeB ist grundsätzlich auf konventionellen PBF-LB/M-Anlagen verarbeitbar. Verfügbare Pulver für pulvermetallurgische Verfahren sind jedoch für einen reproduzierbaren Pulverauftrag in PBF-

LB/M-typischen Schichtstärken  $s$  nicht geeignet. Damit steht für die Versuchsreihen ausschließlich der Werkstoff MQP-S zur Verfügung. Dieser ist auf konventionellen PBF-LB/M-Anlagen mit einer Laserwellenlänge von 1070 nm verarbeitbar. Die ausreichend hohe Absorption der Laserstrahlung ermöglicht in Verbindung mit der geringen Wärmeleitfähigkeit das vollständige Aufschmelzen bereits bei einer Laserleistung  $P \geq 40$  W. Trotz der Neubildung der Mikrostruktur unter den thermischen Randbedingungen des PBF-LB/M behält die Legierung ihren hartmagnetischen Charakter.

Sofern grobe Partikel durch Abtrennen der Fraktion größer  $32\text{ }\mu\text{m}$  entfernt werden, ist das Aufziehen des MQP-S mit einer Schichtstärke  $s > 20\text{ }\mu\text{m}$  mit reproduzierbarer Qualität möglich. Agglomerationen durch elektrostatische Aufladung oder magnetische Wechselwirkung treten nicht auf. Der Werkstoff ist trotz der großen Oberfläche der Partikel im direkten Vergleich mit Sinterpulver stabil gegenüber Oxidation. Dies ermöglicht die ressourcenschonende Aufbereitung und Wiederverwendung von unverbrauchtem Pulver.

Konventionelle PBF-LB/M-Anlagen sind hinsichtlich ihres Strahldurchmessers  $d_{\text{Laser}}$  und der Schutzgasatmosphäre ohne kritische Einschränkungen für die Verarbeitung von MQP-S einsetzbar. Bei Variation des Strahldurchmessers  $d_{\text{Laser}}$  ist mit einer Veränderung der Prozessstreuung zu rechnen. Der in der Prozesskammer konventioneller PBF-LB/M-Anlagen vorhandene Restsauerstoffanteil  $0,1\text{ }\% \leq O_2 \leq 0,5\text{ }\%$  ist bei Verwendung von Argon als Schutzgas unkritisch. Der Einsatz einer Substratheizung mit einer Temperatur  $T_{\text{Substrat}} = 150\text{ }^\circ\text{C}$  verbessert die magnetischen Eigenschaften durch den zusätzlichen Energieeintrag, ist jedoch nicht zwingend erforderlich.

Die statistische Versuchsplanung ist unter Einsatz eines quadratischen Regressionsmodells dazu geeignet, den Prozess im Bereich der Maximalausprägung der Zielgrößen Dichte  $\rho_{\text{rel}}$ , Remanenzpolarisation  $J_r$ , Koerzitivfeldstärke  $H_{\text{cJ}}$  und maximalem Energieprodukt  $BH_{\text{max}}$  hinreichend genau zu approximieren. Die Entmagnetisierungskurve mit maximalen magnetischen Kennwerten nach Bild 67 ist mit Parameterkombinationen nach Tabelle 16 realisierbar. Eine weitere signifikante Steigerung der Dichte  $\rho_{\text{rel}}$  ist aufgrund der damit einhergehenden höheren inneren Spannungen nicht möglich. Sofern es künftig gelingt, durch Legierungsmodifikation die Dichte  $\rho_{\text{rel}}$  zu erhöhen, ist, unter Beibehaltung der Abkühlbedingungen des Schmelzbads, mit entsprechend höheren magnetischen Kennwerten zu rechnen.

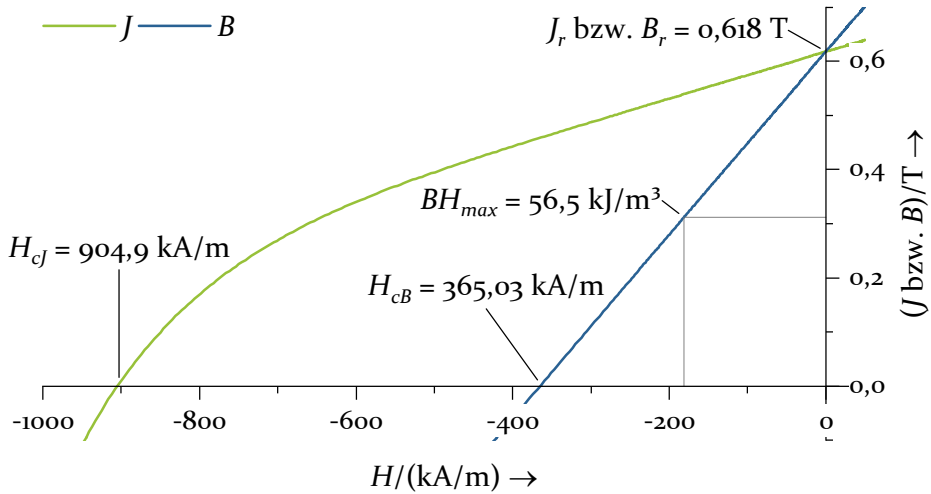


Bild 67: Unter Optimalbedingungen nach Tabelle 16 realisierte Entmagnetisierungskurve eines PBF-LB/M-Magneten bei Raumtemperatur

Die Streuung der Magnetkenngrößen fällt verglichen mit der Streuung der Dichte konventioneller PBF-LB/M-Werkstoffe mit Ausnahme der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  hoch aus. Als Maßnahme zur Reduzierung der Streuung kann der Strahldurchmesser  $d_{Laser}$  verringert werden, sofern die Anwendung Einschränkungen in den magnetischen Kennwerten erlaubt. Bei einem Strahldurchmesser  $d_{Laser} = 33 \mu\text{m}$  kann so eine Standardabweichung von 2,7 % für die relative Dichte  $\rho_{rel}$ , 2 % für die Remanenzpolarisation  $J_r$ , 3 % für die Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  und 4 % für das maximale Energieprodukt  $BH_{max}$  realisiert werden.

Für die Linienenergie  $E_{Linie}$  wird bis zur Grenze von  $E_{Linie} \leq 0,04 \text{ J/mm}$  eine lineare Beziehung mit den Magnetkenngrößen nachgewiesen. Der Gültigkeitsbereich der Regression ist durch das abrupte Auftreten der Prozessgrenzen als Folge der Rissbildung jedoch eingeschränkt.

Mit dem Abschluss der Prozessstudien sind die während der PBF-LB/M-Verarbeitung von NdFeB auftretenden Effekte bekannt und ein Zusammenhang mit den Materialeigenschaften geschaffen. Der auf die Prozessführung bezogene Teil der zweiten Forscherfrage wird mit der Zusammenfassung in Tabelle 16 beantwortet.

Positive Auswirkungen einer Wärmenachbehandlung werden nicht nachgewiesen. Risse werden aufgrund des geringen Anteils Nd-reicher Phase nicht nachträglich verschlossen. Gleichzeitig degradieren die magneti-

schen Eigenschaften als Folge des Kornwachstums. Eine Wärmenachbehandlung ist somit nicht erforderlich und die dritte Forschungsfrage beantwortet.

Tabelle 16: Konsolidierter Parametersatz zur Erzielung maximaler Magnetkennwerte

| Parameter                                | Einstellung                                                |
|------------------------------------------|------------------------------------------------------------|
| Pulverfraktion                           | kleiner 32 $\mu\text{m}$                                   |
| Substratwerkstoff                        | rostfreier Stahl                                           |
| Strahldurchmesser $d_{\text{Laser}}$     | $45 \mu\text{m} \leq d_{\text{Laser}} \leq 55 \mu\text{m}$ |
| Restsauerstoffgehalt $O_2$               | $< 2,5 \%$                                                 |
| Laserleistung $P$                        | 62 W                                                       |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$              | 1600 mm/s                                                  |
| Schraffurabstand $h$                     | 20 $\mu\text{m}$                                           |
| Schichtstärke $s$                        | 20 $\mu\text{m}$                                           |
| Substrattemperatur $T_{\text{Substrat}}$ | 150 $^{\circ}\text{C}$                                     |
| Wärmenachbehandlung                      | nicht erforderlich                                         |

## 4 Charakterisierung und Validierung

Mit dem Abschluss der Legierungsqualifizierung steht ein Parametersatz für das PBF-LB/M zur Verfügung, mit dem Magnete mit hohem maximalen Energieprodukt  $BH_{max}$  additiv gefertigt werden können. Dieses Kapitel widmet sich der Charakterisierung der damit hergestellten Magnete. Es beantwortet in Abschnitt 4.1 die noch offenen, auf den PBF-LB/M-Magnet als Produkt bezogenen Aspekte der zweiten Forschungsfrage in Form der Materialeigenschaften. Die vierte Forschungsfrage über die geometrischen Grenzen des PBF-LB/M von NdFeB wird in Abschnitt 4.3 anhand unterschiedlicher Testgeometrien beantwortet. Die fünfte und letzte Forschungsfrage wird anhand der Applikationserprobung der Magnete im permanenterregten Synchronmotor beantwortet.

### 4.1 Materialeigenschaften

In der Applikation zählen die magnetischen Kenngrößen von NdFeB-Magneten zu den wichtigsten Auswahlkriterien. Ihre Ausprägung resultiert aus intrinsischen Eigenschaften wie der Legierungszusammensetzung, in gleichem Maße aber auch aus der während der Verarbeitung realisierten Materialstruktur. Diese setzt sich aus der Mikrostruktur und der verbleibenden Porosität zusammen. Anhand der Mikrostruktur werden nachfolgend für die hartmagnetischen Eigenschaften elementare Zusammenhänge beschrieben und Handlungsoptionen für künftige Entwicklungsansätze abgeleitet. Form und Verteilung von Poren geben Rückschlüsse über ihre Entstehung und liefern damit die Grundlage für Strategien, ihren Anteil in künftigen Entwicklungsansätzen signifikant zu reduzieren. Als zusätzliche relevante Materialeigenschaft liefert die Temperaturstabilität zum Abschluss Informationen über die maximale Einsatztemperatur und die thermisch reversible Degradierung der Magneteigenschaften bis zu diesem Punkt.

#### 4.1.1 Mikrostruktur

Die ausgezeichneten hartmagnetischen Eigenschaften von NdFeB werden in konventionellen Produktionsverfahren durch gezielte Einstellung einer kristallinen Vorzugsrichtung erreicht. Die Vorzugsrichtung der hartmagnetischen  $\Phi$ -Phase verläuft entlang der  $c$ -Achse ihres tetragonalen Kristallgitters. Ist die  $c$ -Achse aller Kristalle parallel ausgerichtet, ist in dieser Raumrichtung nahezu die doppelte Remanenzpolarisation  $J_r$  gegenüber

isotropen Magneten möglich [17]. Der Effekt wird in der Sinterprozesskette während des Pressens im Magnetfeld genutzt, bei dem ein externes Magnetfeld eine Kraft auf die einkristallinen Pulverpartikel verursacht und eine Drehung der Partikel einleitet, bis ihre  $c$ -Achse nahezu parallel zu den Feldlinien liegt. Während des anschließenden Flüssigphasensinterns bleibt diese Orientierung erhalten. Bei nanokristallinen, heißgepressten Magneten entsteht die Vorzugsrichtung im Warmumformschritt, bei dem die Kombination aus Temperatur und mechanischer Spannung einen Rekristallisationsprozess induziert, in dessen Folge sich die  $c$ -Achsen senkrecht zur mechanischen Spannung neu ausbilden.

Im PBF-LB/M ist es zur Erzielung einer hinreichenden relativen Dichte  $\rho_{rel}$  unabdingbar, den Pulverwerkstoff vollständig aufzuschmelzen. Ein dem Flüssigphasensintern ähnlicher Prozessverlauf ist damit in situ nicht realisierbar, da eine vor der Konsolidierung eingebrachte Orientierung der Pulverpartikel durch das Aufschmelzen verloren geht. Bei der Neubildung der Mikrostruktur während der Erstarrung der Schmelze befinden sich alle Phasen oberhalb der Curie-Temperatur von  $T_C = 310^\circ\text{C}$  und sind damit paramagnetisch. Die Mikrostrukturbildung ist daher nicht durch ein externes magnetisches Richtfeld manipulierbar. Auch die Überlagerung des Aufbauprozesses mit mechanischer Spannung ist in aktuellen Anlagenkonzepten nicht vorgesehen. Somit ist eine gezielte Manipulation der kristallinen Struktur mit den klassischen Methoden der Magnetproduktion nicht möglich.

Untersuchungen der Gefügestruktur kommerziell verfügbarer PBF-LB/M-Werkstoffe zeigen nach Bild 68 eine in Aufbaurichtung  $z$  ausgeprägte Werkstofftextur, die durch Körner mit hohem Aspektverhältnis gekennzeichnet ist. Als Ursache dieses einzigartigen Gefüges gilt der Temperaturgradient innerhalb des Schmelzbades und die damit zusammenhängende Wachstumsrichtung der Körner in Richtung der Schmelzbadgrenzen [169–171].

Untersuchungen an 1.4404 zeigen eine deutliche Vergrößerung des Aspektverhältnisses der Körner entlang der Aufbaurichtung bei Erhöhung der Laserleistung von  $P = 400\text{ W}$  auf  $P = 1000\text{ W}$  bei gleichzeitiger Steigerung der Schichtstärke von  $s = 50\text{ }\mu\text{m}$  auf  $s = 150\text{ }\mu\text{m}$  [170]. Die Ausprägung der Textur ist folglich stark von den Prozessparametern abhängig, wobei insbesondere der Geometrie des Schmelzbads besondere Bedeutung zugeschrieben wird. Parametersätze, die ein großes Schmelzbad erwarten lassen, führen auch zu stärkerer Textur.

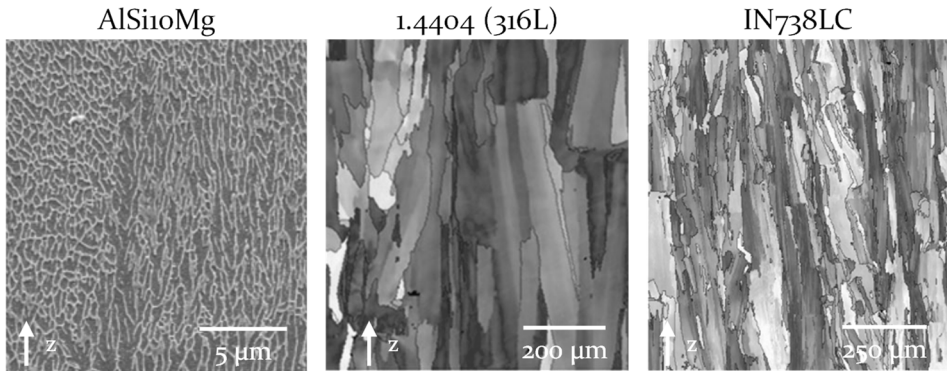


Bild 68: Typische Mikrostruktur von PBF-LB/M-verarbeiteten Werkstoffen mit entlang der Aufbaurichtung  $z$  länglich ausgeformten Körnern [169–171]

Die Übertragbarkeit der Erkenntnisse von konventionellen Werkstoffen auf NdFeB zeigt der Verlauf von repräsentativen Entmagnetisierungskurven in Bild 69. Der Prüfling wird mit  $P = 60 \text{ W}$ ,  $v = 1600 \text{ mm/s}$  und  $h = s = 20 \text{ µm}$  ohne Substratheizung gefertigt und nach jedem Messvorgang in einer anderen Richtung neu magnetisiert. Die  $z$ -Richtung markiert die Aufbaurichtung, die  $x/y$ -Richtungen spannen die Belichtungsebene auf.

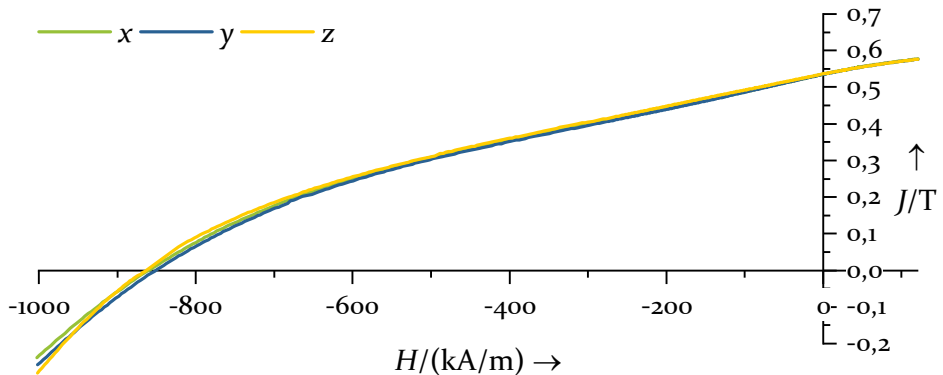
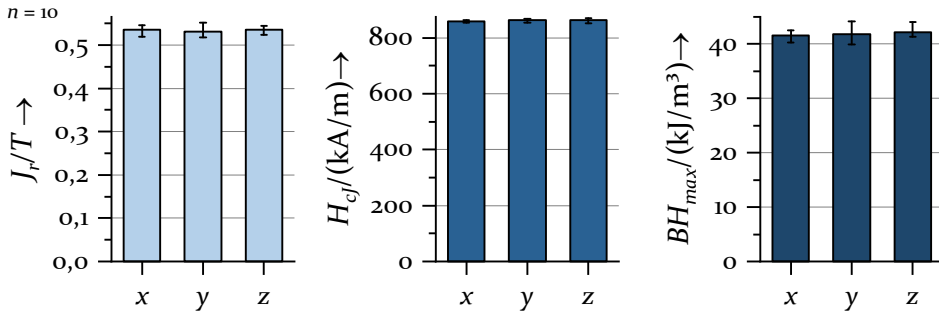


Bild 69: Entmagnetisierungskurven einer Stichprobe in  $x$ -,  $y$ - und  $z$ -Richtung

Mit Ausnahme der leicht erhöhten Streuung im Bereich der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$  sind die Kurvenverläufe als deckungsgleich einzustufen. Dies bestätigen auch die Mittelwerte und der 5 % bis 95 %-Bereich einer  $n = 10$  Stichproben umfassenden Versuchsreihe in Bild 70. Damit sind die magnetischen Eigenschaften vollständig isotrop und der Magnet in beliebige Richtungen mit konstanter Feldstärke magnetisierbar.



Ausprägung im PBF-LB/M-Prozesskoordinatensystem

Bild 70: Ausprägung der magnetischen Kennwerte der Prüflinge in der Belichtungsebene (x, y) und der Aufbaurichtung z

Die isotropen magnetischen Eigenschaften legen nahe, dass sowohl die Form der Körner als auch die Orientierung ihrer *c*-Achse keinem erkennbaren Muster folgen und gleichmäßig im Volumen verteilt sind. Beides wird in einem Rasterelektronenmikroskop (REM) durch Analyse des Materialkontrasts bestimmt. Dieser wird durch den winkelsensitiven AsB-Detektor erfasst. Aus Bild 71 geht die Korngrößenverteilung hervor, welche innerhalb der Wärmeeinflusszone (WEZ) um die Bindenaht zweier Schmelzspuren und dem nicht wärmebeeinflussten Volumenmaterial signifikant unterschiedlich ausfällt.

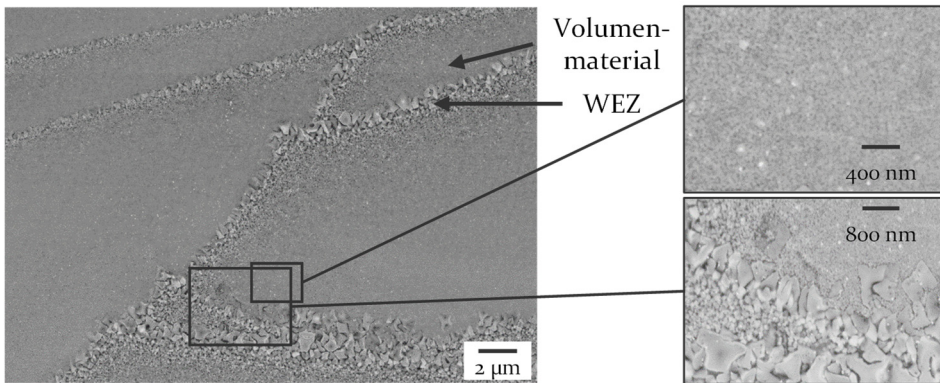


Bild 71: Kornstrukturen im REM-AsB-Detektor mit nanokristallinem Gefüge im Volumenmaterial und mikrokristallinem Gefüge an den Bindenähten der Schmelzspuren

Die kleinen Korngrößen im Volumenmaterial in der Größenordnung von 30 nm bis 90 nm bestätigen die hohe Abkühlrate während des Umschmelzens. Innerhalb der WEZ liegen die Korngrößen bei 100 nm bis 300 nm. Die Korngrößen fallen, verglichen mit den in Bild 68 dargestellten Werkstoffen, sehr klein aus. Die WEZ-Breite liegt im Bereich von 0,1 µm bis 1,4 µm.



Ein Muster in Korngeometrie oder -orientierung ist weder im Volumenmaterial noch in der WEZ erkennbar und liefert damit die Erklärung für die beobachteten isotropen magnetischen Eigenschaften. Das Gefüge ist homogen mit nur wenigen lokalen Ausscheidungen. Diese bestehen nach EDX-Messung aus Nd-reicher Phase,  $\alpha$ -Fe ist nicht nachweisbar. Die unterstöchiometrische Zusammensetzung, kombiniert mit der hohen Abkühlrate, macht die Beobachtung plausibel.

Die Ursache des Unterschieds zu konventionellen Werkstoffen, bei denen eine Vorzugsrichtung beobachtet wurde, liegt in der vergleichsweise kleinen geometrischen Ausdehnung des Schmelzbads in Folge der niedrigen Prozessenergie. Dadurch erstarrt das Volumen mit einer selbst für das PBF-LB/M sehr hohen Abkühlrate, was die Korngrößen im zweistelligen Nanometerbereich belegen. Die Ausbildung einer In-situ-Vorzugsrichtung ist mit der untersuchten Legierung damit nicht möglich. Modifizierte NdFeB-Legierungen, die mit höherem Energieeintrag verarbeitet werden können, könnten jedoch mit vergleichbarer Mikrostruktur wie konventionelle Legierungen erstarren. Die Wechselwirkung zwischen den dann größeren entlang der z-Achse länglich ausgeformten Körnern und der Koerzitivfeldstärke  $H_{cj}$ , welche nach Abschnitt 3.2.3 mit steigender Korngröße abnimmt, ist dabei jedoch kritisch zu überwachen.

#### 4.1.2 Porosität

Mit MQP-S ist es nicht im Rahmen der durchgeführten Versuchsreihen nicht möglich, makroskopisch vollständig dichte Strukturen zu fertigen. Auch bei Verwendung dichteoptimaler Prozessparameter unter Einsatz der Pulverbettheizung verbleibt eine Restporosität von durchschnittlich 6 %. Die Porenform liefert dabei Rückschlüsse auf ihren physikalischen Ursprung. Gasporen sind analog den Einschlüssen im Pulver durch eine runde Form mit kleinem Durchmesser gekennzeichnet. Sie treten bevorzugt bei hohem Energieeintrag mit tiefem Schmelzbad bzw. Keyhole auf und sind stochastisch im Volumen verteilt [172]. Ein weiterer Faktor für ihre Entstehung ist die kurze Lebensdauer des Schmelzbads, während der das zwischen den Pulverpartikeln befindliche Gas nicht vollständig entweichen kann. Während des Abkühlvorgangs sinkt zudem die Löslichkeit von Gas in der Schmelze, was zu Ausscheidungen und damit ebenfalls zu Gasporen führen kann. Eine weitere Quelle ist das Verdampfen von niedrigschmelzenden Legierungselementen. Die vollständige Vermeidung dieser Porositätsart ist aufgrund der Verwendung von pulverförmigem Ausgangsmate-

rial nicht immer realisierbar. [173] Poren, die durch einen grenzwertig geringen Energieeintrag verursacht werden, besitzen eine irreguläre, meist kantige Form und sind im Vergleich zu Gasporen deutlich größer. In den Poren finden sich eingeschlossene und angesinterte Pulverpartikel.

Die Porenbildung wird von drei Phänomenen initiiert: Bei Unregelmäßigkeiten im Pulverbett, wie z. B. großen bzw. oxidierten Partikeln, Materialanhäufungen oder Auswürfen besteht die Gefahr des Schmelzspurabrisses. Die dabei entstandenen Fehlstellen werden in den folgenden Belichtungszyklen aufgrund des kleinen Schmelzbads nicht aufgefüllt. Lokale Schwankungen der Schmelzbaddimensionen in der Belichtungsebene führen, sofern keine ausreichende Überlappung durch den Schraffurabstand  $h$  gewährleistet ist, ebenfalls zur Porenbildung. Eine Schwankung der Schmelzbaddimension in Aufbaurichtung kann zu mangelnder Durchschweißung und folglich Delamination führen. Weiterhin bewirkt eine geringe Temperatur des Schmelzbads eine steigende Oberflächenspannung, die die Benetzbarkeit von Substrat und konsolidiertem Werkstoff reduziert und Kugelbildung begünstigt, die wiederum als Poreninitiator wirkt.

Poren in Folge eines grenzwertig geringen Energieeintrags wachsen gleichzeitig in Aufbau- wie auch in Belichtungsrichtung. Sie wirken im weiteren Aufbauprozess als Initiatoren für weiteren Schmelzspurabriss und verlaufen daher interlaminar über mehrere Schichten hinweg.

Risse sind die Folge der Überschreitung der Bruchspannung im Material. Der Ursprung der Eigenspannungen im PBF-LB/M ist nach Abschnitt 3.3.1 der TGM sowie die während der Erstarrung der Phasen auftretende Volumenschwindung. Sie treten vermehrt bei hohem Energieeintrag und der Verarbeitung von Materialien mit geringer Bruchdehnung auf. Im Gegensatz zur Delamination verlaufen Risse transgranular und werden von diesen durch Untersuchung des Mikrogefüges unterschieden. Eine repräsentative Übersicht über die Porositätsarten innerhalb des Prozessfensters gibt Bild 72. Die Herstellung der Prüflinge erfolgt mit einer Substrattemperatur  $T_{\text{Substrat}} = 22 \text{ °C}$  und einem Strahldurchmesser  $d_{\text{Laser}} = 50 \text{ µm}$ .

Für jede Leistungsstufe ist ein klarer Trend zu erhöhter Porosität mit steigender Vorschubgeschwindigkeit  $v$  erkennbar. Bis zu einer unteren Grenze der Linienenergie von  $E_{\text{Linie}} \approx 0,03 \text{ J/mm}$  sind die Poren stochastisch verteilt. Darunter zeigt sich eine vermehrte Porenbildung im Probenzentrum. Dies deutet auf einen erhöhten Energieeintrag an den Randbereichen durch Beschleunigen und Verzögern der Ablenkspiegel bei gleichzeitiger geringerer Wärmeabfuhr in das umliegende Pulverbett hin. Einzig der Porenverlauf

bei  $E_{Linie} = 0,038 \text{ J/mm}$  zeigt ein Muster in Form einer sich in Aufbaurichtung fortpflanzenden Porosität. Sie beginnt mit einer initialen Pore, welche in der darauffolgenden Schicht erneut eine Fehlstelle mit Versatz in der Belichtungsebene induziert.

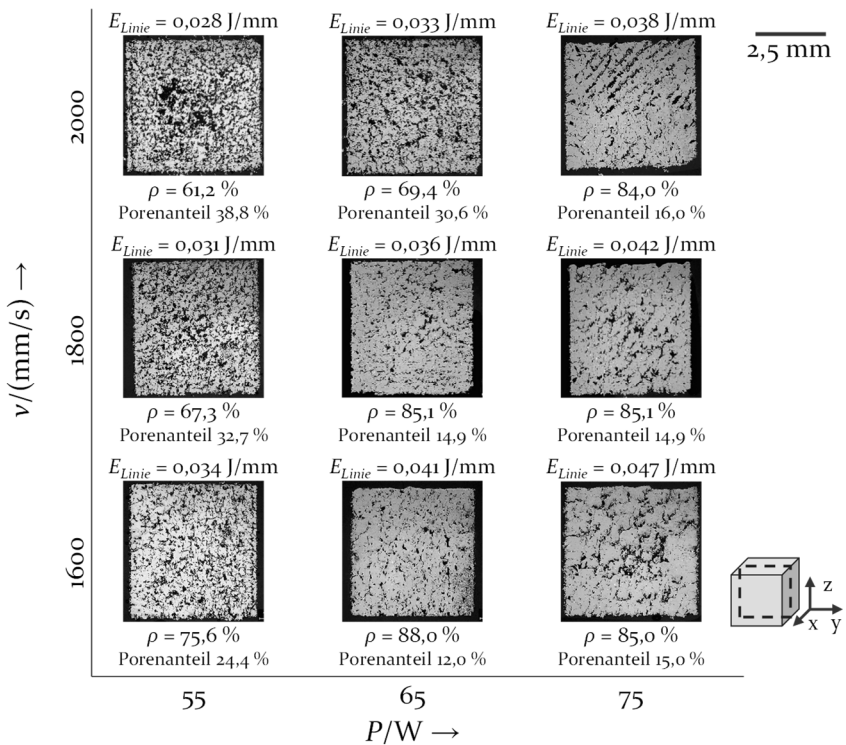


Bild 72: Anteil und räumliche Verteilung der verbleibenden Porosität in Abhängigkeit von Laserleistung  $P$  und Vorschubgeschwindigkeit  $v$  (Mikroskopaufnahmen: [S5])

Bei höherer Dichte  $\rho_{rel}$  treten vermehrt Mikrorisse auf. Anhand der REM-AsB-Aufnahme in Bild 73 lässt sich belegen, dass die Risse nicht entlang der Ränder des Schmelzbads verlaufen, sondern transgranular und über mehrere Schichten hinweg. Somit ist ihr Ursprung nicht auf mangelnde Schweißtiefe und Delamination zurückzuführen, sondern auf die Spannungen im Werkstoff.

Ihr Verlauf durch mehrere Schichten deutet auf einen iterativen Aufbau der Spannung hin, bevor die Bruchspannung überschritten wird und der Riss sich öffnet. Mit dem unterstöchiometrischen Anteil an Nd ist während des Abkühlvorgangs nicht ausreichend Nd-reiche Phase verfügbar, die als Eutektikum zuletzt bei ca.  $630^\circ\text{C}$  erstarrt und die Risse auffüllen könnte.

Aus der Schmelzspurgeometrie geht weiterhin die ausreichende Überdeckung in Belichtungsrichtung und Durchdringung in Aufbauichtung hervor. Eine Delamination an den Schmelzspurgrenzen ist nicht erkennbar und der zur Fertigung verwendete Energieeintrag somit ausreichend.

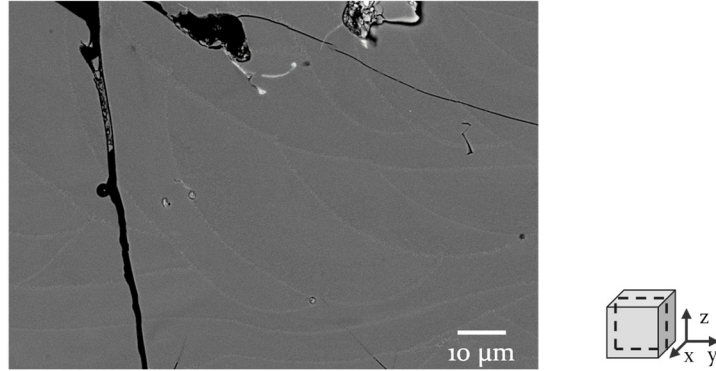


Bild 73: Transgranulare Risse und Schmelzspurgeometrie im REM-AsB-Detektor

### 4.1.3 Temperaturstabilität

Mit steigender Temperatur nehmen die hartmagnetischen Eigenschaften von NdFeB kontinuierlich ab, bevor sie ab der Curie-Temperatur  $T_C$  vollständig verschwinden und lediglich die diamagnetischen Materialeigenschaften zurückbleiben. Unterhalb der Curie-Temperatur  $T < T_C$  wird die Degradierung eines Kennwerts  $x$  im Bereich  $T_1 \leq x \leq T_2$  anhand des nach Gleichung (17) definierten Temperaturkoeffizienten  $\alpha_x$  beschrieben.  $\alpha$  wird bei NdFeB primär von der Legierungszusammensetzung bestimmt, wobei der Zusatz von Dysprosium ein bewährtes Mittel zur Temperaturstabilisierung ist [43]. Auch die während der Magnetfertigung eingestellte Mikrostruktur beeinflusst das Temperaturverhalten. Dabei sind die Temperaturkoeffizienten nanokristalliner Magnete aufgrund des feinen Gefüges kleiner als die Temperaturkoeffizienten gesinterter Magnete [43]. Die Degradierung der magnetischen Eigenschaften ist der Grund für die maximale Einsatztemperatur von NdFeB-Magneten von typischerweise 180 °C. Oberhalb dieser Temperatur kommen SmCo-Magnete zum Einsatz, die in dieser Temperaturregion ein höheres maximales Energieprodukt  $BH_{max}$  besitzen [44].

$$\alpha_x = \frac{x(T_2) - x(T_1)}{x(T_1)} \cdot \frac{1}{T_2 - T_1} \text{ in } \frac{\%}{\text{K}} \quad (17)$$

Die Legierung MQP-S ist als Füllstoff für den Kunststoffspritzguss konzipiert. Die typischen Einsatztemperaturen der Thermoplastmatrix liegen unter  $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , weswegen auf den Zusatz von Dysprosium verzichtet wird. Die Temperaturkoeffizienten  $\alpha$  fallen daher höher aus als die Temperaturkoeffizienten pulvermetallurgisch hergestellter Magnete.

Für die Vermessung von Magneten unter Temperatureinfluss werden die Polschuhe des Hysteresegraphen auf die Messtemperatur vorgewärmt und der Magnet anschließend konduktiv temperiert. Aus dem Verlauf der Entmagnetisierungskurven bei drei Magnettemperaturen in Bild 74 wird ersichtlich, dass die grundlegende Form trotz signifikanter Reduzierung des Flächeninhalts erhalten bleibt. Bei einer Temperatur  $T_{\text{Magnet}} = 180\text{ }^{\circ}\text{C}$  liegt der Kniepunkt im negativen Polarisationsbereich bei  $430\text{ kA/m}$ , wodurch die Polarisation nahezu linear abnimmt. Die Abnahme ist damit ausschließlich auf die Temperaturerhöhung, nicht jedoch auf Veränderungen innerhalb des Werkstoffs, zurückzuführen. Sie ist reversibel, sofern der Magnet abgekühlt und erneut magnetisiert wird.

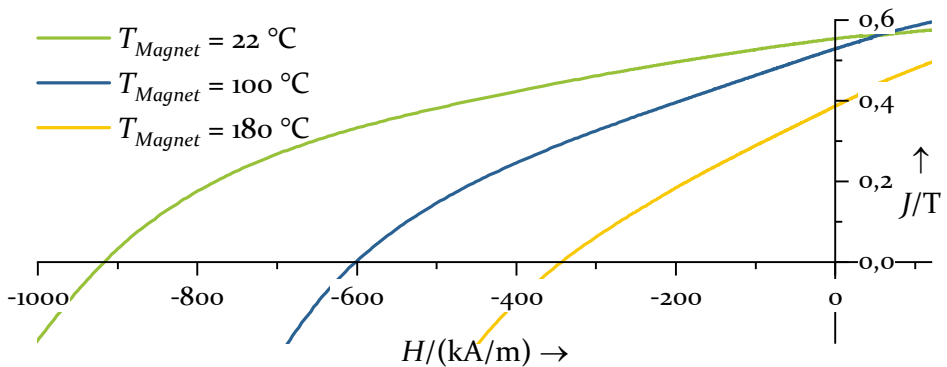


Bild 74: Form der Entmagnetisierungskurve eines PBF-LB/M-Magneten in Abhängigkeit von der Magnettemperatur  $T_{\text{Magnet}}$  (Messdaten: [S3])

Der Verlauf der magnetischen Kennwerte in Bild 75 bestätigt die in Abschnitt 2.2 beschriebene Abhängigkeit von  $\alpha$  vom zugehörigen Temperaturbereich. Im Temperaturfenster  $22\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T_{\text{Magnet}} \leq 100\text{ }^{\circ}\text{C}$  fällt  $J_r$  mit einer durchschnittlichen Steigung  $\alpha_{J_r} = -0,06\text{ } \%/K$  und ist damit um mehr als das Zweifache geringer als der Temperaturkoeffizient des Ausgangswerkstoffs mit  $\alpha_{J_r} = -0,13\text{ } \%/K$  [54]. Ab einer Temperatur  $T_{\text{Magnet}} > 120\text{ }^{\circ}\text{C}$  ist eine steilere Abnahme der Remanenzpolarisation  $J_r$  erkennbar, was im Temperaturbereich  $100\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T_{\text{Magnet}} \leq 180\text{ }^{\circ}\text{C}$  zum Temperaturkoeffizienten  $\alpha_{J_r} = -0,35\text{ } \%/K$  führt.

Die Abnahme der Koerzitivfeldstärke  $H_{cJ}$  verläuft mit einem Koeffizienten  $\alpha_{H_{cJ}} = -0,44 \text{ \%}/\text{K}$  im Temperaturbereich von  $22 \text{ }^\circ\text{C} \leq T_{\text{Magnet}} \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$  und mit  $\alpha_{H_{cJ}} = -0,57 \text{ \%}/\text{K}$  im Bereich  $100 \text{ }^\circ\text{C} \leq T_{\text{Magnet}} \leq 180 \text{ }^\circ\text{C}$ . Der Temperaturkoeffizient  $\alpha_{H_{cJ}}$  ist damit über den gesamten Temperaturbereich vergleichbar. Er ist nahezu identisch mit dem Datenblattwert der Ausgangslegierung von  $\alpha_{H_{cJ}} = -0,4 \text{ \%}/\text{K}$  [54]. Die magnetische Entkopplung der Domänen nimmt damit nahezu linear mit der Temperatur ab.

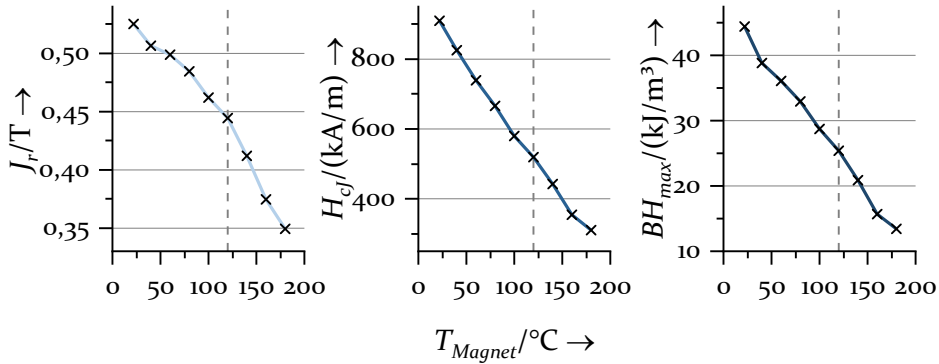


Bild 75: Abnahme der magnetischen Kennwerte  $J_r$ ,  $H_{cJ}$  und  $BH_{\text{max}}$  für den Temperaturbereich  $22 \text{ }^\circ\text{C} \leq T_{\text{Magnet}} \leq 200 \text{ }^\circ\text{C}$  (Messdaten: [S3])

Der Temperaturkoeffizient des maximalen Energieprodukts im Magnettemperaturbereich  $22 \text{ }^\circ\text{C} \leq T_{\text{Magnet}} \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$  von  $\alpha_{BH_{\text{max}}} = -0,34 \text{ \%}/\text{K}$  und von  $\alpha_{BH_{\text{max}}} = -0,71 \text{ \%}/\text{K}$  im Bereich  $100 \text{ }^\circ\text{C} \leq T_{\text{Magnet}} \leq 180 \text{ }^\circ\text{C}$  ist eine direkte Folge der starken Abnahme von  $J_r$  bei Magnettemperaturen  $T_{\text{Magnet}} > 120 \text{ }^\circ\text{C}$ . Für das Ausgangsmaterial ist kein Referenzwert bekannt, jedoch kann aufgrund von der Temperaturkoeffizienten  $\alpha_{J_r}$  und  $\alpha_{H_{cJ}}$  ein den Messwerten vergleichbarer Verlauf angenommen werden.

Je nach Anwendungsfall ist darüber hinaus Kenntnis über die Temperaturkoeffizienten in bestimmten Temperaturbereichen erforderlich. Eine solche Zusammenfassung liefert Bild 76. Die Berechnung erfolgt durch Mittelwertbildung der den Bereich eingrenzenden Temperaturkoeffizienten.

Der vergleichsweise kleine Wert des Temperaturkoeffizienten  $\alpha_{J_r}$  ermöglicht den Einsatz als hochremanente Magnete bei erhöhten Temperaturen bis  $T_{\text{Magnet}} = 120 \text{ }^\circ\text{C}$ . Die magnetischen Eigenschaften übertreffen dabei die aus gleichem Material gefertigten spritzgegossenen oder formgepressten, kunststoffgebundenen Magnete [54]. Die Ursache für die bis  $T_{\text{Magnet}} = 120 \text{ }^\circ\text{C}$  vergleichsweise stabilen Remanenzpolarisation  $J_r$  liegt in der im PBF-LB/M

erzeugten feinen Mikrostruktur, welche, analog den nanokristallinen Magneten, den Zusatz von Dysprosium zur Temperaturstabilisierung nicht zwingend erforderlich macht.

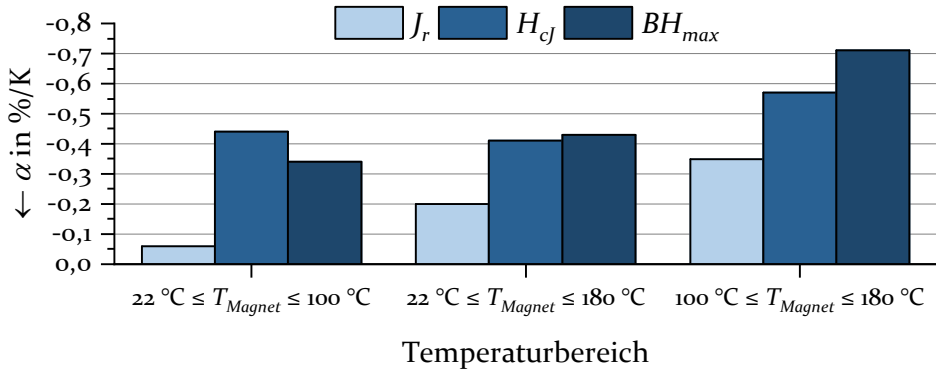


Bild 76: Zusammenfassung der Temperaturkoeffizienten der magnetischen Kennwerte für drei im Elektromaschinenbau relevante Temperaturbereiche

## 4.2 Geometrische Charakterisierung

Die Qualität von im PBF-LB/M-gefertigten Bauteilen wird, neben den Prozessparametern, auch von der Datenvorbereitung im Rahmen des Pre-Prozesses bestimmt. Darunter fallen beispielsweise die Rauheit von Oberflächen anhand ihrer Winkellage relativ zur Substratplattform oder die Anzahl an Stützstrukturen, die das Werkstück mit dem Substrat verbinden. Aus der Kenntnis über das Zusammenspiel zwischen Einflussgrößen und erforderlicher Nacharbeit im Post-Prozess folgen Gestaltungsrichtlinien, mit denen die optimierte fertigungsgerechte Konstruktion und Anordnung des Bauteils im Bauraum unterstützt wird.

Die Formgebung eines Permanentmagneten verfolgt im Allgemeinen das Ziel, ein Magnetfeld mit definierter räumlicher Ausdehnung zu erzeugen. Zur Erfassung kommen handelsübliche Sensoren wie Hallsensoren oder magnetooptische Sensoren zum Einsatz. Die Gestaltungsrichtlinien orientieren sich daher zusätzlich an den Grenzen der Sensoren, das Magnetfeld lokal aufzulösen und einer Auswertelogik zuzuführen.

### 4.2.1 Überhangwinkel und Oberflächenqualität

Die Oberflächenqualität additiv gefertigter Werkstücke hängt verfahrens-unabhängig von der Höhe der als Prozessparameter definierten Schicht-

stärke  $s$  ab. Der durch die Konturapproximation hervorgerufene Treppeneffekt beschreibt das Oberflächenprofil von zur Bauplattform um den Winkel  $\varphi$  geneigten Flächen nach Bild 77. Der Winkel  $\varphi$  wird dabei von der Substratplattform zur geneigten Fläche gemessen.

Im PBF-LB/M wird die Rauheit zusätzlich durch das Versintern von Pulverpartikeln mit der Werkstückoberfläche bestimmt. Für die Anzahl anhaftender Partikel sind die Ausdehnung des Schmelzbads, die Temperatur sowie die Lebensdauer von Relevanz. Da diese über die Prozessparameter gesteuert werden, hat sich die Aufteilung der Belichtungsfläche in einen Kern, der mit Parametern zur Erzielung einer hohen Aufbaurrate und Dichte  $\rho$  belichtet wird, sowie in eine Kontur, die mit Parametern zur Gewährleistung einer bestmöglichen Oberfläche belichtet wird, bewährt.

Das Funktionsprinzip des PBF-LB/M erfordert die kategorische Unterscheidung des Neigungswinkels. Überhängende Flächen sind durch Winkel  $\varphi < 90^\circ$ , ansteigende Flächen durch Winkel  $90^\circ < \varphi < 180^\circ$  definiert. Bei Winkeln  $\varphi < 90^\circ$  wird ein Teil der Schicht auf Untergrund aus Pulver aufgeschmolzen. Das Pulver wirkt durch die gegenüber Vollmaterial stark verringerte Wärmeleitfähigkeit als thermischer Isolator, wodurch das Schmelzbad vergrößert und seine Lebensdauer verlängert wird. Dabei versintern mehr Pulverpartikel mit der Oberfläche des Bauteils und bewirken eine überproportionale Erhöhung der Oberflächenrauheit [174, 175]. Bei Winkeln  $90^\circ < \varphi < 180^\circ$  liegt die zu belichtende Fläche auf bereits konsolidiertem Feststoff, was für die Wärmeabfuhr aus der Schicht vorteilhaft ist. Dadurch versintern weniger Partikel mit dem Bauteil und die Oberflächenrauheit sinkt.

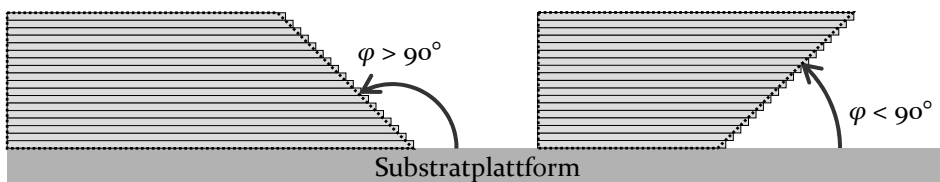


Bild 77: Treppeneffekt und Art des Neigungswinkels additiv gefertigter, geneigter Flächen

Zusätzlich ist es bei Überhängen denkbar, dass die auf Pulver belichteten Bereiche zu Beginn der Belichtung noch nicht an das Bauteil angebunden sind. Die Wärmeabfuhr aus dem Schmelzbad in Richtung des Bauteils ist dadurch eingeschränkt. Der Wärmestau begünstigt Deformationen, insbesondere bei kleinen Winkeln  $\varphi$ . Eine Abhilfemaßnahme ist das Anbringen von Stützstrukturen, durch die kritische Bereiche sowohl mechanisch als



auch thermisch direkt an die Substratplattform angebunden werden. Für kommerziell verfügbare Werkstoffe sind Überhangwinkel, welche ohne Stützstrukturen gefertigt werden, im Bereich  $\varphi < 45^\circ$  üblich.

Die Charakterisierung der Oberflächenrauheit in Abhängigkeit des Neigungswinkels  $\varphi$  erfolgt an Probekörpern nach Bild 77 durch optische Vermessung in einem Laserscanmikroskop und Bestimmung des Mittenrauwerths  $R_a$  nach ISO 4287 [176]. Nach ISO 4288 wird das Höhenprofil einer Fläche von 5 mm x 8 mm mit Hilfe eines Laserscanmikroskops aufgezeichnet [177]. Die Bestimmung von  $R_a$  anhand einer Fläche reduziert die Wahrscheinlichkeit gegenüber einer Linienmessung, Oberflächenartefakte wie Sinterperlen zu übergehen. Der erwartete Mittenrauwert liegt nach einer Sichtprüfung oberhalb von 10  $\mu\text{m}$ , woraus normgemäß eine Grenzwellenlänge  $\lambda_c$  von 8 mm folgt. Tabelle 17 fasst den vollfaktoriellen Versuchsplan zusammen.

Tabelle 17: Versuchsplan zur Quantifizierung des Zusammenhangs zwischen Oberflächenwinkel  $\varphi$  und Mittenrauwert  $R_a$

| Parameter                                | Wert                                  | Stufenabstand |
|------------------------------------------|---------------------------------------|---------------|
| Laserleistung $P$                        | 60 W                                  | -             |
| Vorschubgeschwindigkeit $v$              | 1600 mm/s                             | -             |
| Schichtstärke $s$                        | 20 $\mu\text{m}$                      | -             |
| Schraffurabstand $h$                     | 20 $\mu\text{m}$                      | -             |
| Strahldurchmesser $d_{\text{Laser}}$     | 50 $\mu\text{m}$                      | -             |
| Restsauerstoffgehalt                     | < 0,1 %                               | -             |
| Substrattemperatur $T_{\text{Substrat}}$ | 22 $^\circ\text{C}$                   | -             |
| Oberflächenwinkel $\varphi$              | $0^\circ \leq \varphi \leq 180^\circ$ | $10^\circ$    |

Während des Bauprozesses zeigen die Proben mit Winkeln  $\varphi < 30^\circ$  bereits nach den ersten Schichten Überhitzungserscheinungen. Diese sind durch Nachglühen der überhängenden Bereiche mit einer Dauer von bis zu einer Sekunde gekennzeichnet. Nach wenigen weiteren Belichtungszyklen lösen sich die nachglühenden Bereiche vom Bauteil, was den Abbruch des Bauprozesses zur Folge hat. Die Proben mit Winkeln  $30^\circ \leq \varphi \leq 40^\circ$  zeigen diesen Effekt ab einer Höhe von ca. 2 mm. Die Ursache ist die mit steigender

Bauhöhe zunehmende Werkstücktemperatur in Folge der größeren Entfernung zur massiven Substratplattform. Ab einem Grenzwinkel  $\varphi_{\min} = 50^\circ$  ist der Probenaufbau ohne Einschränkungen möglich. Sofern die magnetische Auslegung kleinere Winkel erfordert, sind Stützstrukturen oder die Reduzierung des Energieeintrags erforderlich.

Bild 78 zeigt den Verlauf des Mittenrauheitswerts  $R_a$  ab dem Grenzwinkel  $\varphi_{\min} = 50^\circ$ . Im Bereich  $70^\circ \leq \varphi \leq 130^\circ$  liegt die realisierte Rauheit  $R_a < 15 \mu\text{m}$  auf einem vergleichbaren Niveau. Mit ansteigendem Winkel  $\varphi$  gewinnt der Treppenstufeneffekt an Einfluss und dominiert den weiteren Verlauf.

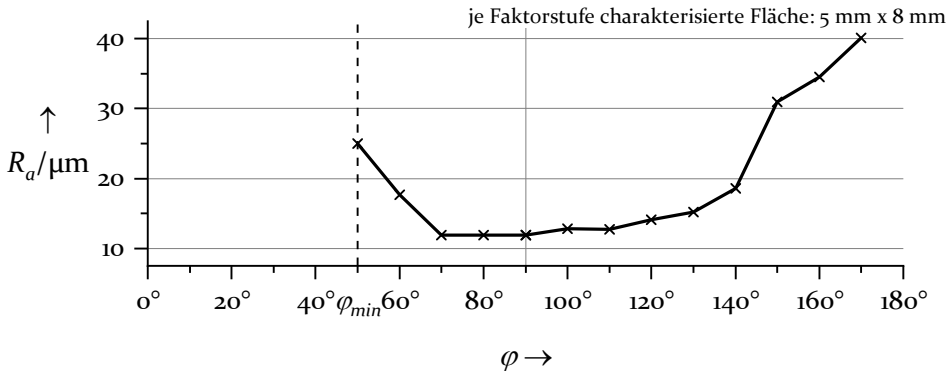


Bild 78: Zusammenhang von Mittenrauheit  $R_a$  und Winkel  $\varphi$  einer zur Substratplattform geneigten Werkstückoberfläche

Die erzielbare Oberflächenqualität übertrifft aufgrund des kleinen Schmelzbads die der konventionellen PBF-LB/M-Bauteile [178]. Eine dedizierte Konturbelichtung ist damit nicht erforderlich. Die raue Oberfläche kann in der Magnetapplikation vorteilhaft sein, um die Magnete mit hoher Haft- und Scherfestigkeit zu verkleben.

#### 4.2.2 Geometrische Grenzen

Trotz der vergleichsweise großen geometrischen Freiheit unterliegen additive Fertigungsverfahren geometrischen Restriktionen, die bereits während des Pre-Prozesses berücksichtigt werden müssen. Das PBF-LB/M erfordert durch das komplexe Zusammenwirken aus Pulverbett, Laserstrahlung und Materialcharakteristik eigene Konstruktionsrichtlinien, um die Fertigung von Werkstücken mit angemessener Qualität, Reproduzierbarkeit und vertretbarem Aufwand für den Post-Prozess zu gewährleisten.

Die erste Randbedingung ist der in 4.2.1 bestimmte minimale Überhangswinkel  $\varphi_{\min} = 50^\circ$ . Bei konventionellen Werkstoffen kommen in Bereichen kleiner Winkel Stützstrukturen aus dünnen Wänden zum Einsatz, welche

aus aufeinander aufgesetzten Schmelzspuren aufgebaut werden. Sie verbinden die überhängende Fläche mit der Substratplattform oder bereits konsolidiertem Material und wirken als mechanische Verankerung und Wärmebrücke. Im Anschluss an den Fertigungsprozess werden sie vom Bauteil getrennt und die Trennflächen nachgearbeitet.

Bei der Verarbeitung von MQP-S ist es im Rahmen der Versuchsreihen nicht möglich, vergleichbar dünne Wände aus Einzelschmelzspuren über eine Höhe von mehr als 2 mm prozesssicher zu fertigen. Durch den Kontakt zwischen Rakel und Wand wirken Kräfte auf das Bauteil, die in Folge der Sprödigkeit des Werkstoffs zum Bruch der Wände führen. Die geringe Wandstärke in Kombination mit der niedrigen Wärmeleitfähigkeit der Legierung ist darüber hinaus nicht geeignet, die Prozesswärme hinreichend schnell aus der Schmelzzone abzuleiten. Diese Beobachtung wird auch in der Literatur bestätigt [78].

Als Alternative eignen sich Volumengitterstrukturen nach Bild 79 mit einer Wandstärke von 2 mm im Abstand von 2 mm, welche mit einem Parametersatz  $P = 50 \text{ W}$ ,  $v = 1600 \text{ mm/s}$  und  $h = s = 20 \text{ }\mu\text{m}$  konsolidiert werden. Der gegenüber dem Parametersatz zur Erzielung bestmöglicher Magnetkennwerte reduzierte Energieeintrag bewirkt eine erhöhte Porosität und ermöglicht somit die einfache Entfernung der Bauteile von der Bauplattform. Die Stützen bleiben jedoch robust genug, um dem Kontakt mit dem Beschichter stand zu halten und die Anbindung an die Substratplattform zu gewährleisten. Sie lassen sich ohne Beschädigung des Bauteils von diesem lösen, die Trennstellen können durch Schleifen nachgearbeitet werden.

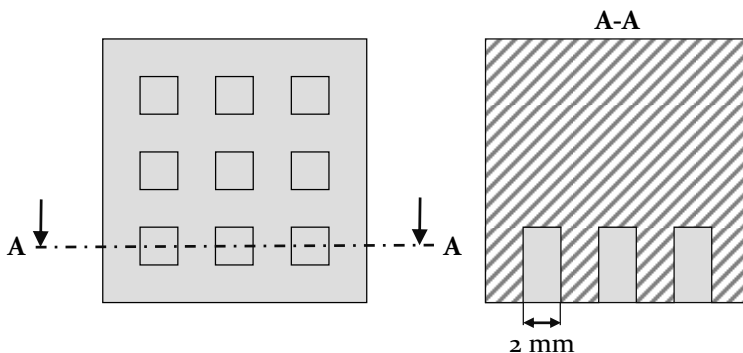


Bild 79: Massive Stützstrukturen zur Anbindung eines Werkstücks an die Bauplattform

Bohrungen parallel zur Belichtungsebene ( $x$ - $y$  Ebene) bewirken während des Aufbaus einen in jeder Schicht veränderten nach Bild 77 eingeführten

Winkel  $\varphi$ . Besonders kritisch sind die letzten Schichten, bei denen ein kleiner Winkel überbrückt wird. Die Anzahl der Schichten mit kleinem  $\varphi$  skaliert mit dem Bohrungsdurchmesser  $D$ . Eine Gestaltungsrichtlinie für additiv gefertigte Bauteile empfiehlt beispielsweise, Bohrungen mit einem Durchmesser  $D \leq 8$  mm im oberen Teil nach Bild 80 tropfenförmig auszugestalten, um den kritischen Überhang zu vermeiden [179]. Ist dies konstruktiv nicht möglich, sind Stützstrukturen in den Bereichen des kritischen Überhangs erforderlich.

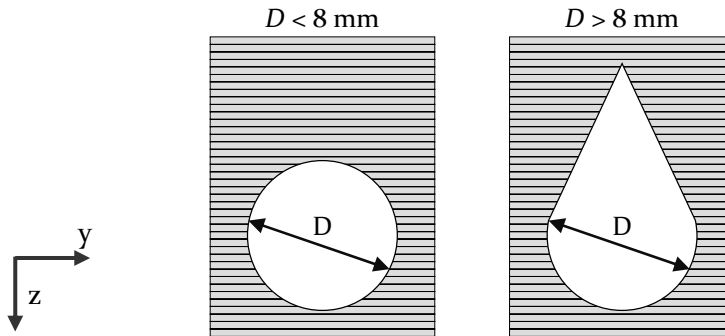


Bild 80: Fertigungsgerechte Gestaltung einer Bohrung zur Vermeidung kleiner Überhangswinkel  $\varphi$  im oberen Bereich [179]

Der maximale, ohne Stützstruktur fertigbare Bohrungsdurchmesser  $D$  wird für NdFeB experimentell anhand von Brücken ermittelt, die den Überhang im Radius abbilden. Aus der Gegenüberstellung der Prüfkörper in Bild 81 geht hervor, dass die Oberfläche auch im oberen Bereich der Radien bis zu einem Durchmesser  $D = 15$  mm ohne nennenswerte Partikelanhaftungen bleibt. Ab einem Durchmesser  $D \geq 17,5$  mm bilden sich im Bereich der Fügezone der Brückenhälften irreguläre Materialanhäufungen in Folge des Wärmestaus, mit denen der Beschichter kollidiert und dadurch den Prüfling zerstört. Somit ist ein Bohrungsdurchmesser  $D \leq 15$  mm ohne Stützstruktur und Parameteradaption realisierbar. Bei größeren Durchmessern  $D > 15$  mm sind im Hinblick auf eine ausreichende Prozessstabilität Stützen, eine konstruktive Umgestaltung der Bohrung oder Reduzierung der Prozessenergie erforderlich.

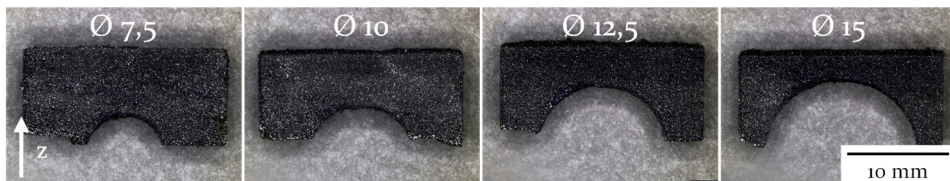


Bild 81: Gegenüberstellung der kritischen Überhangsbereiche von Bohrungen in Belichtungsebene mit steigendem Durchmesser  $D$

### 4.2.3 Grenzen der magnetischen Auflösung uniaxial magnetisierter Magnete

Permanentmagnete sind elementarer Bestandteil moderner Sensorsysteme. In Verbindung mit Hallsensoren, magnetooptischen bzw. -resistiven Aufnehmern oder Reedschaltern reicht ihr Einsatzspektrum von der Endlagendetektion bis hin zu hochpräzisen absoluten Weg- und Winkelmesssystemen. Das Messprinzip dieser Systeme beruht auf dem magnetischen Streufeld des Magneten in dia- oder paramagnetischen Medien wie Luft, Flüssigkeit oder Kunststoff. In solchen Anwendungen ist die Leistungsfähigkeit des Magneten, gemessen an seinem maximalen Energieprodukt  $BH_{max}$ , oftmals nicht von höchster Priorität. Stattdessen ist die genaue Kenntnis des räumlichen Verlaufs der magnetischen Feldlinien für die Linearität und Präzision des Sensorsystems entscheidend.

Zur Erzeugung eines Magnetfelds mit definierbarer räumlicher Ausprägung können grundsätzlich die innere Werkstoffstruktur, der Magnetisierungszustand oder die Geometrie eines Magneten als Gestaltungsparameter variiert werden. Die Werkstoffstruktur ist im PBF-LB/M nach Abschnitt 3.3 nur in engen Grenzen beeinflussbar. Der lokale Magnetisierungszustand wird von der Feldverteilung während der Magnetisierung bestimmt, die direkt mit der geometrischen Gestaltung des Magnetisierwerkzeugs verknüpft ist. Im Prototyping oder für kleine bis mittlere Stückzahlen ist die Beschaffung eines speziellen Magnetisierwerkzeuges oftmals zeitlich oder wirtschaftlich nicht darstellbar.

Eine Alternative zu applikationsspezifischen Magnetisierwerkzeugen ist die Anpassung der Geometrie des Magneten bei Verwendung einer universell einsetzbaren Magnetisierspule. Die Modifikation der Magnetgeometrie wird bereits heute in der Produktion elektrischer Antriebe beispielsweise dazu genutzt, Rastmomente und Laufverhalten von oberflächenmagnetbestückten Rotoren positiv zu beeinflussen [180, 181].

Für die geometrische Dimensionierung existieren FE-Algorithmen, die die optimale Form des Magneten für ein vorgegebenes Magnetfeld numerisch errechnen [60]. Zur Herstellung der individuellen, gegenüber konventionellen Magneten in jedem Fall komplexeren Formen ist das PBF-LB/M prädestiniert. Die magnetische Topologieoptimierung erfordert, neben den geometrischen Randbedingungen des Fertigungsverfahrens, die Vorgabe der Granularität der Berechnung. Diese wird nach unten durch die kleinstmögliche Geometrie begrenzt, die im uniaxial magnetisierten Zustand gerade noch durch Messaufnehmer erfassbar ist.

Am Beispiel eines linearen Inkrementalwegmesssystems wird das Auflösungsvermögen anhand von in die Oberfläche eines PBF-LB/M-gefertigten Blockmagneten eingebrachten Nuten ermittelt. Die Ausprägung des lokalen Oberflächenstreufelds wird über ein magnetooptisches Messsystem erfasst. Das Messprinzip beruht auf dem Faraday-Effekt, bei dem die Polarisationsrichtung von linear polarisiertem Licht innerhalb eines Kristalls bei Anwesenheit eines Magnetfelds gedreht wird. Je dichter die Feldlinien durch den Kristall hindurchtreten, desto größer fällt der Drehwinkel aus. Dieser wird durch eine CMOS-Kamera mit vorgeschaltetem Polarisationsfilter erfasst und als Helligkeitswert in Digit ausgegeben. Im Gegensatz zu Hall-Sensoren liegt der Abstand zwischen Magnetoberfläche und aktiver Sensorfläche bei weniger als 100  $\mu\text{m}$ , wodurch das Magnetfeld hochgenau aufgelöst wird.

Die erforderliche Mindestnuttiefe wird anhand einer Referenzgeometrie der Außenabmessungen 10 mm x 10 mm x 5 mm ermittelt. Die Stegbreite beträgt 1 mm, die Breite der Nuten 0,5 mm. Die Nuttiefe wird auf den Stufen 0,05 mm, 0,1 mm, 0,25 mm, 0,5 mm, 1 mm und 2 mm (von links nach rechts) variiert. Bild 82 zeigt die Probenform mit der resultierenden magnetooptisch erfassten räumlichen Verteilung des Magnetfelds.

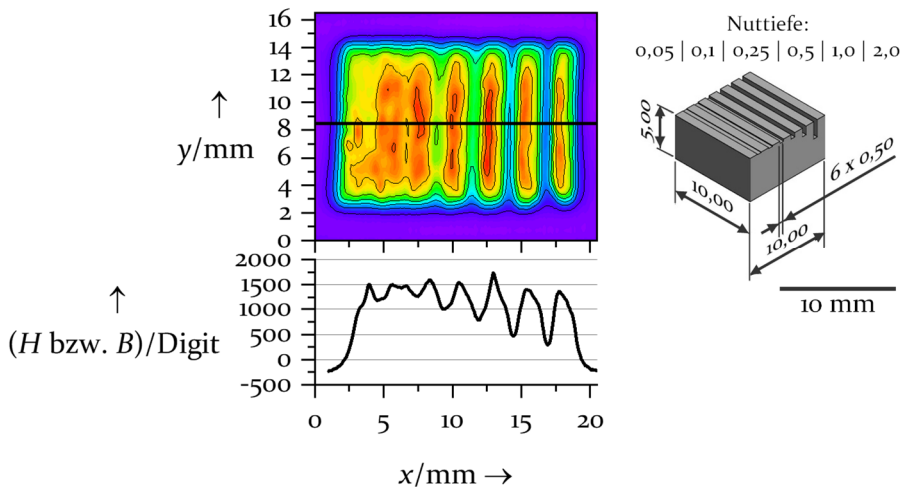


Bild 82: Magnetfeld auf der Magnetoberfläche eines uniaxial magnetisierten und mit Nuten variabler Tiefe versehenen Magneten

Sowohl aus dem x-y-Mapping als auch aus der Profilhöhe geht die anisotrope Magnetfeldverteilung ab einer Nuttiefe von 0,25 mm eindeutig hervor. Auch die Nuttiefe von 0,1 mm ist im Grundsatz detektierbar. Die Änderung des Messsignals von 235 Digit ist in dieser Konfiguration jedoch für

den Praxiseinsatz zu anfällig für Störungen, wie der Verlauf in y-Richtung zeigt. Im Zentrum des Magneten ist weiterhin keine signifikante Selbstentmagnetisierung erkennbar.

Die Evaluierung des Einflusses der Nutbreite in der x-y-Ebene erfolgt anhand von Blockmagneten der Abmaße 25 mm x 10 mm x 5 mm. In diese sind Nuten mit einer Tiefe und einem Abstand von 0,5 mm eingebracht. Die Breite der Nuten in y-Richtung wird auf den Stufen 5,0 mm, 2,5 mm, 1,0 mm und 0,5 mm variiert, wobei die Nuten in y-Richtung um eine Nutbreite versetzt angeordnet sind. Das Zielkriterium ist die eindeutige Identifizierbarkeit der Nuten in den magnetooptisch aufgenommenen und in Bild 83 visualisierten Messdaten.

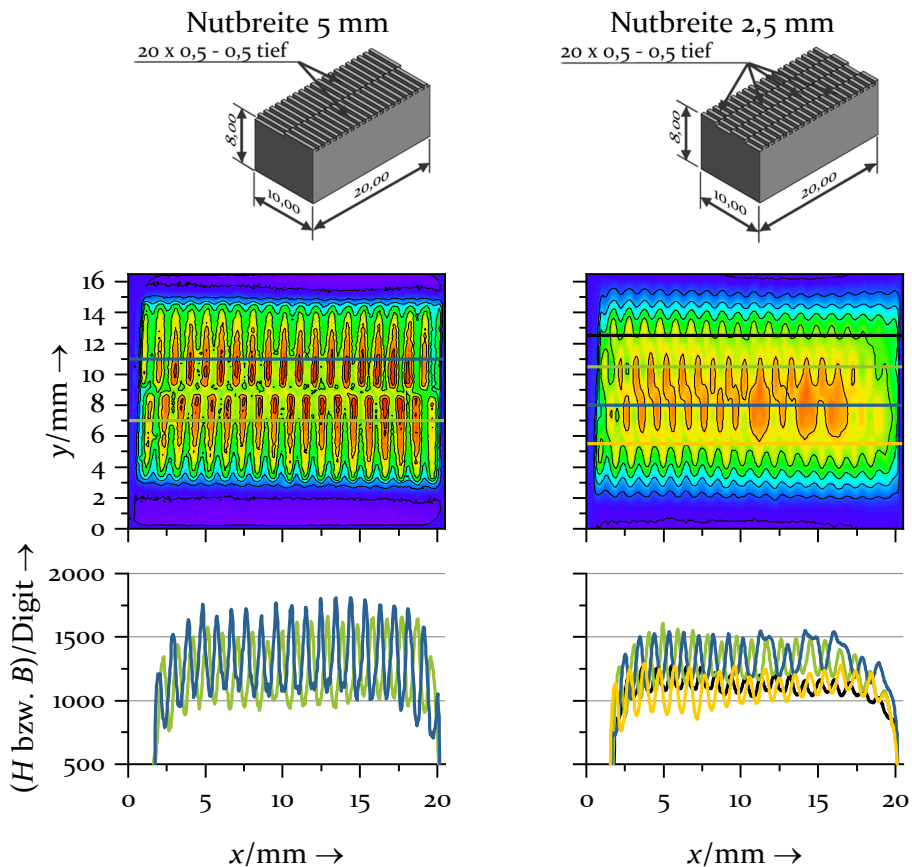


Bild 83: Magnetfeld auf der Magneto­berfläche uniaxial magnetisierter Magnete mit einer Nutbreite von 5,0 mm und 2,5 mm im Abstand von 0,5 mm

Die Identifizierbarkeit der Nuten im Magnetfeld ist für die Nutbreite von 5,0 mm und 2,5 mm reproduzierbar möglich. Auch der Versatz zwischen

den Nuten in  $y$ -Richtung geht aus dem Höhenprofil hervor. Unterhalb der Nutbreite von 2,5 mm verhindern in der Nut verhakte Pulveragglomerationen die eindeutige magnetooptische Erfassung. Ab einer Breite von 0,5 mm ist weiterhin die Prozessgrenze der minimal realisierbaren Wandbreite erreicht und die Wahrscheinlichkeit des Ausbruchs einzelner Teilbereiche in Folge von Berührungen mit dem Beschichter steigt.

Die Untersuchungen bestätigen das Potential des PBF-LB/M, Magnete mit lokal definierbarem, anisotropem Magnetfeld unter Nutzung eines universellen Magnetisierwerkzeuges zu fertigen. Magnete mit komplexer Formgebung, die durch topologieoptimierende FE-Algorithmen gestaltet werden, sind mit den vorliegenden Parametersätzen und Grenzen direkt materialisierbar. Beispielsweise lassen sich so magnetische Weggeber oder Energy harvester mit auf die Anwendung optimierten Ausgangssignalen herstellen [60, 182]. Die geometrische Auflösung in Sensorapplikationen kann durch den Einsatz spezieller Kodierverfahren, wie beispielsweise BCD- oder Gray-Code über das bekannte Maß gesteigert werden.

### 4.3 Applikationserprobung im permanenterregten Synchronmotor

Die Erprobung der im PBF-LB/M aufgebauten Magnete schafft den Rückschluss von der Form der Entmagnetisierungskurven und den daraus abgeleiteten Kennwerten auf das Systemverhalten einer elektrischen Maschine, sowohl im generatorischen als auch im motorischen Betrieb. In diesem Abschnitt wird damit die letzte verbleibende Forscherfrage beantwortet.

#### 4.3.1 Testsystem

Als Testsystem dient ein permanenterregter Synchronmotor (PSM), dessen Außenläufer mit oberflächenmontierten Magneten (SPM) bestückt ist. Die Wicklungen sind konzentriert angeordnet und im Stern verschaltet, der Motor besitzt somit einen für bürstenlose Gleichstrommotoren (BLDC) typischen Aufbau mit wesentlichen Kenndaten nach Tabelle 18.

Die Bestromung erfolgt über einen Umrichter mit sensorloser Blockkommutierung, der anhand einer vom Benutzer vorgegebenen Eingangsgröße die an den Strängen anliegende Spannung über das Tastverhältnis  $TV$  einer Pulsweitenmodulation (PWM) steuert. Die in der Blockkommutierung nicht bestromte Phase wird zur Berechnung des Kommutierungszeitpunkts genutzt. In dieser Konfiguration folgt das Maschinenverhalten dem einer konventionellen Gleichstrommaschine mit Nebenschluss.



Tabelle 18: Kenndaten des Versuchsmotors



|                                                 |                              |
|-------------------------------------------------|------------------------------|
| Außendurchmesser<br>in mm                       | 46                           |
| Höhe in mm                                      | 38                           |
| Anzahl Magnete                                  | 22                           |
| Anzahl Einzelzähne                              | 24                           |
| Strangwiderstand in $\Omega$                    | 0,29                         |
| Magnetwerkstoff                                 | Grad N42                     |
| $J_r$ in T                                      | $1,29 \leq J_r \leq 1,33$    |
| $H_{cj}$ in kA/m                                | $955 \leq H_{cj} \leq 960$   |
| $BH_{max}$ in kJ/m <sup>3</sup>                 | $318 \leq BH_{max} \leq 334$ |
| Magnetabmaße<br>( $b \times h \times t$ ) in mm | $3,5 \times 1,5 \times 15,5$ |

#### 4.3.2 Rotormagnetfeld

Die radiale aus dem Rotor austretende magnetische Flussdichte  $B_{radial}$  wird in einem automatisierten Prüfstand mit Hall-Sensoren über die Rotorlänge vollständig erfasst. Das Messsystem und der Ablauf der Prüfung werden in [P7] detailliert.

Zum Vergleich der PBF-LB/M-Magnete mit konventionellen Magneten erfolgt die Messung zunächst mit einem Rotor, der mit gesinterten Magneten vom Grad N42 bestückt ist. Anschließend werden die Magnete durch PBF-LB/M-Magneten ersetzt und die Messung wiederholt. Der Abstand zwischen Sensoroberfläche und Magneten beträgt zur Kompensation der Polygonform der Rotoroberfläche ca. 0,2 mm, der axiale Abstand der Messpunkte 1 mm. Bild 84 zeigt eine graphische Repräsentation der Flussdichte in radialer Richtung bei einem Winkelabstand der Messpunkte von 0,35°.

Beide Magnetfelder verlaufen homogen entlang der Rotationsachse. Die Randzonen, an denen die Flussdichte abnimmt, beginnen in beiden Fällen in einem Abstand von ca. 1 mm von den Magnetkanten. Die Maxima der Flussdichte bilden mit  $B_{max, PBF-LB/M} = 0,133$  T und  $B_{max, N42} = 0,36$  T ein Verhältnis von 2,7, welches mit dem Verhältnis der Motorkonstanten in Höhe von 2,5 vergleichbar ist.

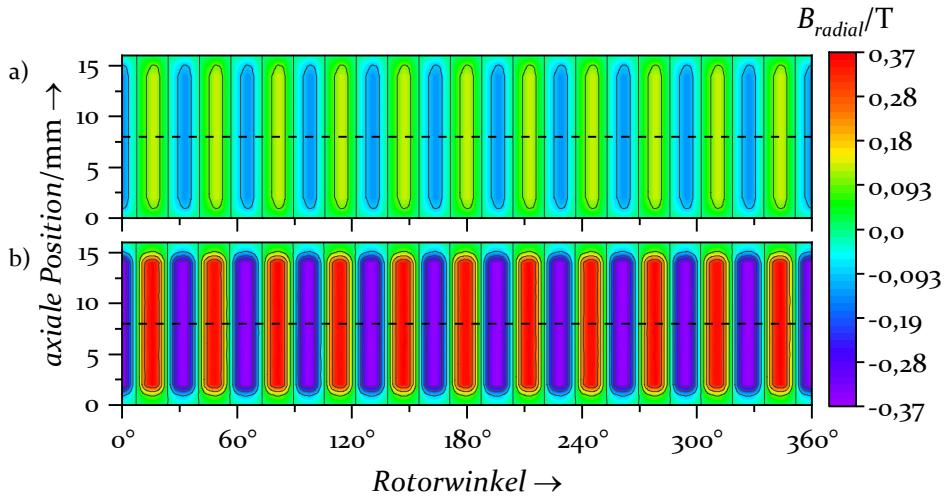


Bild 84: Mit Hallsensoren abgetastete radiale Flussdichte a) des PBF-LB/M-Rotors und b) des N42-Rotors bei einem Sensorabstand zur Rotoroberfläche von 0,2 mm

Den Verlauf der radialen Flussdichte im Rotorzentrum bei der axialen Position von 8 mm zeigt Bild 85. Daraus wird der symmetrische Verlauf beider Magnetfelder deutlich, wobei die N42-Konfiguration sinusförmig verläuft. Das Verhältnis der Amplituden von 2,7 geht aus der Darstellung abermals hervor.

Der Verlauf der PBF-LB/M-Konfiguration weicht leicht von der ursprünglichen Sinusform ab und ist auf Positioniertoleranzen der Magnete in Folge der manuellen Bestückung zurückzuführen. Aufgrund der geringen Höhe der Magnete von 1,5 mm ist die Selbstentmagnetisierung, die einen Einbruch der Flussdichte im Zentrum der Magneten hervorruft, nur gering und aus dem Verlauf der Flussdichte nicht ersichtlich.

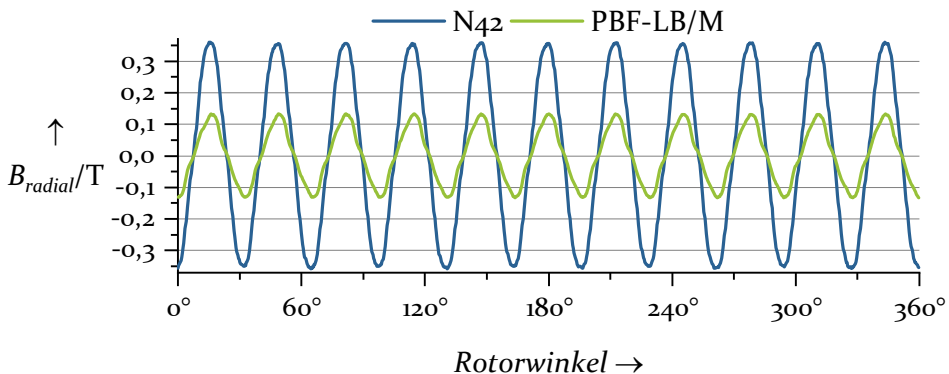


Bild 85: Gegenüberstellung der radialen Flussdichte von PBF-LB/M- und N42-Rotor entlang des Rotorumfangs an der axialen Position 8 mm

### 4.3.3 Motorkonstante und Leistungskennlinie

Das Betriebsverhalten von bürstenlosen Gleichstrommaschinen wird vereinfacht und analog zu Kommutatormaschinen über die Maschinenkonstante  $C_m$  beschrieben. Sie verknüpft die im generatorischen Betrieb induzierte Spannung  $U_i$  mit der mechanischen Kreisdrehzahl  $\omega$  nach Gleichung (18) und im motorischen Betrieb, unter Vernachlässigung von Verlusten, das Drehmoment  $M$  mit dem aufgenommenen Strom  $I$  nach Gleichung (19).

$$U_i = C_m \cdot \omega = C_m \cdot \frac{\pi \cdot n_{mech}}{30} \text{ in V} \quad (18)$$

$$M = C_m \cdot I \text{ in Nm} \quad (19)$$

Die Bestimmung der Maschinenkonstante  $C_m$  erfolgt im generatorischen Betrieb durch differentielle Messung der induzierten Spannung  $U_i$  zwischen zwei Phasen bei bekannter Drehzahl  $n_{mech}$ . Die Wechselspannung zeigt, bei Bestückung mit Magneten vom Grad N42, den in Bild 86 dargestellten, für BLDCs typischen, trapezförmigen Verlauf. Amplitude und Frequenz skalieren linear mit der Drehzahl  $n_{mech}$ .

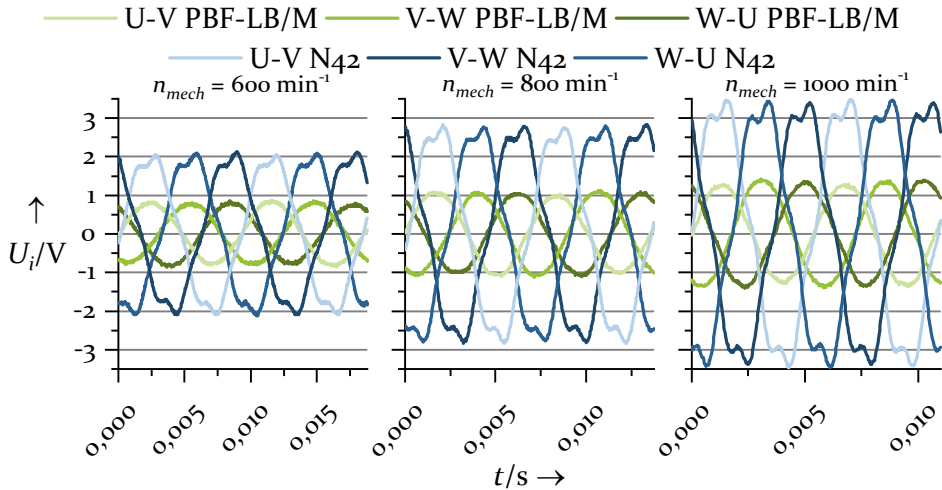


Bild 86: Verlauf der induzierten Spannung zwischen den Statorsträngen von mit N42 (blau) und mit PBF-LB/M-Magneten (grün) bestückten Rotoren

Mit dem Austausch der Magnete ändern sich sowohl die Amplitude als auch die Kurvenform der induzierten Spannung  $U_i$ . Diese ist vollständig sinusförmig, ohne Einbruch im Bereich der Spitzenspannung. Potentielle Ursachen sind einerseits die gegenüber den N42-Magneten geringeren magnetischen Kennwerte, andererseits auch ein aufgrund der manuellen

Magnetbestückung und Klebstoffapplikation um ca. 0,5 mm vergrößerter Luftspalt. Frequenz und Amplitude der induzierten Spannung  $U_i$  skalieren in beiden Konfigurationen linear mit der Drehzahl  $n_{mech}$ .

Die aus den Verläufen resultierenden Motorkonstanten sind nach Bild 87 in jedem untersuchten Drehzahlbereich nahezu identisch und belegen die Gültigkeit der linearen Beziehung nach Gleichung (18). Das Verhältnis der Motorkonstanten  $C_{m, N42}/C_{m, PBF-LB/M} = 2,5$  liegt, unter Berücksichtigung des größeren Luftspalts des PBF-LB/M-Motors, in der Größenordnung des Verhältnisses der Remanenzpolarisationen  $J_{r, N42}/J_{r, PBF-LB/M} = 2,1$ .

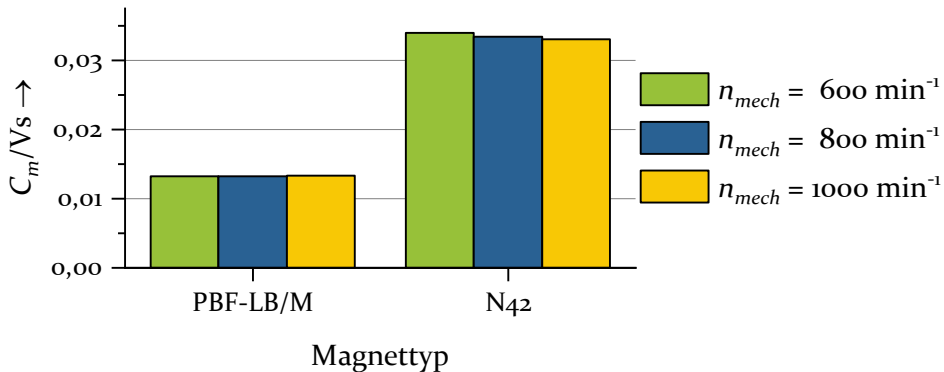


Bild 87: Motorkonstanten  $C_m$  in Abhängigkeit der Drehzahl  $n_{mech}$  und des Magnettyps

Die Validierung der Konstanten im motorischen Betrieb erfordert aufgrund der sensorlosen Kommutierung eine Mindestdrehzahl des Motors, welche in der Anlaufphase durch Zwangskommutierung gesteuert wird. Ab 9 V Zwischenkreisspannung wird die Drehzahlschwelle der sensorlosen Regelung mit beiden Magnetkonfigurationen überschritten. Den Verlauf der Drehzahl  $n_{mech}$  in Abhängigkeit von Zwischenkreisspannung  $U_{Zwischenkreis}$  und Tastverhältnis  $TV$  der PWM zeigt Bild 88a.

Auch im motorischen Betrieb bleibt das lineare Verhältnis zwischen Spannung und Drehzahl vorhanden. Das Tastverhältnis  $TV$  der PWM ist auch für den PBF-LB/M-Motor geeignet, um die Drehzahl zu regeln. Über den Drehzahlbereich hinweg liegt das Verhältnis aus tatsächlicher Drehzahl zu errechneter Drehzahl bei 0,96.

Die Ursachen der Drehzahlabweichung liegen in einer Superposition der mit der Drehzahl überproportional ansteigenden Luftreibung zwischen Rotor und Stator, in der mit Kugellagern realisierten Lagerung sowie in magnetischen Verlusten im Eisenkern [183–185]. Bei einer für Kleinantriebe typischen Spannung  $U_{Zwischenkreis} = 12 \text{ V}$  erreicht der mit N42-Magneten bestückte Motor eine Drehzahl  $n_{mech} = 3270 \text{ min}^{-1}$ , der mit PBF-LB/M-

Magneten bestückte Motor erreicht  $n_{mech} = 8072 \text{ min}^{-1}$ . Die Differenz geht auf die unterschiedlichen Motorkonstanten gemäß Gleichung (18) zurück.

Aus Bild 88b geht der weichere Verlauf der Drehzahl-Drehmoment-Kennlinie des PBF-LB/M-Motors gegenüber der Kennlinie des N42-Motors hervor. Beide Zusammenhänge sind mit einem Bestimmtheitsmaß  $R^2$  der zugehörigen Regressionsgeraden von 1,0 der N42-Konfiguration und 0,99 der PBF-LB/M-Konfiguration nahezu ideal linear. Die geringfügige Abweichung der PBF-LB/M-Konfiguration ist auf die steigenden Verluste bei höheren Drehzahlen zurückzuführen. Die Ursache des geringeren Anstiegs der PBF-LB/M-Kennlinie liegt, wie auch die geringere induzierte Spannung  $U_i$ , in der geringeren Induktion im Luftspalt. Diese ermöglicht eine höhere maximale Drehzahl, wodurch die maximale mechanische Leistung des Motors mit  $P_{PBF-LB/M} = 139,3 \text{ W}$  gegenüber der N42-Konfiguration mit  $P_{N42} = 117,8 \text{ W}$  um 18 % höher ausfällt. Die PBF-LB/M-Magnete sind damit für den Aufbau elektrischer Antriebe nutzbar. Eine optimale Motorcharakteristik ergibt sich jedoch nur unter Berücksichtigung der gegenüber gesinterten oder heißgepressten Magneten veränderten Materialkennwerte.

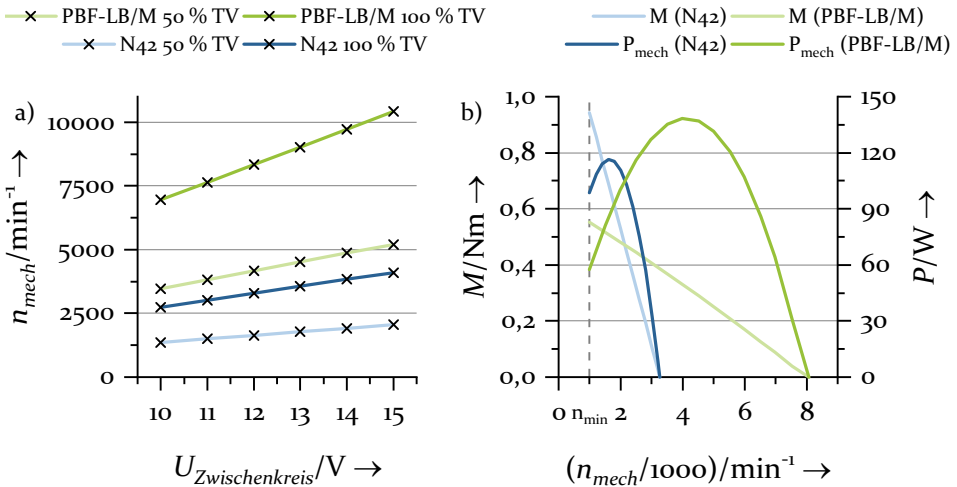


Bild 88: Vergleich der Charakteristika des mit N42 und PBF-LB/M-Magneten bestückten Motors im a) Leerlauf und b) unter Last bei  $U_{Zwischenkreis} = 12 \text{ V}$

Der Vergleich der beiden Rotorkonfigurationen belegt die Einsatzfähigkeit der PBF-LB/M-Magnete im motorischen Betrieb. Die geometrische Gestaltungsfreiheit des PBF-LB/M ermöglicht es, die Betriebscharakteristika eines Motors wie Drehmomentwelligkeit oder Rastmoment während der Auslegung durch die Geometrie der Magnete optimal auszugestalten. Die Magnete können innerhalb weniger Stunden aufgebaut und numerische Modelle direkt validiert werden. Weiterhin sind die PBF-LB/M-Magnete

eine Alternative zu Magneten aus Hartferrit, sobald die Leistungsabgabe oder der Wirkungsgrad eines Motors allein durch die Substitution des Magnetmaterials gesteigert werden soll. Für kleine Stückzahlen ist das PBF-LB/M als Produktionsverfahren direkt einsetzbar. Bei größeren Stückzahlen können Prototypenphase und Produktionshochlauf bis zur Fertigstellung von Werkzeugen für die Serienproduktion der Magnete durch PBF-LB/M-Magnete gewährleistet werden.

#### **4.4 Zusammenfassung der Magnetcharakterisierung und Fazit für die Motorapplikation von laserstrahlgeschmolzenen Magneten**

Der Ursprung der hartmagnetischen Eigenschaften von NdFeB liegt nach Abschnitt 2.3 sowohl im Legierungssystem selbst als auch in der während der Magnetherstellung erzeugten Werkstoffstruktur. Die Prozessstudien in Kapitel 3 lassen den Schluss zu, dass sich diese innerhalb des realisierten Prozessfensters im PBF-LB/M nicht signifikant verändert. Die in Abschnitt 4.1 ermittelten Eigenschaften sind damit repräsentativ für das gesamte Prozessfenster.

Die Mikrostruktur ist mit Korngrößen im zweistelligen Nanometerbereich im Volumen und im dreistelligen Nanometerbereich an den Bindenähten der Schmelzspuren auch nach dem PBF-LB/M nanokristallin. Die während der Konsolidierung eingetragene Energie ist verhältnismäßig gering, ebenso wie die daran gekoppelten geometrischen Dimensionen des Schmelzbads. Die Abkühlgeschwindigkeit ist ausreichend hoch, sodass sich nur wenige Ausscheidungen von freiem Eisen oder Neodym bilden. Die räumliche Orientierung der *c*-Achse der Körner ist, wie für nanokristalline NdFeB-Werkstoffe ohne expliziten Rekristallisationsprozess üblich, stochastisch im Volumen verteilt. Die Entmagnetisierungskurven sind in der Folge in den drei Raumrichtungen identisch.

Mit Abschluss der Prozessstudie ist ein künftig relevantes Forschungsfeld die Variation der Legierungszusammensetzung. Mit dem Ausgangspulver MQP-S bleibt eine Porosität im einstelligen Prozentbereich zurück. Diese geht auf den begrenzten maximalen Energieeintrag zurück, der ohne Delamination in die Legierung eingetragen werden kann. Vereinzelt Risse in Folge der Überschreitung der Bruchspannung verlaufen räumlich isotrop und transgranular. Aufgrund des unterstöchiometrischen Seltenerdanteils werden sie nicht während der Belichtung nachfolgender Schichten verschlossen.

Die hartmagnetischen Eigenschaften der PBF-LB/M-Magnete bleiben über einen weiten Temperaturbereich erhalten. Dabei degradieren sie mit geringeren Temperaturkoeffizienten als die Ausgangslegierung, was durch die feinere Mikrostruktur gegenüber dem Ausgangswerkstoff plausibel untermauert wird. Damit ist die Applikation auch bei erhöhten Umgebungstemperaturen ohne temperaturstabilisierende Zusätze wie Dysprosium möglich.

Die geometrische Gestaltungsfreiheit von NdFeB-Magneten ist auch unter Verwendung des PBF-LB/M als Fertigungsverfahren nicht uneingeschränkt. Wie auch bei konventionellen Werkstoffen ist der Überhang der Flächen relativ zur Substratplattform begrenzt und beträgt mit dem untersuchten Werkstoff  $\varphi \leq 50^\circ$ . Werden kleinere Winkel  $\varphi$  in Folge der Konstruktion oder der Orientierung im Bauraum erforderlich, sind massive Stützstrukturen mit einer Breite ab 2 mm erforderlich. Diese halten der Belastung bei leichten Kollisionen mit der Rakel stand. Bei Bohrungen in der Belichtungsebene sind Durchmesser  $D \leq 15$  mm ohne Stützen realisierbar. Die Oberflächenrauheit  $R_a = 12 \mu\text{m}$  wird dabei ohne zusätzliche Konturbelichtung realisiert. Werden die Magnete uniaxial magnetisiert in Sensorsystemen verbaut, sind Strukturen ab einer Größenordnung von 0,5 mm zweckmäßig. Diese können im PBF-LB/M aufgebaut und von handelsüblichen Magnetfeldsensoren wie Hall- oder magnetooptischen Sensoren erfasst werden.

Weiterhin sind die PBF-LB/M-Magnete für den Einsatz in elektrischen Antrieben geeignet. Die gegenüber anisotropen Magneten kleinere resultierende Motorkonstante  $C_m$  ermöglicht den Betrieb auch bei hohen Drehzahlen. Ein Vorteil hinsichtlich der Maschineneigenschaften ergibt sich dabei jedoch nur, sofern die geometrische Gestaltungsfreiheit der PBF-LB/M im Maschinendesign berücksichtigt wird.





## 5 Zusammenfassung und Ausblick

Die Bewältigung kontinuierlich steigender Anforderungen an die zeit- und kosteneffiziente Fertigung von Prototypen, individualisierten Einzelstücken und Serienbauteilen macht die additive Fertigung zu einem wichtigen Werkzeug der produzierenden Industrie. Technologiesprünge wie integrierte Prozessmonitoringsysteme oder Hochtemperatursubstratheizungen tragen dazu bei, dass die additive Fertigung mechanisch beanspruchter Bauteile bis in den mittleren Stückzahlbereich heute zum Stand der Technik gehört. Die Palette der additiv verarbeitbaren Materialien umfasst dabei ausgewählte Metalle, Kunststoffe, Keramiken und deren Verbünde. Die Werkstoffgruppe der hartmagnetischen Materialien erfährt im Kontext der additiven Fertigung eine vergleichsweise geringe Aufmerksamkeit. Als Schlüsselmaterial einer erfolgreichen Energie- und Mobilitätswende kommt dem Legierungssystem mit dem höchsten maximalen Energieprodukt bei Raumtemperatur, Neodym-Eisen-Bor, eine entscheidende Bedeutung zu. Die additive Verarbeitung des Werkstoffs verspricht, die verfahrensspezifische Geometriefreiheit um einen zusätzlichen magnetischen Freiheitsgrad zu ergänzen und damit vollkommen neue Designansätze elektro-magneto-mechanischer Energiewandler zu ermöglichen.

Basis der vorliegenden Dissertation bildet die Analyse des Stands der Technik der konventionellen wie additiven Fertigung von NdFeB-Magneten. In pulvermetallurgischen Prozessketten wird die kristalline Anisotropie der Legierung genutzt, um Magnete mit einer magnetischen Vorzugsrichtung herzustellen. Dazu wird der Pressvorgang der Sinterprozesskette unter Einwirkung eines starken Magnetfeldes vollzogen, das die einkristallinen Pulverpartikel entlang den Feldlinien orientiert. Während des Flüssigphasensintern bleibt diese Orientierung erhalten, lediglich die Nd-reiche Phase befindet sich im flüssigen Zustand. Die Prozesskette des Heißpressens und anschließenden Warmumformens basiert auf der Rekristallisation unter dem Einfluss mechanischer Spannung, bei der sich die magnetische Vorzugsrichtung senkrecht zur Spannungsrichtung neu ausbildet. Die magnetischen Eigenschaften gesinterter wie heißgepresster Magnete sind vergleichbar, die geometrische Formgebung der Magnete über die Pressprozesse jedoch eingeschränkt. Als Konsequenz müssen freigeformte Magnete, die die Betriebseigenschaften von elektrischen Maschinen signifikant verbessern können, aus Blockmagneten nachträglich herausgetrennt werden, wobei wertvolles Material verloren geht. Kunststoffgebundene

NdFeB-Magnete sind über den Füllfaktor der Duro- oder Thermoplastmatrix in ihrer magnetischen Leistungsfähigkeit begrenzt, in ihrer geometrischen Form jedoch deutlich komplexer gestaltbar. Weiterhin ist die Produktivität der Verfahren gegenüber der Pulvermetallurgie ein wichtiger wirtschaftlicher Aspekt.

Die additive Fertigung von NdFeB-Magneten ist nur im Labormaßstab bekannt. Die Verarbeitung von NdFeB-gefüllten Kunststoffen steht in der Mehrzahl wissenschaftlicher Publikationen aufgrund der Analogie zu anderen gefüllten Kunststoffen im Fokus. Die additive Verarbeitung rein metallischer NdFeB-Magneten ist mit thermischen und Plasmaspritzverfahren sowie dem Laserstrahlschmelzen möglich. Im Hinblick auf ein angestrebtes maximales Energieprodukt wird das Laserstrahlschmelzen (PBF-LB/M) als vielversprechendstes Verfahren für die Realisierung des Ziels identifiziert.

Kern der Arbeit ist die Erforschung des PBF-LB/M zur Herstellung leistungsfähiger NdFeB-Magnete, um die Vorteile additiver Fertigungsverfahren gegenüber konventionellen Prozessketten auch auf die Magnetfertigung zu übertragen. Die Zusammenstellung der potentiellen Einflüsse im PBF-LB/M nach 6M sowie die Untersuchung einer Wärmenachbehandlung bilden das Gerüst der Legierungsqualifizierung und Identifizierung der auftretenden Effekte. Kommerziell erhältliche Pulverwerkstoffe sind in Folge ihrer irregulären Partikelform nur begrenzt durch die im PBF-LB/M eingesetzte Rakel aufzugsfähig. Ein ursprünglich für den Kunststoffspritzguss entwickeltes sphärisches Pulver zeigt jedoch sehr vorteilhafte mechanische Eigenschaften und wird positiv evaluiert. Es ist trotz der in der Literatur beschriebenen hohen Sauerstoffaffinität von NdFeB über einen längeren Zeitraum hinweg ohne Qualitätseinbußen für das PBF-LB/M nutzbar. Grundlage der Allgemeingültigkeit der erarbeiteten Erkenntnisse ist die Übertragbarkeit auf andere PBF-LB/M-Maschinen und deren bauartbedingten Unterschiede, die als Einflussfaktoren von Maschine und Milieu berücksichtigt werden. Mit sinkendem Strahldurchmesser erfolgt der Umschmelzvorgang mit geringerer Variation der Magnetkenngrößen, allerdings unter Einbußen in den Absolutwerten. Der Restsauerstoffgehalt in der Prozesskammer ist für den Umschmelzvorgang unkritisch. Ist die PBF-LB/M-Anlage mit einer Substratheizung ausgestattet, unterstützt diese den Prozess, ist jedoch nicht zwingend erforderlich.

Die statistische Versuchsplanung wird trotz Unstetigkeiten der Zielgrößen an den Rändern des Prozessfensters aufgrund der Rissneigung der Legierung erfolgreich dazu eingesetzt, Effekte und Wechselwirkungen zu quan-

tifizieren. Zielgrößen sind die relative Dichte, Remanenzpolarisation, Koerzitivfeldstärke und das maximale Energieprodukt als die für die Auslegung magnetischer Kreise wichtigsten Kennwerte eines Magneten. Die Überführung der experimentellen Zusammenhänge in ein nichtlineares Regressionsmodell zeigt bei Maximierung keinen Zielgrößenkonflikt. In der Folge ist eine ganzheitliche Optimierung möglich, die in einem Validierungslauf bestätigt wird. Der Prozessbereich maximaler Magnetkennwerte ist zugleich der Bereich kleinster relativer Prozessstreuung. Als obere energetische Grenze wird ein Linienenergieeintrag von ca. 0,04 J/mm identifiziert, oberhalb derer die Beschädigung des Werkstücks in Folge zunehmender innerer Spannungen erfolgt. Eine Wärmenachbehandlung zeigt keine positiven Effekte auf die Magnetkenngrößen oder die Materialstruktur.

Um die Eigenschaften und das Anwendungspotential von leistungsfähigen im PBF-LB/M-gefertigten NdFeB-Magneten aufzuzeigen, erfolgt die Beschreibung der Materialeigenschaften im Anschluss an die Parameterfindung. Die Mikrostruktur unterscheidet sich stark von pulvermetallurgisch gefertigten NdFeB-Magneten, wobei die Korngröße die Kategorisierung als nanokristalline Magnete rechtfertigt. In Folge kleiner Schmelzbaddimensionen und hohen Abkühlraten bei geringem Energieeintrag entsteht eine räumlich isotrope Kornstruktur ohne magnetische Vorzugsrichtung. Die Temperaturstabilität der magnetischen Kennwerte ist höher als die des Ausgangsmaterials, was auf die nanoskalige Mikrostruktur zurückgeführt wird.

Die Ermittlung von Grenzwerten für die geometrische Ausgestaltung der Magnete sowie deren Anordnung im Bauraum schafft die Grundlagen für einen Transfer der Ergebnisse in die Praxis. Die Neigung einer Oberfläche relativ zur Substratplattform stellt einen kritischen Faktor für die Prozessstabilität und Oberflächenqualität dar. Bei einem Winkel  $\varphi < 50^\circ$  werden Werkstücke ohne Stützstrukturen beschädigt und der nachfolgende Schichtaufbau gestört.

Die technologischen Potentiale additiv gefertigter NdFeB-Magnete in Sensorsystemen werden anhand von uniaxial magnetisierten, geometrisch strukturierten Demonstratoren erforscht. Das Ergebnis sind Mindestwerte für die Dimensionierung uniaxial magnetisierter, geometrisch strukturierter Magnete, die mit einer universellen Magnetisierspule magnetisiert werden. Die Applikationserprobung in einer elektrischen Maschine als ein Hauptanwendungsgebiet leistungsfähiger Permanentmagnete bildet den

Abschluss der Charakterisierungsphase. Im PBF-LB/M gefertigte Permanentmagnete sind im motorischen wie auch im generatorischen Betrieb zur Energiewandlung geeignet.

Die Forschungsergebnisse tragen zur Erweiterung der geometrischen Gestaltungsfreiheit additiver Fertigungsverfahren um eine weitere, magnetische Dimension bei. Damit werden Entwickler magnetischer Kreise dazu befähigt, vollständig neue, nicht durch die Gestaltungsrichtlinien bestehender Fertigungsprozesse eingeschränkte Designvarianten zu konzipieren und innerhalb kürzester Zeit in die Realität umzusetzen. Durch im PBF-LB/M darstellbare kurzfristige Verfügbarkeit von NdFeB-Magneten kann der Zeitpunkt im Produktentstehungszyklus, an dem die Magnetgeometrie fixiert und keine Änderungen mehr möglich sind, auf einen späten Zeitpunkt verlegt werden. Dadurch kann auf kurzfristige Änderungen an die Anforderungen der Laufeigenschaften der Maschine reagiert oder Toleranzen im Magnetkreis kompensiert werden. Die Magnetfertigung kann auf universellen PBF-LB/M-Anlagen, die vergleichbare Parametersätze abbilden können, umgesetzt werden. Damit wird der Anlagenbetreiber zum potentiellen Magnetproduzenten.

Gleichzeitig werden auch Potentiale künftiger Forschung deutlich. Ein zentraler Aspekt ist die Werkstoffweiterentwicklung. Die im Rahmen der vorliegenden Dissertation untersuchte Legierung MQP-S ist hinsichtlich der mechanischen und magnetischen Eigenschaften grundsätzlich für das PBF-LB/M geeignet. Eine Hürde zur Erzielung einer vollständigen Dichte bei gesteigerten magnetischen Kennwerten ist der unterstöchiometrische Seltenerdanteil. Durch Überführung in eine signifikant überstöchiometrische Zusammensetzung ist ein steigender Anteil der niederschmelzenden Nd-reichen Phase im Volumen zu erwarten. Mit einer darauf abgestimmten Prozessführung ist es wahrscheinlich, dass Dichte und magnetische Kennwerte steigen. Damit kommen der Substratheizung wie auch der Wärmenachbehandlung eine größere Bedeutung zu, da Poren und Risse nachträglich geschlossen werden können. Gelingt es weiterhin, die Duktilität des Materials zu erhöhen, wird es denkbar, den Laserenergieeintrag zu erhöhen, damit die Ausdehnung des Schmelzbads zu vergrößern und ein anisotropes Mikrogefüge, welches vergleichbar mit konventionellen Werkstoffen ist, zu erzeugen. Die magnetischen Eigenschaften könnten damit theoretisch verdoppelt werden und damit in den Bereich konventioneller pulvermetallurgischer Magnete vordringen.

Auf Applikationsebene eröffnet die sequentielle oder simultane additive Verarbeitung von hart- und weichmagnetischen Materialien neue Möglichkeiten. Die Kombination beider Materialarten in einem Werkstück verspricht auf mikroskopischer Ebene eine signifikante Einsparung von Seltenerdmaterial, auf makroskopischer Ebene den integrierten Aufbau ganzer Magnetkreise in einem Bauraum.

Die technologischen Potentiale additiv gefertigter Magnete sind jedoch nur dann ganzheitlich nutzbar, wenn die Gestaltungsfreiheit des Fertigungsverfahrens bereits in der Auslegung berücksichtigt und gezielt eingesetzt wird. Erste Untersuchungen mit Fokus auf den Windgeneratorenbau, bei dem in direktangetriebenen Generatoren große Mengen an Seltenerdmaterial benötigt werden, zeigen, dass durch additiv gefertigte Magnete eine Material- und Kostenersparnis von bis zu 3 % realisiert werden können [124]. Die neuen fertigungstechnischen Möglichkeiten der Herstellung von NdFeB-Magneten erfordern insbesondere auch die tiefergehende Untersuchung der elektromagnetischen Gestaltungsmöglichkeiten. Dazu können genetische Optimierungsalgorithmen mit FE-Simulationen kombiniert werden, die auf Basis der gezeigten verbliebenen Restriktionen eine optimale Magnetgeometrie errechnen.



## 6 Summary and Outlook

The continuously increasing demands for time- and cost-efficient production of prototypes, individualized individual parts and series components make additive manufacturing an important tool for the manufacturing industry. Technological advances such as integrated process monitoring systems or high-temperature substrate heating systems contribute to the fact that additive manufacturing of mechanically loaded components is up to the medium quantity range state of the art today. The range of additively processable materials includes selected metals, plastics, ceramics and their composites. The material group of hard magnetic materials receives comparatively little attention in the context of additive manufacturing. As a key material for a successful energy and mobility transition, the alloy system with the highest maximum energy product at room temperature, neodymium-iron-boron, is of decisive importance. Additive manufacturing of the material promises to supplement the process-specific geometrical freedom with an additional magnetic degree of freedom, thus enabling completely new design approaches of electro-magneto-mechanical energy converters.

This thesis is based on an analysis of the state of the art in conventional and additive manufacturing of NdFeB magnets. In powder metallurgical process chains, the crystalline anisotropy of the alloy is used to produce magnets with a favored magnetic direction. For this purpose, the pressing process within the sintering process chain is carried out under the influence of a strong magnetic field, which orients the single-crystalline powder particles along the field lines. During liquid phase sintering, this orientation is maintained, only the Nd-rich grain boundary phase is in the liquid state. The process chain of hot pressing and subsequent hot deformation is based on recrystallization under the influence of mechanical stress, during which the magnetic preferred direction perpendicular to the direction of stress is newly formed. The magnetic properties of sintered and hot-pressed magnets are comparable, but the geometric shaping of the magnets via the pressing processes is limited. Consequently, free-formed magnets, which can significantly improve the operating properties of electrical machines, have to be subsequently machined from block magnets, whereby valuable material is lost. Plastic-bonded NdFeB magnets are limited in their magnetic performance by the filling factor of the thermoset or thermoplastic matrix, but their geometric shape can be designed in a much more complex way. Furthermore, the productivity of the processes compared to powder metallurgy is an important economic aspect.

Additive manufacturing of NdFeB magnets is only known on a laboratory scale. The processing of NdFeB-filled plastics is in the focus of the majority of scientific publications due to the analogy to other filled plastics. Additive manufacturing of purely metallic NdFeB magnets is possible using thermal and plasma spraying processes as well as powder bed fusion of metals by laser beam (PBF/LB-M). With respect to a desirable maximum energy product, PBF/LB-M is identified as the most promising process.

The main part of the thesis is the investigation of PBF/LB-M for the fabrication of high-performance NdFeB magnets in order to transfer the advantages of additive manufacturing processes to magnet fabrication as well. The compilation of potential influences in PBF/LB-M according to Ishikawa as well as the investigation of a post heat treatment form the framework of the alloy qualification and identification of the effects occurring. Commercially available powder materials are limited in their ability to be distributed by the scrapers used in PBF/LB-M due to their irregular particle shape. However, a spherical powder originally developed for plastic injection molding shows very advantageous mechanical properties and is evaluated positively. Despite the high oxygen affinity of NdFeB described in the literature, the selected alloy can be used for PBF/LB-M over a longer period of time without loss of quality. The general validity of the findings obtained is based on their transferability to other PBF/LB-M machines and their design-related differences, which are taken into account as factors influencing the machine and the environment. With decreasing beam diameter, the remelting process takes place with less variation of the magnetic parameters, but with losses in the absolute values. The residual oxygen content in the process chamber is not critical for the remelting process. If the PBF/LB-M system is equipped with a heated substrate, it supports the process but is not necessary.

Design of experiments is successfully used to quantify effects and interactions despite discontinuities of the target variables at the edges of the process window due to the tendency of the alloy to crack. Target values are the relative density, remanence polarization, coercivity and maximum energy product as the most important characteristic values of a magnet for the design of magnetic circuits. The transfer of the experimental relationships into a nonlinear regression model shows no conflict of target variables when maximized. Therefore, a holistic optimization is possible, which is confirmed in a validation run. The process range of maximum magnetic characteristics is also the range of smallest relative process deviation. A line energy input of approx. 0.04 J/mm is identified as the upper energetic limit,



above which damage to the workpiece occurs as a result of increasing internal stresses. Post-heat treatment shows no positive effects on magnetic properties or material structure.

In order to demonstrate the properties and application potential of high-performance PBF/LB-M-manufactured NdFeB magnets, the description of the material properties follows the parameter identification. The microstructure is very different from NdFeB magnets manufactured by powder metallurgy, with the grain size justifying the categorization as nanocrystalline magnets. As a consequence of small melt pool dimensions and high cooling rates at low energy input, a spatially isotropic grain structure without magnetic favored direction is formed. The temperature stability of the magnetic characteristics is higher than that of the raw material, which is attributed to the nanoscale microstructure.

The determination of boundary conditions for the geometrical design of the magnets as well as their arrangement in the build envelope creates the basis for a transfer of the research results into applications. The inclination of a surface relative to the substrate platform represents a critical factor for process stability and surface quality. At an angle  $\varphi < 50^\circ$ , workpieces without support structures are damaged and the subsequent layer buildup is disturbed.

The technological potentials of additively manufactured NdFeB magnets in sensor systems are investigated using uniaxially magnetized, geometrically structured demonstrators. The results are minimal values for the dimensioning of uniaxially magnetized, geometrically structured magnets magnetized with a universal magnetizing coil. Application testing in an electrical machine as a main field of application of powerful permanent magnets concludes the characterization phase. Permanent magnets manufactured by PBF/LB-M are suitable for energy conversion in both motor and generator systems.

The research results contribute to the expansion of the freedom of geometric design of additive manufacturing processes by a further, magnetic dimension. This will enable developers of magnetic circuits to conceive completely new design variants that are not restricted by the design guidelines of existing manufacturing processes and to turn them into reality within a very short time. Short-term availability of NdFeB magnets, which can be realized in PBF/LB-M, means that the point in the product development cycle at which the magnet geometry is fixed and changes are no longer possible can be postponed to a later point in time. This makes it possible to

respond to short-term changes in the requirements of the machine's running characteristics or to compensate for manufacturing tolerances in the magnet circuit. Magnet production can be implemented on universal PBF/LB-M systems that can realize the derived parameter sets. This turns the machine operator into a potential magnet producer.

At the same time, potential for future research is also emerging. A key aspect is the further development of materials. The MQP-S alloy investigated in this thesis is basically suitable for PBF/LB-M in terms of its mechanical and magnetic properties. One hurdle to achieving full density with increased magnetic properties is the under-stoichiometric rare earth content. By shifting the composition to a significantly superstoichiometric composition, an increasing fraction of the low-melting Nd-rich phase in the volume can be expected. With process parameters adapted to the new alloy, it is likely that density and magnetic characteristics will increase. This means that substrate heating and post-treatment are of greater importance, since pores and cracks can be closed subsequently. If it is possible to increase the ductility of the material, it becomes conceivable to increase the laser energy input, thus increasing the expansion of the melt pool and producing an anisotropic microstructure comparable to conventional materials. The magnetic properties could thus theoretically be doubled and thus advance into the range of conventional powder-metallurgical magnets.

At the application level, sequential or simultaneous additive manufacturing of hard and soft magnetic materials opens up new possibilities. The integrated manufacturing of both types of material in one workpiece promises significant savings of rare earth material on a microscopic level, and on a macroscopic level the integrated design of entire magnetic circuits in one build envelope.

However, the technological potential of additively manufactured magnets can only be fully exploited if the design freedom of the manufacturing process is already taken into account during the design phase and used in a targeted manner. Initial investigations focusing on wind generator design, where large quantities of rare earth magnets are required in direct-drive generators, show that material and cost savings of up to 3 % can be realized using additively manufactured magnets [124]. The new manufacturing possibilities for the production of NdFeB magnets also require, in particular, the deeper investigation of the electromagnetic design possibilities. For this purpose, genetic optimization algorithms can be combined with FE simulations, which calculate an optimal magnet geometry on the basis of the remaining restrictions shown.

# Literaturverzeichnis

- [1] GEBHARDT, A.: *Generative Fertigungsverfahren. Additive manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion*. 4., neu bearb. und erw. Aufl. München: Hanser, 2013. ISBN 978-3-446-43651-0
- [2] BRACKETT, D., I. ASHCROFT und R. HAGUE: *Topology Optimization for Additive Manufacturing*. In: Proceedings of the solid freeform fabrication symposium, S. 348-362, 2011
- [3] LANGEAAR, M.: *Topology optimization of 3D self-supporting structures for additive manufacturing*. Additive Manufacturing, 2016, 12, 60-70. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2016.06.010
- [4] SAGEL, B.: *Cooperation between Premium AEROTEC and GE Additive reaches new milestone on serial production of titanium components for the aviation industry*. Augsburg, Deutschland und Varel, Cincinnati, Ohio, 16. November 2020
- [5] IRINA SCHATORJÉ: *Additive Industries announces new flagship 3D metal printer MetalFAB-600*. Eindhoven, 12. November 2020
- [6] GIBSON, I., D. ROSEN, B. STUCKER und M. KHORASANI: *Materials for Additive Manufacturing*. In: I. GIBSON, D. ROSEN, B. STUCKER und M. KHORASANI, Hg. Additive Manufacturing Technologies. Cham: Springer International Publishing, S. 379-428, 2021. ISBN 978-3-030-56126-0
- [7] BUCHERT, M., W. BULACH, S. DEGREIF, A. HERMANN, K. HÜNECKE, M. MOTTSCHALL, T. SCHLEICHER, T. STAHL und V. USTOHALOVA: *Deutschland 2049 – Auf dem Weg zu einer nachhaltigen Rohstoffwirtschaft*. Darmstadt, Mai 2017
- [8] CHEN, N., S.L. HO und W.N. FU: *Optimization of permanent magnet surface shapes of electric motors for minimization of cogging torque using FEM*. IEEE Transactions on Magnetics, 2010, 46(6), 2478-2481. ISSN 00189464. Verfügbar unter: doi:10.1109/TMAG.2010.2044764

- [9] LASKARIS, K.I. und A.G. KLADAS: *Permanent-Magnet Shape Optimization Effects on Synchronous Motor Performance*. IEEE Transactions on Industrial Electronics, 2011, 58(9), 3776-3783. ISSN 0278-0046. Verfügbar unter: doi:10.1109/TIE.2010.2093481
- [10] GUTFLEISCH, O., M.A. WILLARD, E. BRÜCK, C.H. CHEN, S.G. SANKAR und J.P. LIU: *Magnetic materials and devices for the 21st century: Stronger, lighter, and more energy efficient*. Advanced Materials, 2011, 23(7), 821-842. ISSN 09359648. Verfügbar unter: doi:10.1002/adma.201002180
- [11] SCHATT, W., K.-P. WIETERS und B. KIEBACK: *Pulvermetallurgie. Technologien und Werkstoffe*. 2., bearbeitete und erw. Aufl. Berlin: Springer, 2007. VDI-Buch. ISBN 978-3-540-23652-8
- [12] CROAT, J.J.: *Rapidly solidified neodymium-iron-boron permanent magnets*. Duxford, United Kingdom: Woodhead Publishing, 2018. Woodhead Publishing series in electronic and optical materials. ISBN 9780081022269
- [13] HARRIS, I.R. und G.W. JEWELL: *Rare-earth magnets: properties, processing and applications*. In: Functional Materials for Sustainable Energy Applications: Elsevier, S. 600-639, 2012. ISBN 9780857090591
- [14] CONSTANTINIDES, S.: *The Growing Demand for Permanent Magnets in Transportation*. In: N. N., Hg. Magnetism 2020. Orlando, S. 61-72. ISBN 978-1-7138-0805-3
- [15] LUCAS, J., P. LUCAS, T. LE MERCIER, A. ROLLAT und W. DAVENPORT, Hg.: *Rare Earths. Science, Technology, Production and Use*: Elsevier, 2014. ISBN 9780444627353
- [16] CONSTANTINIDES, S.: *The Demand for Rare Earth Materials in Permanent Magnets*. Niagara Falls, 30. September 2012. 51st annual conference of metallurgists COM 2012
- [17] WARLIMONT, H. und W. MARTIENSSEN, Hg.: *Springer Handbook of Materials Data*. 2nd Edition. Cham (CH): Springer International Publishing, 2018. Springer Handbooks. ISBN 978-3-319-69743-7
- [18] N.N: *Mineral Commodity Summaries, February 2019* [Zugriff am: 15. April 2019]. Verfügbar unter: [https://minerals.usgs.gov/minerals/pubs/commodity/rare\\_earths/mcs-2019-raree.pdf](https://minerals.usgs.gov/minerals/pubs/commodity/rare_earths/mcs-2019-raree.pdf)

- [19] GLÖSER-CHAHOU, S., A. KÜHN und L.T. ESPINOZA: *Globale Verwendungsstrukturen der Magnetwerkstoffe Neodym und Dysprosium: Eine szenariobasierte Analyse der Auswirkung der Diffusion der Elektromobilität auf den Bedarf an Seltenen Erden*. Working Paper Sustainability and Innovation. Karlsruhe, 2016
- [20] CULLITY, B.D. und C.D. GRAHAM: *Introduction to magnetic materials*. Second edition. Hoboken, New Jersey: Wiley IEEE Press; IEEE Xplore, 2008. ISBN 978-0-471-47741-9
- [21] SECHOVSKÝ, V.: *Magnetism in Solids: General Introduction*. In: Encyclopedia of Materials: Science and Technology: Elsevier, S. 5018-5032, 2001. ISBN 9780080431529
- [22] WEISS, P. und G. FOËX: *Le magnétisme*. Paris: Armand Colin, 1926
- [23] IVERS-TIFFÉE, E. und W. von MÜNCH: *Werkstoffe der Elektrotechnik*. [New York]: B.G. Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden (GWV), 2007. ISBN 978-3-8351-0052-7
- [24] NEO PERFORMANCE MATERIALS: *Alloys, magnetic materials, bonded magnets and methods for producing the same*. Erfinder: Z. CHEN, T. YUN, F. JIANG, S. WANG UND J. HERCHENROEDER. Anmeldung: 27. Juli 2018. WO2020022955A1
- [25] TDK CORPORATION: *R-t-b permanent magnet*. Erfinder: T. MASUDA, T. TSUBOKURA UND T. MURASE. Anmeldung: 27. November 2019. US 2020/0176155 A1
- [26] DAIDO STEEL CO., LTD.: *RFeB SINTERED MAGNET AND METHOD FOR PRODUCING SAME*. Erfinder: M. NAKAMURA. Anmeldung: 4. November 2019. US20200143965A1
- [27] HITACHI METALS LTD: *Sintered R-TM-B magnet*. Erfinder: D. YAMAMICHI, M. KAMACHI, R. ISHII UND T. KATOU. Anmeldung: 22. März 2016. US20180025818A1
- [28] RAMESH, R., G. THOMAS und B.M. MA: *Effect of Dy Additions on Microstructure and Magnetic Properties of Fe-Nd-B Magnets*. MRS Proceedings, 1987, 96. ISSN 0272-9172. Verfügbar unter: doi:10.1557/PROC-96-203

- [29] ZHANG, X., S. GUO, C. YAN, L. CAI, R. CHEN, D. LEE und A. YAN: *Improvement of the thermal stability of sintered Nd-Fe-B magnets by intergranular addition of Dy 82.3 Co 17.7*. Journal of Applied Physics, 2014, 115(17), 17A757. ISSN 00218979. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.4868491
- [30] PAN, M., P. ZHANG, X. LI, H. GE, Q. WU, Z. JIAO und T. LIU: *Effect of Terbium addition on the coercivity of the sintered NdFeB magnets*. Journal of Rare Earths, 2010, 28, 399-402. ISSN 10020721. Verfügbar unter: doi:10.1016/S1002-0721(10)60300-6
- [31] KRUSE, S., K. RAULF, A. TRENTMANN, T. PRETZ und B. FRIEDRICH: *Processing of Grinding Slurries Arising from NdFeB Magnet Production*. Chemie Ingenieur Technik, 2015, 87(11), 1589-1598. ISSN 0009286X. Verfügbar unter: doi:10.1002/cite.201500070
- [32] TREMEL, J., B. HOFMANN und F. RISCH: *Handling and Fixation of Permanent Magnets*. Advanced Materials Research, 2013, 769, 3-10. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.769.3
- [33] HOSFORD, W.F., Hg.: *Iron and Steel*. Cambridge: Cambridge University Press, 2012. ISBN 9781139086233
- [34] FUKUMA, A., S. KANAZAWA, D. MIYAGI und N. TAKAHASHI: *Investigation of AC loss of permanent magnet of SPM motor considering hysteresis and eddy-current losses*. IEEE Transactions on Magnetics, 2005, 41(5), 1964-1967. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/TMAG.2005.846282
- [35] YOSHIDA, K., Y. HITA und K. KESAMARU: *Eddy-current loss analysis in PM of surface-mounted-PM SM for electric vehicles*. IEEE Transactions on Magnetics, 2000, 36(4), 1941-1944. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/20.877827
- [36] HUANG, W.-Y., A. BETTAYEB, R. KACZMAREK und J.-C. VANNIER: *Optimization of Magnet Segmentation for Reduction of Eddy-Current Losses in Permanent Magnet Synchronous Machine*. IEEE Transactions on Energy Conversion, 2010, 25(2), 381-387. ISSN 0885-8969. Verfügbar unter: doi:10.1109/TEC.2009.2036250
- [37] WANG, Y., J. MA, C. LIU, G. LEI, Y. GUO und J. ZHU: *Reduction of Magnet Eddy Current Loss in PMSM by Using Partial Magnet Segment Method*. IEEE Transactions on Magnetics, 2019, 55(7), 1-5. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/TMAG.2019-2895887

- [38] N.N.: *NdFeB Magnets / Neodymium Iron Boron Magnets Datasheet* [Zugriff am: 20. Februar 2019]. Verfügbar unter: [https://www.eclipsemagnetics.com/media/wysiwyg/datasheets/magnet\\_materials\\_and\\_assemblies/ndfeb\\_neodymium\\_iron\\_boron-standard\\_ndfeb\\_range\\_datasheet\\_rev1.pdf](https://www.eclipsemagnetics.com/media/wysiwyg/datasheets/magnet_materials_and_assemblies/ndfeb_neodymium_iron_boron-standard_ndfeb_range_datasheet_rev1.pdf)
- [39] HILZINGER, R. und W. RODEWALD: *Magnetic materials. Fundamentals, products, properties, applications*. Erlangen: Publicis Publ, 2013. ISBN 978-3895783524
- [40] CASSING, W., K. KUNTZE und G. ROSS: *Dauermagnete. Mess- und Magnetisieretechnik*. 2., neu bearb. Aufl. Renningen: expert-Verl., 2015. Kontakt & Studium. 672. ISBN 978-3816932895
- [41] HONSHIMA, M. und K. OHASHI: *High-energy NdFeB magnets and their applications*. Journal of Materials Engineering and Performance, 1994, 3(2), 218-222. ISSN 10599495. Verfügbar unter: doi:10.1007/BF02645846
- [42] PANDIAN, S., V. CHANDRASEKARAN, G. MARKANDEYULU, K.J.L. IYER und K.V.S. RAMA RAO: *Effect of Al, Cu, Ga, and Nb additions on the magnetic properties and microstructural features of sintered NdFeB*. Journal of Applied Physics, 2002, 92(10), 6082-6086. ISSN 00218979. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.1513879
- [43] BROWN, D., B.M. MA und Z. CHEN: *Developments in the processing and properties of NdFeb-type permanent magnets*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2002, 248(3), 432-440. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0304-8853(02)00334-7
- [44] N. N.: *SAMARIUM COBALT VS. NEODYMIUM IRON BORON*, 2021 [Zugriff am: 11. März 2021]. Verfügbar unter: [www.arnoldmagnetics.com/resources/samarium-cobalt-vs-neodymium-iron-boron/](http://www.arnoldmagnetics.com/resources/samarium-cobalt-vs-neodymium-iron-boron/)
- [45] Deutsches Institut für Normung e. V. DIN IEC 60404-8-1: *Magnetische Werkstoffe*. Berlin: Beuth Verlag
- [46] DAVIES, B.E., R.S. MOTTRAM und I.R. HARRIS: *Recent developments in the sintering of NdFeB*. Materials Chemistry and Physics, 2001, 67(1-3), 272-281. ISSN 02540584. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0254-0584(00)00450-8

- [47] GUTFLEISCH, O., A. BOLLERO, A. HANDSTEIN, D. HINZ, A. KIRCHNER, A. YAN, K.-H. MÜLLER und L. SCHULTZ: *Nanocrystalline high performance permanent magnets*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2002, 242-245, 1277-1283. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0304-8853(01)00989-1
- [48] COEY, J.M.D., Hg.: *Rare-earth iron permanent magnets*. Reprint. Oxford: Clarendon Press, 1996. Monographs on the physics and chemistry of materials. 54. ISBN 0-19-851792-0
- [49] HONKURA, Y., C. MISHIMA, N. HAMADA, G. DRAZIC und O. GUTFLEISCH: *Texture memory effect of Nd-Fe-B during hydrogen treatment*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2005, 290-291, 1282-1285. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmmm.2004.11.423
- [50] LIU, J., H. SEPEHRI-AMIN, T. OHKUBO, K. HIOKI, A. HATTORI und K. HONO: *Microstructure evolution of hot-deformed Nd-Fe-B anisotropic magnets*. Journal of Applied Physics, 2014, 115(17), 17A744. ISSN 00218979. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.4867960
- [51] EL-MONEIM, A.A., O. GUTFLEISCH, A. PLOTNIKOV und A. GEBERT: *Corrosion behaviour of hot-pressed and die-upset nanocrystalline NdFeB-based magnets*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2002, 248(1), 121-133. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0304-8853(02)00286-X
- [52] MA, B.M., J.W. HERCHENROEDER, B. SMITH, M. SUDA, D.N. BROWN und Z. CHEN: *Recent development in bonded NdFeB magnets*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2002, 239(1-3), 418-423. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0304-8853(01)00609-6
- [53] HINZ, D., A. KIRCHNER, D.N. BROWN, B.-M. MA und O. GUTFLEISCH: *Near net shape production of radially oriented NdFeB ring magnets by backward extrusion*. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 135(2-3), 358-365. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0924-0136(02)00868-3
- [54] MOLYCORP MAGNEQUENCH: *Datenblatt zum Werkstoff MQP-S-11-9-20001-070*
- [55] DRUMMER, D.: *Verarbeitung und Eigenschaften kunststoffgebundener Dauermagnete*. Erlangen: Lehrstuhl für Kunststofftechnik der Universität Erlangen-Nürnberg, 2004. ISBN 3-931864-22-7



- [56] KURTH, K.H. und D. DRUMMER: *Effect of the variation of the gating system on the magnetic properties of injection molded pole-oriented rings*. Journal of Polymer Engineering, 2017, 37(6), 537-546. ISSN 0334-6447. Verfügbar unter: doi:10.1515/polyeng-2016-0306
- [57] Verein Deutscher Ingenieure e.V. VDI 3405: *Additive Fertigungsverfahren - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen*: Beuth
- [58] Deutsches Institut für Normung e. V. 52900: *Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie*. Berlin: Beuth Verlag GmbH
- [59] HUBER, C., C. ABERT, F. BRUCKNER, M. GROENEFELD, O. MUTHSAM, S. SCHUSCHNIGG, K. SIRAK, R. THANHOFFER, I. TELIBAN, C. VOGLER, R. WINDL und D. SUESS: *3D print of polymer bonded rare-earth magnets, and 3D magnetic field scanning with an end-user 3D printer*. Applied Physics Letters, 2016, 109(16), 162401. ISSN 0003-6951. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.4964856
- [60] ORTNER, M., C. HUBER, N. VOLLERT, J. PILZ und D. SUSS: *Application of 3D-printed magnets for magnetic position detection systems*. In: 2017 IEEE SENSORS: IEEE, S. 1-3, 29. Oktober 2017 - 1. November 2017. ISBN 978-1-5090-1012-7
- [61] PETERSDORFF-CAMPEN, K. von, Y. HAUSWIRTH, J. CARPENTER, A. HAGMANN, S. BOËS, M. SCHMID DANERS, D. PENNER und M. MEBOLDT: *3D Printing of Functional Assemblies with Integrated Polymer-Bonded Magnets Demonstrated with a Prototype of a Rotary Blood Pump*. Applied Sciences, 2018, 8(8), 1275. Verfügbar unter: doi:10.3390/app8081275
- [62] WANG, J., H. XIE, L. WANG, T. SENTHIL, R. WANG, Y. ZHENG und L. WU: *Anti-gravitational 3D printing of polycaprolactone-bonded Nd-Fe-B based on fused deposition modeling*. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 715, 146-153. ISSN 09258388. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jallcom.2017.04.210
- [63] LI, L., K. JONES, B. SALES, J.L. PRIES, I.C. NLEBEDIM, K. JIN, H. BEI, B.K. POST, M.S. KESLER, O. RIOS, V. KUNC, R. FREDETTE, J. ORMEROD, A. WILLIAMS, T.A. LOGRASSO und M.P. PARANTHAMAN: *Fabrication of highly dense isotropic Nd-Fe-B nylon bonded magnets via extrusion-based additive manufacturing*. Additive Manufacturing, 2018, 21, 495-500. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2018.04.001

- [64] GANDHA, K., L. LI, I.C. NLEBEDIM, B.K. POST, V. KUNC, B.C. SALES, J. BELL und M.P. PARANTHAMAN: *Additive manufacturing of anisotropic hybrid NdFeB-SmFeN nylon composite bonded magnets*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2018, 467, 8-13. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmmm.2018-07.021
- [65] COMPTON, B.G., J.W. KEMP, T.V. NOVIKOV, R.C. PACK, C.I. NLEBEDIM, C.E. DUTY, O. RIOS und M.P. PARANTHAMAN: *Direct-write 3D printing of NdFeB bonded magnets*. Materials and Manufacturing Processes, 2016, 1-5. ISSN 1042-6914. Verfügbar unter: doi:10.1080/10426914.2016.1221097
- [66] YANG, F., X. ZHANG, Z. GUO, S. YE, Y. SUI und A.A. VOLINSKY: *3D printing of NdFeB bonded magnets with SrFe<sub>12</sub>O<sub>19</sub> addition*. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 779, 900-907. ISSN 09258388. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jallcom.2018.11.335
- [67] PARANTHAMAN, M.P., C.S. SHAFER, A.M. ELLIOTT, D.H. SIDDEL, M.A. MCGUIRE, R.M. SPRINGFIELD, J. MARTIN, R. FRETTE und J. ORMEROD: *Binder Jetting: A Novel NdFeB Bonded Magnet Fabrication Process*. JOM, 2016, 68(7), 1978-1982. ISSN 10474838. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11837-016-1883-4
- [68] LI, L., A. TIRADO, B.S. CONNER, M. CHI, A.M. ELLIOTT, O. RIOS, H. ZHOU und M.P. PARANTHAMAN: *A novel method combining additive manufacturing and alloy infiltration for NdFeB bonded magnet fabrication*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2017, 438, 163-167. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmmm.2017.04.066
- [69] WENDHAUSEN, P.P., C.H. AHRENS, A.B. BALDISSERA, P.D. PAVEZ und J.M. MASCHERONI: *Additive manufacturing of bonded NdFeB, process parameters evaluation on magnetic properties*. In: 2017 IEEE International Magnetism Conference (INTERMAG): IEEE, S. 1, 24. April 2017 - 28. April 2017. ISBN 978-1-5386-1086-2
- [70] KING, P.C., S.H. ZAHIRI und M.Z. JAHEDI: *Rare Earth/Metal Composite Formation by Cold Spray*. Journal of Thermal Spray Technology, 2008, 17(2), 221-227. ISSN 1059-9630. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11666-007-9145-1

- [71] BERNIER, F. und J.-M. LAMARRE: *Metal-NdFeB composite permanent magnets produced by cold spray*. In: Proceedings of the 29th World Electric Vehicle Symposium and Exhibition (EVS29), 2016
- [72] MENG, F., R.P. CHAUDHARY, K. GANDHA, I.C. NLEBEDIM, A. PALASYUK, E. SIMSEK, M.J. KRAMER und R.T. OTT: *Rapid Assessment of the Ce-Co-Fe-Cu System for Permanent Magnetic Applications*. JOM, 2018, 70(6), 872-878. ISSN 10474838. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11837-018-2862-8
- [73] WILLSON, M., S. BAUSER, S. LIU und M. HUANG: *Plasma sprayed Nd-Fe-B permanent magnets*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003, 93(10), 7987-7989. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.1558590
- [74] SRIDHARAN, N., E. CAKMAK, F.A. LIST, H. UCAR, S. CONSTANTINIDES, S.S. BABU, S.K. MCCALL und M.P. PARANTHAMAN: *Rationalization of solidification mechanism of Nd-Fe-B magnets during laser directed-energy deposition*. Journal of Materials Science, 2018, 53(11), 8619-8626. ISSN 00222461. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10853-018-2178-7
- [75] SIEMENS AG: *Verfahren zur Herstellung eines Permanentmagneten*. Erfinder: I. HAHN, R. KARMAZIN, H. PILZ, G. RIEGER UND I. ZINS. Anmeldung: 15. Juni 2012. WO 2013/185967 A1
- [76] HUBER, C., H. SEPEHRI-AMIN, M. GOERTLER, M. GROENEFELD, I. TELIBAN, K. HONO und D. SUESS: *Coercivity enhancement of selective laser sintered NdFeB magnets by grain boundary infiltration*. Acta Materialia, 2019, (172), 66-71. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2019.04.037
- [77] JAĆIMOVIĆ, J., F. BINDA, L.G. HERRMANN, F. GREUTER, J. GENTA, M. CALVO, T. TOMŠE und R.A. SIMON: *Net Shape 3D Printed NdFeB Permanent Magnet*. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(8), 1700098. ISSN 14381656. Verfügbar unter: doi:10.1002/adem.201700098
- [78] BITTNER, F., J. THIELSCH und W.-G. DROSSEL: *Laser powder bed fusion of Nd-Fe-B permanent magnets*. Progress in Additive Manufacturing, 2020, 2, 41101. ISSN 2363-9512. Verfügbar unter: doi:10.1007/s40964-020-00117-7

- [79] GOLL, D., J. SCHURR, F. TRAUTER, J. SCHANZ, T. BERNTHALER, H. RIEGEL und G. SCHNEIDER: *Additive manufacturing of soft and hard magnetic materials*. Procedia CIRP, 2020, 94, 248-253. ISSN 22128271. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2020.09.047
- [80] KEMPEN, K., L. THIJS, B. VRANCKEN, S. BULS, J. VAN HUMBEECK und J.-P. KRUTH: *PRODUCING CRACK-FREE, HIGH DENSITY M2 HSS PARTS BY SELECTIVE LASER MELTING: PRE-HEATING THE BASEPLATE*. In: Proceedings of the 24th International Solid Freeform Fabrication Symposium. Austin, Texas, S. 144-151, 2013
- [81] KRUTH, J.-P., P. MERCELIS, J. VAN VAERENBERGH, L. FROYEN und M. ROMBOUTS: *Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting*. Rapid Prototyping Journal, 2005, 11(1), 26-36. ISSN 1355-2546. Verfügbar unter: doi:10.1108/13552540510573365
- [82] CONCEPT LASER GMBH: *Datenblatt zur M2 Series 5*, 2021
- [83] CONCEPT LASER GMBH: *Datenblatt zur Mlab Family*, 2021
- [84] EOS GMBH: *Datenblatt zur EOS M 400 Serie*, 2021
- [85] SLM SOLUTIONS: *Datenblatt zur SLM 500*, 2021
- [86] POPRAWIE, R.: *Lasertechnik für die Fertigung. Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur ; mit 26 Tabellen*. Berlin: Springer, 2005. VDI-Buch. ISBN 978-3-540-26435-4
- [87] EISEN, M.A.: *Optimierte Parameterfindung und prozessorientiertes Qualitätsmanagement für das Selective Laser Melting Verfahren*. Aachen: Shaker, 2010. Berichte aus der Fertigungstechnik. ISBN 9783832288273
- [88] GANERIWALA, R. und T.I. ZOHD: *Multiphysics Modeling and Simulation of Selective Laser Sintering Manufacturing Processes*. Procedia CIRP, 2014, 14, 299-304. ISSN 22128271. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2014.03.015
- [89] KROL, T.A.: *Beitrag zur simulationsgestützten Steigerung der Bauteilmaßhaltigkeit für laserbasierte Strahlschmelztechnologien*. München: utzverlag, 2019. Forschungsberichte IWB. Band 347. ISBN 9783831648078

- [90] KELLER, N.: *Verzugsminimierung bei selektiven Laserschmelzverfahren durch Multi-Skalen-Simulation*. Bremen: Staats- und Universitätsbibliothek Bremen, 2017
- [91] FAIDEL, D., A. LASKIN, W. BEHR und G. NATOUR: *Improvement of selective laser melting by beam shaping and minimized thermally induced effects in optical systems*. In: 9th International Conference on Photonic Technologies LANE 2016
- [92] MASOOMI, M., J.W. PEGUES, S.M. THOMPSON und N. SHAMSAEI: *A numerical and experimental investigation of convective heat transfer during laser-powder bed fusion*. Additive Manufacturing, 2018, 22, 729-745. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2018.06.021
- [93] SCHLICK, G.J.: *Selektives Laserstrahlschmelzen von schwer schweißbaren Nickelbasis-Superlegierungen*. Aachen: Shaker. Berichte aus der Materialwissenschaft. ISBN 384405314X
- [94] ZHU, H.H., J.Y.H. FUH und L. LU: *The influence of powder apparent density on the density in direct laser-sintered metallic parts*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2007, 47(2), 294-298. ISSN 08906955. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijmachtools.2006.03.019
- [95] KRUTH, J.-P., G. LEVY, F. KLOCKE und T.H.C. CHILDS: *Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing*. CIRP Annals, 2007, 56(2), 730-759. ISSN 00078506. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.cirp.2007.10.004
- [96] TRAPP, J., A.M. RUBENCHIK, G. GUSS und M.J. MATTHEWS: *In situ absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing*. Applied Materials Today, 2017, 9, 341-349. ISSN 23529407. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.apmt.2017.08.006
- [97] WEGNER, J., M. FREY, M. PIECHOTTA, N. NEUBER, B. ADAM, S. PLATT, L. RUSCHEL, N. SCHNELL, S.S. RIEGLER, H.-R. JIANG, G. WITT, R. BUSCH und S. KLESZCZYNSKI: *Influence of powder characteristics on the structural and the mechanical properties of additively manufactured Zr-based bulk metallic glass*. Materials & Design, 2021, 209, 109976. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2021.109976

- [98] BAE, B.H., J.W. LEE, J.M. CHA, I.-W. KIM, H.-D. JUNG und C.-B. YOON: *Preliminary Characterization of Glass/Alumina Composite Using Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Additive Manufacturing*. Materials (Basel, Switzerland), 2020, 13(9). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma13092156
- [99] PANNITZ, O., F. GROßWENDT, A. LÜDDECKE, A. KWADÉ, A. RÖTTGER und J.T. SEHRT: *Improved Process Efficiency in Laser-Based Powder Bed Fusion of Nanoparticle Coated Maraging Tool Steel Powder*. Materials (Basel, Switzerland), 2021, 14(13). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma14133465
- [100] SEYDA, V.: *Werkstoff- und Prozessverhalten von Metallpulvern in der laseradditiven Fertigung*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018. Light Engineering für die Praxis. ISBN 978-3-662-58232-9
- [101] CORDOVA, L., T. BOR, M. de SMIT, M. CAMPOS und T. TINGA: *Measuring the spreadability of pre-treated and moisturized powders for laser powder bed fusion*. Additive Manufacturing, 2020, 32, 101082. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2020.101082
- [102] KAUFMANN, N., M. IMRAN, T.M. WISCHEROPP, C. EMMELMANN, S. SIDDIQUE und F. WALTHER: *Influence of Process Parameters on the Quality of Aluminium Alloy EN AW 7075 Using Selective Laser Melting (SLM)*. Physics Procedia, 2016, 83, 918-926. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2016.08.096
- [103] HUBER, F., M. RASCH und M. SCHMIDT: *Laser Powder Bed Fusion (PBF-LB/M) Process Strategies for In-Situ Alloy Formation with High-Melting Elements*. Metals, 2021, 11(2), 336. Verfügbar unter: doi:10.3390/met11020336
- [104] GU, D., M. GUO, H. ZHANG, Y. SUN, R. WANG und L. ZHANG: *Effects of laser scanning strategies on selective laser melting of pure tungsten*. International Journal of Extreme Manufacturing, 2020, 2(2), 25001. Verfügbar unter: doi:10.1088/2631-7990/ab7b00
- [105] MUGWAGWA, L., D. DIMITROV, S. MATOPE und I. YADROITSEV: *Evaluation of the impact of scanning strategies on residual stresses in selective laser melting*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 102(5-8), 2441-2450. ISSN 0268-3768. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00170-019-03396-9

- [106] MALEKIPOUR, E. und H. EL-MOUNAYRI: *Scanning Strategies in the PBF Process: A Critical Review*. In: Volume 2A: Advanced Manufacturing: American Society of Mechanical Engineers, 11162020. ISBN 978-0-7918-8448-5
- [107] ARTZT, K., T. MISHUROVA, P.-P. BAUER, J. GUSSONE, P. BARRIOBERO-VILA, S. EVSEVLEEVEV, G. BRUNO, G. REQUENA und J. HAUBRICH: *Pandora's Box-Influence of Contour Parameters on Roughness and Subsurface Residual Stresses in Laser Powder Bed Fusion of Ti-6Al-4V*. Materials (Basel, Switzerland), 2020, 13(15). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma13153348
- [108] LIU, J., B. JALALAHMADI, Y.B. GUO, M.P. SEALY und N. BOLANDER: *A review of computational modeling in powder-based additive manufacturing for metallic part qualification*. Rapid Prototyping Journal, 2018, 24(8), 1245-1264. ISSN 1355-2546. Verfügbar unter: doi:10.1108/RPJ-04-2017-0058
- [109] ZHANG, D.: *Entwicklung des Selective Laser Melting (SLM) für Aluminiumwerkstoffe*. Aachen: Shaker. Berichte aus der Lasertechnik. ISBN 3832231048
- [110] BUCHBINDER, D.F.S.: *Selective Laser Melting von Aluminiumgusslegierungen*. Aachen: Shaker, 2013. Berichte aus der Lasertechnik. ISBN 9783844024395
- [111] BECKER, D.: *Selektives Laserschmelzen von Kupfer und Kupferlegierungen*. Aachen: Apprimus-Verl., 2014. Ergebnisse aus der Lasertechnik. ISBN 9783863592172
- [112] LÖBER, L.: *Selektives Laserstrahlschmelzen von Titanaluminiden und Stahl*. Dresden: Sächsische Landesbibliothek - Staats- und Universitätsbibliothek Dresden, 2015
- [113] GARIBALDI, M.: *Laser additive manufacturing of soft magnetic cores for rotating electrical machinery: materials development and part design*, 2018
- [114] SIEBERTZ, K., D. VAN BEBBER und T. HOCHKIRCHEN: *Statistische Versuchsplanung. Design of Experiments (DoE)*. Heidelberg: Springer, 2010. VDI-Buch. ISBN 978-3-642-05492-1
- [115] VAN ELSSEN, M.: *Complexity of Selective Laser Melting. a new optimisation approach*, KU Leuven, Dissertation, 2007

- [116] LIAO, H.-T. und J.-R. SHIE: *Optimization on selective laser sintering of metallic powder via design of experiments method*. Rapid Prototyping Journal, 2007, 13(3), 156-162. ISSN 1355-2546. Verfügbar unter: doi:10.1108/13552540710750906
- [117] CARTER, L.N.: *Selective laser melting of nickel superalloys for high temperature applications*, University of Birmingham, Dissertation, 2013
- [118] ABELE, E., H.A. STOFFREGEN, M. KNIEPKAMP, S. LANG und M. HAMPE: *Selective laser melting for manufacturing of thin-walled porous elements*. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 114-122. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.07.017
- [119] UHLMANN, E., A. BERGMANN und W. GRIDIN: *Investigation on Additive Manufacturing of Tungsten Carbide-cobalt by Selective Laser Melting*. Procedia CIRP, 2015, 35, 8-15. ISSN 22128271. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2015.08.060
- [120] ALFAIFY, A., J. HUGHES und K. RIDGWAY: *Controlling the porosity of 316L stainless steel parts manufactured via the powder bed fusion process*. Rapid Prototyping Journal, 2019, 25(1), 162-175. ISSN 1355-2546. Verfügbar unter: doi:10.1108/RPJ-11-2017-0226
- [121] BRACKETT, D., ASHCROFT, I., & HAGUE, R.: *Topology Optimization for Additive Manufacturing*. In: Proceedings of the solid freeform fabrication symposium, S. 348-362, 2011
- [122] SCHMIDT, M., M. MERKLEIN, D. BOURELL, D. DIMITROV, T. HAUSOTTE, K. WEGENER, L. OVERMEYER, F. VOLLERTSEN und G.N. LEVY: *Laser based additive manufacturing in industry and academia*. CIRP Annals, 2017, 66(2), 561-583. ISSN 00078506. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.cirp.2017.05.011
- [123] HUBER, C., M. GOERTLER, C. ABERT, F. BRUCKNER, M. GROENEFELD, I. TELIBAN und D. SUESS: *Additive Manufactured and Topology Optimized Passive Shimming Elements for Permanent Magnetic Systems*. Scientific reports, 2018, 8(1), 14651. ISSN 2045-2322. Verfügbar unter: doi:10.1038/s41598-018-33059-w
- [124] MCGARRY, C., A. MCDONALD und N. ALOTAIBI: *Optimisation of Additively Manufactured Permanent Magnets for Wind Turbine Generators*. In: International Electrical Machines and Drives Conference 2019, 2019



- [125] PUTEK, P., R. PULCH, A. BARTEL, E.J.W. TER MATEN, M. GÜNTHER und K.M. GAWRYLCZYK: *Shape and topology optimization of a permanent-magnet machine under uncertainties*. Journal of Mathematics in Industry, 2016, 6(1). Verfügbar unter: doi:10.1186/s13362-016-0032-6
- [126] NATH, S.D., A. OKELLO, R. KELKAR, G. GUPTA, M. KEARNS und S.V. ATRE: *Adapting L-PBF process for fine powders: a case study in 420 stainless steel*. Materials and Manufacturing Processes, 2021, 1-12. ISSN 1042-6914. Verfügbar unter: doi:10.1080/10426914-2021.1885707
- [127] BALBAA, M.A., A. GHASEMI, E. FEREIDUNI, M.A. ELBESTAWI, S.D. JADHAV und J.-P. KRUTH: *Role of powder particle size on laser powder bed fusion processability of AlSi10Mg alloy*. Additive Manufacturing, 2021, 37, 101630. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2020.101630
- [128] NAMKUNG, S., D.H. KIM und T.S. JANG: *EFFECT OF PARTICLE SIZE DISTRIBUTION ON THE MICROSTRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF SINTERED NdFeB MAGNETS*. In: Reviews on Advanced Materials Science, S. 185-189, 2011
- [129] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN ISO 697: *Bestimmung der Schüttdichte*
- [130] OERLIKON: *Datenblatt zum Werkstoff 2.4856*
- [131] OERLIKON: *Datenblatt zum Werkstoff 316L Stainless Steel*
- [132] OERLIKON: *Datenblatt zum Werkstoff CoCrMoC*
- [133] OERLIKON: *Datenblatt zum Werkstoff Ti6Al4V*
- [134] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN ISO 9276-1: *Darstellung der Ergebnisse von Partikelgrößenanalysen – Teil 1: Grafische Darstellung*. Berlin: Beuth
- [135] DENTI, L., A. SOLA, S. DEFANTI, C. SCIANCALEPORE und F. BONDIOLI: *Effect of Powder Recycling in Laser-based Powder Bed Fusion of Ti-6Al-4V*. Manufacturing Technology, 2019, 19(2), 190-196. ISSN 12132489. Verfügbar unter: doi:10.21062/ujep/-268.2019/a/1213-2489/MT/19/2/190

- [136] GORJI, N.E., R. O'CONNOR, A. MUSSATTO, M. SNELGROVE, P.M. GONZÁLEZ und D. BRABAZON: *Recyclability of stainless steel (316 L) powder within the additive manufacturing process*. Materialia, 2019, 8, 100489. ISSN 25891529. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.mtla.2019.100489
- [137] LIDE, D.R., Hg.: *CRC handbook of chemistry and physics. A ready-reference book of chemical and physical data*. 84th ed. Boca Raton: CRC Press, 2003. ISBN 978-0849304842
- [138] IPG PHOTONICS: *Datenblatt und Begleitmaterial zum Faserlasersystem YLR-500-AC-Y14*, 2015
- [139] TANG, P., H. XIE, S. WANG, X. DING, Q. ZHANG, H. MA, J. YANG, S. FAN, M. LONG, D. CHEN und X. DUAN: *Numerical Analysis of Molten Pool Behavior and Spatter Formation with Evaporation During Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel*. Metallurgical and Materials Transactions B, 2019, 50(5), 2273-2283. ISSN 1073-5615. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11663-019-01641-w
- [140] LIU, Y., Y. YANG, S. MAI, DI WANG und C. SONG: *Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder*. Materials & Design, 2015, 87, 797-806. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2015.08.086
- [141] GHASEMI-TABASI, H., J. JHABVALA, E. BOILLAT, T. IVAS, R. DRISSI-DAOUDI und R.E. LOGÉ: *An effective rule for translating optimal selective laser melting processing parameters from one material to another*. Additive Manufacturing, 2020, 36, 101496. ISSN 22148604. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.addma.2020.101496
- [142] CHOO, H., K.-L. SHAM, J. BOHLING, A. NGO, X. XIAO, Y. REN, P.J. DEPOND, M.J. MATTHEWS und E. GARLEA: *Effect of laser power on defect, texture, and microstructure of a laser powder bed fusion processed 316L stainless steel*. Materials & Design, 2019, 164, 107534. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2018.12.006
- [143] CONCEPT LASER GMBH: *Parametersatz zur Verarbeitung des Werkstoffs CL31Al*. Lichtenfels, 2014
- [144] CONCEPT LASER GMBH: *Parametersatz zur Verarbeitung des Werkstoffs CL20ES*. Lichtenfels, 2014

- [145] MERTENS, R., B. VRANCKEN, N. HOLMSTOCK, Y. KINDS, J.-P. KRUTH und J. VAN HUMBEECK: *Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts*. Physics Procedia, 2016, 83, 882-890. ISSN 18753892. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.phpro.2016.08.092
- [146] VRANCKEN, B., S. BULS, J.-P. KRUTH und J. VAN HUMBEECK: *Preheating of Selective Laser Melted Ti6Al4V: Microstructure and Mechanical Properties*. In: V. VENKATESH, A.L. PILCHAK, J.E. ALLISON, S. ANKEM, R. BOYER, J. CHRISTODOULOU, H.L. FRASER, M.A. IMAM, Y. KOSAKA, H.J. RACK, A. CHATTERJEE und A. WOODFIELD, Hg. Proceedings of the 13th World Conference on Titanium. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc, S. 1269-1277, 2016. ISBN 9781119296126
- [147] MERTENS, R., S. DADBAKSH, J. VAN HUMBEECK und J.-P. KRUTH: *Application of base plate preheating during selective laser melting*. Procedia CIRP, 2018, 74, 5-11. ISSN 22128271. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2018.08.002
- [148] LUO, Y., N. ZHANG und C.D. GRAHAM: *Variation of hardness with temperature in sintered NdFeB magnets*. Journal of Applied Physics, 1987, 61(8), 3442-3444. ISSN 00218979. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.338747
- [149] KEMPEN, K., B. VRANCKEN, L. THIJS, S. BULS, J. VAN HUMBEECK und J.-P. KRUTH: *Lowering thermal gradients in Selective Laser melting by pre-heating the baseplate*. In: solid freeform fabrication Symposium, 2013
- [150] EL-MONEIM, A.A., A. GEBERT, F. SCHNEIDER, O. GUTFLEISCH und L. SCHULTZ: *Grain growth effects on the corrosion behavior of nanocrystalline NdFeB magnets*. Corrosion Science, 2002, 44(5), 1097-1112. ISSN 0010938X. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0010-938X(01)00123-8
- [151] ZIELINSKI, J., G. BOUSSINOT, G. LASCHET, M. APEL und J.H. SCHLEIFENBAUM: *From Melt Pool to Microstructure to Mechanical Properties: A Simulative Approach to L-PBF Processed Material Behaviour*. BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, 2020, 165(3), 175-180. ISSN 0005-8912. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00501-020-00965-4

- [152] MOGES, T., G. AMETA und P. WITHERELL: *A Review of Model Inaccuracy and Parameter Uncertainty in Laser Powder Bed Fusion Models and Simulations*. Journal of manufacturing science and engineering, 2019, 141. ISSN 1087-1357. Verfügbar unter: doi:10.1115/1.4042789
- [153] TANG, C., K.Q. LE und C.H. WONG: *Physics of humping formation in laser powder bed fusion*. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2020, 149, 119172. ISSN 00179310. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.119172
- [154] MAKOANA, N., I. YADROITSAVA, H. MÖLLER und I. YADROITSEV: *Characterization of 17-4PH Single Tracks Produced at Different Parametric Conditions towards Increased Productivity of LPBF Systems—The Effect of Laser Power and Spot Size Upscaling*. Metals, 2018, 8(7), 475. Verfügbar unter: doi:10.3390/met8070475
- [155] BOSIO, F., A. AVERSA, M. LORUSSO, S. MAROLA, D. GIANOGGIO, L. BATTEZZATI, P. FINO, D. MANFREDI und M. LOMBARDI: *A time-saving and cost-effective method to process alloys by Laser Powder Bed Fusion*. Materials & Design, 2019, 181, 107949. ISSN 02641275. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.matdes.2019.107949
- [156] CHEN, Z., Y. XIANG, Z. WEI, P. WEI, B. LU, L. ZHANG und J. DU: *Thermal dynamic behavior during selective laser melting of K418 superalloy: numerical simulation and experimental verification*. Applied Physics A, 2018, 124(4). ISSN 0947-8396. Verfügbar unter: doi:10.1007/s00339-018-1737-8
- [157] KRUTH, J.P., L. FROYEN, J. VAN VAERENBERGH, P. MERCELIS, M. ROMBOUTS und B. LAUWERS: *Selective laser melting of iron-based powder*. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 149(1-3), 616-622. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051
- [158] KLEPPMANN, W.: *Versuchsplanung. Produkte und Prozesse optimieren*. 8., überarb. Aufl. München: Hanser, 2013. Praxisreihe Qualitätswissen. ISBN 978-3-446-43752-4
- [159] Deutsches Institut für Normung e. V. 60404-5: *Magnetische Werkstoffe - Teil 5: Dauermagnetwerkstoffe (hartmagnetische Werkstoffe - Verfahren zur Messung der magnetischen Eigenschaften*. Berlin: Beuth

- [160] SPIESS, A.-N. und N. NEUMEYER: *An evaluation of R<sub>2</sub> as an inadequate measure for nonlinear models in pharmacological and biochemical research: a Monte Carlo approach*. BMC pharmacology, 2010, 10, 6. Verfügbar unter: doi:10.1186/1471-2210-10-6
- [161] GLADUSH, G.G. und I. SMUROV: *Physics of Laser Materials Processing. Theory and Experiment*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011. Springer series in materials science. 146. ISBN 978-3-642-19242-5
- [162] HITZLER, L., P. WILLIAMS, M. MERKEL, W. HALL und A. ÖCHSNER: *Correlation between the Energy Input and the Microstructure of Additively Manufactured Cobalt-Chromium*. Defect and Diffusion Forum, 2017, 379, 157-165. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/DDF.379.157
- [163] CAO, S., Z. CHEN, C.V.S. LIM, K. YANG, Q. JIA, T. JARVIS, D. TOMUS und X. WU: *Defect, Microstructure, and Mechanical Property of Ti-6Al-4V Alloy Fabricated by High-Power Selective Laser Melting*. JOM, 2017, 69(12), 2684-2692. ISSN 10474838. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11837-017-2581-6
- [164] GU, H., H. GONG, D. PAL, K. RAFI, T. STARR und B. STUCKER: *Influences of Energy Density on Porosity and Microstructure of Selective Laser Melted 17-4PH Stainless Steel*. In: Annual international solid freeform fabrication symposium; an additive manufacturing conference, proceedings, S. 474-489, 2013. ISBN ISSN: 1053-2153
- [165] FARSHIDIANFAR, M.H., A. KHAJEPOUR und A.P. GERLICH: *Effect of real-time cooling rate on microstructure in Laser Additive Manufacturing*. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 231, 468-478. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2016.01.017
- [166] MUGWAGWA, L., D. DIMITROV, S. MATOPE und I. YADROITSEV: *Influence of process parameters on residual stress related distortions in selective laser melting*. Procedia Manufacturing, 2018, 21, 92-99. ISSN 23519789. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.promfg.2018.02.099
- [167] JANSEN, S.: *Generative Fertigung von konturnah temperierten Werkzeugen mittels Selective Laser Melting*. Aachen: Apprimus Verlag, 2014. Edition Wissenschaft - Apprimus. ISBN 978-3-86359-183-0

- [168] VIAL, F., F. JOLY, E. NEVALAINEN, M. SAGAWA, K. HIRAGA und K.T. PARK: *Improvement of coercivity of sintered NdFeB permanent magnets by heat treatment*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2002, 242-245, 1329-1334. ISSN 03048853. Verfügbar unter: doi:10.1016/S0304-8853(01)00967-2
- [169] THIJS, L., K. KEMPEN, J.-P. KRUTH und J. VAN HUMBEECK: *Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSiMg powder*. Acta Materialia, 2013, 61(5), 1809-1819. ISSN 13596454. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.actamat.2012.11.052
- [170] NIENDORF, T., S. LEUDERS, A. RIEMER, H.A. RICHARD, T. TRÖSTER und D. SCHWARZE: *Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting*. Metallurgical and Materials Transactions B, 2013, 44(4), 794-796. ISSN 1073-5615. Verfügbar unter: doi:10.1007/s11663-013-9875-z
- [171] KUNZE, K., T. ETTER, J. GRÄSSLIN und V. SHKLOVER: *Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM)*. Materials Science and Engineering: A, 2015, 620, 213-222. ISSN 09215093. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.msea.2014.10.003
- [172] THANKI, A., L. GOOSSENS, R. MERTENS, G.M.P. PROBST, W. DEWULF, A. WITVROUW und S. YANG: *Study of keyhole-porosities in selective laser melting using X-ray computed tomography*. In: N. N., Hg. 9th Conference on Industrial Computed Tomography (iCT). Padova, 2019
- [173] ZHANG, B., Y. LI und Q. BAI: *Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review*. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2017, 30(3), 515-527. ISSN 1000-9345. Verfügbar unter: doi:10.1007/s10033-017-0121-5
- [174] FOX, J.C., S.P. MOYLAN und B.M. LANE: *Effect of Process Parameters on the Surface Roughness of Overhanging Structures in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing*. Procedia CIRP, 2016, 45, 131-134. ISSN 22128271. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.procir.2016.02.347

- [175] STRANO, G., L. HAO, R.M. EVERSON und K.E. EVANS: *Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting*. Journal of Materials Processing Technology, 2013, 213(4), 589-597. ISSN 09240136. Verfügbar unter: doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.11.011
- [176] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 4287: *Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*: Beuth
- [177] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 4288: *Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit*
- [178] SHANGE, M., I. YADROITSAVA, S. PITYANA, I. YADROITSEV und D. BESTER: *Surface morphology characterisation for parts produced by the high speed selective laser melting*. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 655, 12045. Verfügbar unter: doi:10.1088/1757-899X/655/1/012045
- [179] ADAM, G.: *Systematische Erarbeitung von Konstruktionsregeln für die additiven Fertigungsverfahren Lasersintern, Laserschmelzen und Fused Deposition Modeling*. Aachen: Shaker, 2015. Forschungsberichte des Direct Manufacturing Research Centers. ISBN 9783844034745
- [180] LUKANISZYN, M., M. JAGIELA und R. WROBEL: *Optimization of Permanent Magnet Shape for Minimum Cogging Torque Using a Genetic Algorithm*. IEEE Transactions on Magnetics, 2004, 40(2), 1228-1231. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/TMAG.2004.825185
- [181] ISLAM, R., I. HUSAIN, A. FARDOUN und K. MCLAUGHLIN: *Permanent-Magnet Synchronous Motor Magnet Designs With Skewing for Torque Ripple and Cogging Torque Reduction*. IEEE Transactions on Industry Applications, 2009, 45(1), 152-160. ISSN 0093-9994. Verfügbar unter: doi:10.1109/TIA.2008.2009653
- [182] WANG, Z., C. HUBER, J. HU, J. HE, D. SUESS und S.X. WANG: *An electrodynamic energy harvester with a 3D printed magnet and optimized topology*. Applied Physics Letters, 2019, 114(1), 13902. ISSN 0003-6951. Verfügbar unter: doi:10.1063/1.5074123

- [183] REYNOLDS, A.J.: *Turbulent flows in engineering*. London: Wiley, 1974. A Wiley-Interscience publication. ISBN 9780471717829
- [184] KIM, K.-S., D.-W. LEE, S.-M. LEE, S.-J. LEE und J.-H. HWANG: *A numerical approach to determine the frictional torque and temperature of an angular contact ball bearing in a spindle system*. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2015, 16(1), 135-142. ISSN 2234-7593. Verfügbar unter: doi:10.1007/s12541-015-0017-1
- [185] SLEMON, G.R. und X. LIU: *Core losses in permanent magnet motors*. IEEE Transactions on Magnetics, 1990, 26(5), 1653-1655. ISSN 0018-9464. Verfügbar unter: doi:10.1109/20.104480



## Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P<sub>1</sub>] KOLB, T., F. HUBER, B. AKBULUT, C. DONOČIK, N. URBAN, D. MAURER und J. FRANKE: *Laser Beam Melting of NdFeB for the production of rare-earth magnets*. In: 2016 6th International Electric Drives Production Conference (EDPC), S. 34-40, 2016
- [P<sub>2</sub>] URBAN, N., A. MEYER, S. KREITLEIN, F. LEICHT und J. FRANKE: *Efficient near Net-Shape Production of High Energy Rare Earth Magnets by Laser Beam Melting*. Applied Mechanics and Materials, 2017, 871, 137-144. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.871.137
- [P<sub>3</sub>] URBAN, N., F. HUBER und J. FRANKE: *Influences of process parameters on rare earth magnets produced by laser beam melting*. In: 2017 7th International Electric Drives Production Conference (EDPC): IEEE, S. 1-5, 5. Dezember 2017 - 6. Dezember 2017. ISBN 978-1-5386-1069-5
- [P<sub>4</sub>] URBAN, N., A. MEYER, V. KELLER und J. FRANKE: *Contribution of Additive Manufacturing of Rare Earth Material to the Increase in Performance and Resource Efficiency of Permanent Magnets*. Applied Mechanics and Materials, 2018, 882, 135-141. Verfügbar unter: doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.882.135
- [P<sub>5</sub>] URBAN, N., A. KÜHL, M. GLAUCHE und J. FRANKE: *Additive Manufacturing of Neodymium-Iron-Boron Permanent Magnets*. In: 2018 8th International Electric Drives Production Conference (EDPC): IEEE, S. 1-5, 4. Dezember 2018 - 5. Dezember 2018. ISBN 978-1-7281-0148-4
- [P<sub>6</sub>] SKALON, M., M. GÖRTLER, B. MEIER, S. ARNEITZ, N. URBAN, S. MITSCHKE, C. HUBER, J. FRANKE und C. SOMMITSCH: *Influence of Melt-Pool Stability in 3D Printing of NdFeB Magnets on Density and Magnetic Properties*. Materials (Basel, Switzerland), 2019, 13(1). ISSN 1996-1944. Verfügbar unter: doi:10.3390/ma13010139
- [P<sub>7</sub>] MEYER, A., A. HEYDER, M. BRELA, N. URBAN, J. SPARRER und J. FRANKE: *Fully automated rotor inspection apparatus with high flexibility for permanent magnet synchronous motors using an improved hall sensor line array*. In: 2015 5th International Electric Drives Production Conference (EDPC): IEEE, S. 1-5, 15. September 2015 - 16. September 2015. ISBN 978-1-4673-7511-5

## Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] LEICHT, F.: *Prozessentwicklung zur additiven Fertigung von Selten-Erd Dauermagneten*. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik. Masterarbeit. Erlangen, 2017
- [S2] MAURER, D.: *Additive Fertigung von Selten-Erd-Dauermagneten mittels selektivem Lasersintern*. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik. Masterarbeit. Erlangen, 2016
- [S3] MAUßNER, B.: *Ermittlung und Quantifizierung von Haupteinflussfaktoren im Laserstrahlschmelzen (SLM) von Seltenerd-Werkstoffen durch statistische Versuchsplanung (DoE)*. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik. Projektarbeit. Erlangen, 2020
- [S4] THIM, P.: *Ermittlung und Quantifizierung von Haupteinflussfaktoren im Laserstrahlschmelzen von Seltenerdwerkstoffen durch statistische Versuchsplanung*. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik. Bachelorarbeit. Erlangen, 2019
- [S5] GLAUCHE, M.: *Befähigung des Laserstrahlschmelzverfahrens zur prozesssicheren Verarbeitung von Magnetwerkstoffen aus Seltenen Erden*. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik. Masterarbeit. Erlangen, 2018
- [S6] KELLER, V.: *Planung und Durchführung von Parameterstudien im Rahmen des Laserstrahlschmelzens von Seltenerd-Magnetwerkstoffen*. Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik. Masterarbeit. Erlangen, 2018

# Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2021):

Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, [www.mb.fau.de/diss/](http://www.mb.fau.de/diss/)

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52

Fertigungstechnik – Erlangen

ISSN 1431-6226

Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307

Fertigungstechnik – Erlangen

ISSN 1431-6226

Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308

FAU Studien aus dem Maschinenbau

ISSN 2625-9974

FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

|              |                                                                      |
|--------------|----------------------------------------------------------------------|
| <b>FAPS</b>  | Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik    |
| <b>FMT</b>   | Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik                                  |
| <b>KTmfk</b> | Lehrstuhl für Konstruktionstechnik                                   |
| <b>LFT</b>   | Lehrstuhl für Fertigungstechnologie                                  |
| <b>LPT</b>   | Lehrstuhl für Photonische Technologien                               |
| <b>REP</b>   | Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen |

Band 1: Andreas Hemberger  
Innovationspotentiale in der  
rechnerintegrierten Produktion durch  
wissensbasierte Systeme  
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.  
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe  
Beitrag zur Steigerung der Flexibilität  
automatisierter Montagesysteme  
durch Sensorintegration und erweiterte  
Steuerungskonzepte  
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.  
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting  
Projektierung von Montagesystemen  
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.  
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter  
Nutzungsgradsteigerung von  
Montagesystemen durch den Einsatz  
der Simulationstechnik  
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.  
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin  
Aufbau von Modellen zur Lageregelung  
von Industrierobotern  
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.  
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss  
Untersuchungen zur Bearbeitungsquali-  
tät im Fertigungssystem Laserstrahl-  
schneiden  
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.  
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz  
Modell zur datenbankgestützten Planung  
automatisierter Montageanlagen  
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.  
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier  
Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhal-  
tens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen  
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.  
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele  
Konzeption und Wirtschaftlichkeit von  
Planungssystemen in der Produktion  
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.  
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer  
Technologisch orientierte  
Montageplanung am Beispiel der  
Schraubtechnik  
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.  
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer  
Verteilte Planungssysteme zur  
Flexibilitätssteigerung der  
rechnerintegrierten Teilefertigung  
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.  
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam  
CAD/CAP: Rechnergestützte Montage-  
feinplanung  
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.  
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen  
Pulvermetallurgische Verarbeitung eines  
übereutektoiden verschleißfesten Stahls  
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab.  
1990. ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann  
Untersuchungen zur Anlagen- und  
Prozeßdiagnostik für das Schneiden  
mit CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern  
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.  
1991. ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler  
Material- und Datenfluß in einer flexiblen  
Blechbearbeitungszelle  
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.  
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake  
Entwicklung eines rechnergestützten  
Diagnosesystems für automatisierte  
Montagezellen  
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.  
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel  
Optimierung der Werkzeugbereitstellung  
durch rechnergestützte  
Arbeitsfolgenbestimmung  
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.  
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller  
Modellierung und Einsatz von  
Softwaresystemen für rechnergeführte  
Montagezellen  
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.  
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende  
Untersuchungen zum Biegeumforme mit  
elastischer Matrize  
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.  
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid  
Beitrag zum automatisierten Bearbeiten  
von Keramikguß mit Industrierobotern  
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab.  
1991. ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer  
Multiprozessorsteuerung für  
kooperierende Industrieroboter in  
Montagezellen  
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.  
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer  
Entwicklung problemspezifischer  
Verfahrensketten in der Montage  
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.  
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr  
Beitrag zur optimalen  
Verbindungstechnik in der  
Oberflächenmontage (SMT)  
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.  
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief  
Untersuchungen zur Verfahrensfolge  
Laserstrahlschneiden und -schweißen  
in der Rohkarosseriefertigung  
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab.  
1991. ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim  
Rechnerunterstützte Optimierung  
von Materialflußstrukturen in der  
Elektronikmontage durch Simulation  
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.  
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller  
CO<sub>2</sub>-Laserstrahlschneiden von  
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen  
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.  
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer  
Integrierte Informationsverarbeitung  
bei der Montageplanung  
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.  
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann  
Entwicklung einer  
CAD/CAM-Prozesskette für die  
Herstellung von Blechbiegeteilen  
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.  
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann  
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden  
und -schweißen: Prozeßführung und  
Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbear-  
beitung von Blechformteilen  
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992.  
ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel  
Flexible Werkstattsteuerung mit  
objektorientierten Softwarestrukturen  
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.  
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch  
Planungs- und Steuerungswerkzeuge zur  
impliziten Geräteprogrammierung  
in Roboterzellen  
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992.  
ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther  
Ein Beitrag zur Bewertung des Kommuni-  
kationsverhaltens von Automatisierungs-  
geräten in flexiblen Produktionszellen  
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992.  
ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless  
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik  
in der Strahlführung einer  
CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaseranlage  
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.  
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel  
Entwicklung und Einsatz eines Simula-  
tionsverfahrens für operative und  
strategische Probleme der  
Produktionsplanung und -steuerung  
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.  
1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann  
Operatives Fertigungscontrolling durch  
Optimierung auftragsbezogener Bearbei-  
tungsabläufe in der Elektronikfertigung  
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.  
ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra  
Entwicklung eines benutzerorientierten  
Werkstattprogrammiersystems für das  
Laserstrahlschneiden  
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993.  
ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels  
Modellierung und Optimierung von  
Montageanlagen in einem integrierten  
Simulationssystem  
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993.  
ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel  
Laserstrahlbohren durchflußbestimmen-  
der Durchgangslöcher  
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.  
ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz  
Oberflächenfeinbearbeitung  
keramischer Werkstoffe mit  
XeCl-Excimerlaserstrahlung  
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994.  
ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp  
Rechnerunterstützung bei Test und  
Schulung an Steuerungssoftware von  
SMD-Bestücklinien  
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch  
Wissensbasierte Unterstützung der  
Angebotsbearbeitung in der  
Investitionsgüterindustrie  
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp  
Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim  
Schneiden mit einem gepulsten  
Nd:YAG-Laser  
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel  
Optische 3D-Konturerfassung und  
on-line Biegewinkelmessung mit  
dem Lichtschnittverfahren  
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt  
Modulares Planungssystem zur  
Optimierung der Elektronikfertigung  
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner  
Adaptive Diagnose in der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann  
Beitrag zur automatisierten  
Handhabungsplanung komplexer  
Blechbiegeteile  
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf  
Zielkostenorientierte Montageplanung  
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher  
Konzept zur rechnerintegrierten  
Materialversorgung in flexiblen  
Fertigungssystemen  
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska  
Wissensbasierte Analyse und  
Klassifizierung von Blechteilen  
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995.  
ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke  
Integrierte Entwicklung neuer  
Produkt- und Produktionstechnologien  
für räumliche spritzgegossene  
Schaltungsträger (3-D MID)  
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller  
Sensorplanung und schnelle  
Sensorregelung für Industrieroboter  
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995.  
ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie  
Zeitbehandlung und  
Multimedia-Unterstützung in  
Feldkommunikationssystemen  
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996.  
ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel  
Reengineering in der Elektro- und  
Elektronikindustrie  
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn  
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung  
mit Excimerlasern - Systemkomponenten  
und Verfahrensoptimierungen  
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth  
Laserstrahlhartlöten mit  
Zweistrahlschweißtechnik  
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr  
Steuerung und Sensordatenintegration  
für flexible Fertigungszellen mit  
kooperierenden Robotern  
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer  
Berührungslose Formgebung mit  
Laserstrahlung  
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 1996.  
ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz  
Fertigungsqualität beim  
3D-Laserstrahlschweißen von  
Blechformteilen  
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs  
Integration elektromechanischer  
CA-Anwendungen über einem  
STEP-Produktmodell  
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm  
Prozeßintegrierte Qualitätssicherung  
in der Elektronikproduktion  
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-082-6.



Band 61: Andreas Brand  
Prozesse und Systeme zur Bestückung  
räumlicher elektronischer Baugruppen  
(3D-MID)  
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.  
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf  
Regelung der Laserstrahlleistung und  
der Fokusparameter einer  
CO<sub>2</sub>-Hochleistungslaseranlage  
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser  
Modulares Informationsmanagement  
in der integrierten Produkt- und  
Prozeßplanung  
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.  
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl  
Integriertes Automatisierungskonzept  
für den flexiblen Materialfluß in der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto  
Transiente Prozesse beim  
Laserstrahlschweißen  
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl  
Erweiterte Informationsbereitstellung  
an offenen CNC-Steuerungen zur  
Prozeß- und Programmoptimierung  
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.  
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf  
Verbesserte Prozeßführung und  
Prozeßplanung zur Leistungs- und  
Qualitätssteigerung beim  
Spulenwickeln  
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.  
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes  
Technologieorientierte Bahnplanung  
für die 3D-Laserstrahlbearbeitung  
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus  
Laserstrahlumformen von Profilen  
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer  
Adaptive Strahlführungen für  
CO<sub>2</sub>-Laseranlagen  
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber  
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler  
Schraubstationen in der  
automatisierten Montage  
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf  
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen  
in der Umformtechnik  
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab. 1997.  
ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke  
Integrierte Planung und Konstruktion  
von Werkzeugen für die Biegebearbeitung  
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.  
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller  
Automatisierte Demontagesysteme  
und recyclinggerechte Produktgestaltung  
elektronischer Baugruppen  
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meßner  
Kaltmassivumformung metallischer  
Kleinstteile – Werkstoffverhalten,  
Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung  
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher  
Prozeß- und Systemtechnik zum  
Laserstrahl-Mikroschweißen  
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind  
Zerstörungsfreie Ermittlung mechanischer  
Eigenschaften von Feinblechen mit  
dem Wirbelstromverfahren  
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard  
Qualitätssteigerung in der  
Elektronikproduktion durch  
Optimierung der Prozeßführung  
beim Löten komplexer Baugruppen  
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh  
Methodische Einbindung der Simulation  
in die betrieblichen Planungs- und  
Entscheidungsabläufe  
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn  
Meßeinrichtung zur Untersuchung  
der Wirkflächenreibung bei umformtech-  
nischen Prozessen  
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert  
Regelung der Fokusslage beim Schweißen  
mit CO<sub>2</sub>-Hochleistungslasern unter  
Einsatz von adaptiven Optiken  
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo  
Development and Implementation of  
Hierarchical Control Structures of  
Flexible Production Systems Using High  
Level Petri Nets  
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998.  
ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt  
Effizienzsteigerung bei Demontage  
und Recycling durch flexible  
Demontagetechnologien und optimierte  
Produktgestaltung  
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998.  
ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz  
Modelle und effiziente Modellbildung  
zur Qualitätssicherung in der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs  
Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT  
FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998.  
ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau  
Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)  
FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999.  
ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals  
Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes  
LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn  
Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion  
FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger  
Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen  
LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher  
Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten  
LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet  
Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung  
LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart  
Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO<sub>2</sub>-Laserstrahlung  
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P. Coremans  
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper  
LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler  
Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung  
FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999.  
ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker  
Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken  
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein  
Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung  
LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger  
Herstellungs- und Prüfverfahren für  
thermoplastische Schaltungsträger  
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach  
Beitrag zur rechnerunterstützten  
verursachungsgerechten  
Angebotskalkulation von Blechteilen  
mit Hilfe wissensbasierter Methoden  
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999.  
ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach  
Bildverarbeitungssystem zur Erfassung  
der Anschlußgeometrie elektronischer  
SMT-Bauelemente  
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk  
Simulationsbasierte  
Lebensdauervorhersage für Werkzeuge  
der Kaltmassivumformung  
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl  
Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und  
Anlagenplanung  
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel  
Ermüdungsbruchversagen  
hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle  
in der Kaltmassivumformung  
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000.  
ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert  
Simulationsgestützte Prozessausslegung  
für das Innenhochdruck-Umformen  
von Blechpaaren  
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.  
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer  
Modulares Planungswerkzeug zum  
Produktionsmanagement in der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.  
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige  
Flexible Formgebung von Blechen  
durch Laserstrahlumformen  
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.  
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel  
Wissensbasierte Methoden für die  
rechnergestützte Charakterisierung  
und Bewertung innovativer  
Fertigungsprozesse  
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.  
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel  
Kommunikationstechnische Integration  
der Prozeßebe in Produktionssysteme  
durch Middleware-Frameworks  
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter  
Verfügbarkeitssteigerung von  
Werkzeugmaschinen durch Einsatz  
mechatronischer Sensorlösungen  
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli  
Integration lokaler CAP-Systeme in  
einen globalen Fertigungsdatenverbund  
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller  
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern -  
Prozeßparameter und Modelle zur  
Aktorkonstruktion  
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer  
Integrierte Telediagnose via Internet  
zum effizienten Service von  
Produktionssystemen  
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein  
Qualitäts- und kosteneffiziente Integra-  
tion neuer Bauelementetechnologien in  
die Flachbaugruppenfertigung  
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger  
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten  
alternativer Elektroniklote in der  
Oberflächenmontage (SMT)  
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber  
Justieren vormontierter Systeme mit dem  
Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren  
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi  
Analyse und Optimierung von Montage-  
systemen in der Elektronikproduktion  
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein  
Laserstrahlumformen von  
Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung  
der Mikrostruktur und der mechanischen  
Eigenschaften  
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001.  
ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi  
Ein informationslogistisches  
Architekturkonzept zur Akquisition  
simulationsrelevanter Daten  
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch  
Rationalisierung und ergonomische  
Optimierung im Innenausbau durch  
den Einsatz moderner  
Automatisierungstechnik  
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt  
Prozeßregelung für das Laserstrahl-  
Punktschweißen in der Elektronikpro-  
duktion  
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Fließpressen metallischer Kleinstteile  
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche  
Methoden zur technologieorientierten  
Programmierung für die  
3D-Lasermikrobearbeitung  
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel  
Prozeßkontrolle beim  
Laserstrahl-Mikroschweißen  
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel  
Prozeßkontrolle und -steuerung beim  
Laserstrahlschweißen mit den Methoden  
der nichtlinearen Dynamik  
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßer  
Laserstrahlunterstützte Erzeugung  
metallischer Leiterstrukturen auf  
Thermoplastsubstraten für die  
MID-Technik  
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein  
Qualität laserstrahl-gefügter  
Mikroverbindungen elektronischer  
Kontakte  
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium  
für Komponenten der Optoelektronik  
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich  
Simultanes Löten von Anschlußkontak-  
ten elektronischer Bauelemente mit  
Diodenlaserstrahlung  
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann  
Erweiterung der Formgebungsgrenzen  
beim Umformen von  
Aluminiumwerkstoffen durch den Ein-  
satz prozessangepasster Platinen  
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch  
3 - D MID Technologie in der  
Automobilelektronik  
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl  
Fertigungsqualität und Umformbarkeit  
laserstrahlgeschweißter Formplatinen  
aus Aluminiumlegierungen  
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk  
Entwicklung eines konfigurierbaren  
Steuerungssystems für die flexible  
Sensorführung von Industrierobotern  
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Nегendanck  
Neue Sensorik und Aktorik für  
Bearbeitungsköpfe zum  
Laserstrahlschweißen  
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis  
Integrierte Fertigung - Verfahrensin-  
tegration durch Innenhochdruck-Umfor-  
men, Trennen und Laserstrahlschweißen  
in einem Werkzeug sowie ihre tele- und  
multimediale Präsentation  
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner  
Technische Umsetzung produktbezoge-  
ner Instrumente der Umweltpolitik bei  
Elektro- und Elektronikgeräten  
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier  
Strategien für einen produktorientierten  
Einsatz räumlicher spritzgegossener  
Schaltungsträger (3-D MID)  
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich  
Kostensimulation - Simulationsbasierte  
Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer  
Produktionssysteme  
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny  
Innenhochdruck-Umformen von Blechen  
aus Aluminium- und Magnesiumlegie-  
rungen bei erhöhter Temperatur  
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab. 2002.  
ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha  
Flexible Montageautomatisierung zur  
Komplettmontage flächenhafter Produkt-  
strukturen durch kooperierende  
Industrieroboter  
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth  
Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und  
Verbindungstechnik für mechatronische  
Baugruppen  
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph  
Durchgängige simulationsgestützte  
Planung von Fertigungseinrichtungen der  
Elektronikproduktion  
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah  
Simulationsbasierte Bestimmung der  
zu erwartenden Maßhaltigkeit für das  
Blechbiegen  
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein  
Scherschneiden und Biegen metallischer  
Kleinstteile - Materialeinfluss und  
Materialverhalten  
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff  
Excimerlaserstrahlbiegen dünner  
metallischer Folien mit homogener  
Lichtlinie  
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2003.  
ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach  
Rechnergestützte Anpassung von  
Laserstrahlschneidbahnen  
an Bauteilabweichungen  
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl  
System- und Prozesstechnik für das  
simultane Löten mit Diodenlaserstrah-  
lung von elektronischen Bauelementen  
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker  
Tribologische Eigenschaften keramischer  
Blechumformwerkzeuge- Einfluss einer  
Oberflächenendbearbeitung mittels  
Excimerlaserstrahlung  
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger  
Prozessoptimierung in der Wickeltechnik  
durch innovative maschinenbauliche und  
regelungstechnische Ansätze  
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama  
Effizienzsteigerung in der Montage durch  
marktorientierte Montagestrukturen und  
erweiterte Mitarbeiterkompetenz  
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm  
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Ent-  
wicklung von Konzepten und Methoden  
für die rechnerunterstützte Modellierung  
und Optimierung von komplexen  
Aktorsystemen in der Mikrotechnik  
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini  
Wirkmedienbasierte Blechumformung:  
Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss  
von Werkstoff und Bauteilgeometrie  
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein  
Entwurf hochdynamischer Sensor- und  
Regelsysteme für die adaptive  
Laserbearbeitung  
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab. 2004.  
ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer  
Entwicklung prozessüberwachender  
Regelkreise für flexible  
Formgebungsprozesse  
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer  
Massivumformen metallischer Kleinst-  
teile bei erhöhter Prozesstemperatur  
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann  
Strategien zur nachhaltigen Optimierung  
von Qualität und Zuverlässigkeit in  
der Fertigung hochintegrierter  
Flachbaugruppen  
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock  
Biegeumformen mit  
Elastomerwerkzeugen Modellierung,  
Prozessauslegung und Abgrenzung des  
Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens  
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-218-7.



Band 156: Frank Niebling  
Qualifizierung einer Prozesskette zum  
Laserstrahlsintern metallischer Bauteile  
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler  
Großserientauglichkeit trockenschmier-  
stoffbeschichteter Aluminiumbleche im  
Presswerk Grundlegende Untersuchun-  
gen zur Tribologie, zum Umformverhal-  
ten und Bauteilversuche  
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto  
Solution Approaches for Planning of  
Assembly Systems in Three-Dimensional  
Virtual Environments  
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger  
Hochleistungssysteme für die Fertigung  
elektronischer Baugruppen auf der Basis  
flexibler Schaltungsträger  
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz  
Laserunterstütztes Biegen höchstfester  
Mehrphasenstähle  
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl  
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des  
Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-  
Umformen von Blechen  
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus  
Plattformstrategien - Realisierung  
einer varianz- und kostenoptimierten  
Wertschöpfung  
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser  
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessana-  
lyse und -modellierung  
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn  
Grundlegende Untersuchungen zur  
Herstellung von Leichtbauverbundstruk-  
turen mit Aluminiumschaumkern  
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos  
Mechatronische Ansätze zur Optimie-  
rung von Vorschubachsen  
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark  
Auslegung und Fertigung hochpräziser  
Faser-Kollimator-Arrays  
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou  
Kollaboratives Engineering Management  
in der integrierten virtuellen Entwicklung  
der Anlagen für die Elektronikproduktion  
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser  
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen  
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer  
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle  
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab. 2005.  
ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz  
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall  
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab. 2006.  
ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtel  
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik  
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab. 2006.  
ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert  
Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung  
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab. 2006.  
ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller  
Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile  
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab. 2006.  
ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann  
Hybrides Laserdurchstrahlsschweißen von Kunststoffen  
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick  
Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für bleifreie Mechatronik-Anwendungen  
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi  
Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods  
LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp  
Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen  
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel  
Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter  
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006.  
ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl  
Nicht-thermische Mikrojustiertechnik mittels ultrakurzer Laserpulse  
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo  
Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3D-MID)  
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang  
Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion  
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007.  
ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß  
Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere  
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007.  
ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker  
Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten  
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007.  
ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer  
Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse  
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007.  
ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht  
Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge  
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007.  
ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß  
Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen  
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007.  
ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch  
Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatten  
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber  
Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme  
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick  
Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahlschweißen von Kunststoffen  
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht  
Werkstoffcharakterisierung und  
Prozessauslegung für die wirkmedienba-  
sierte Doppelblech-Umformung von  
Magnesiumlegierungen  
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007.  
ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl  
Stochastische Simulation zur Werkzeug-  
lebensdaueroptimierung und Präzisions-  
fertigung in der Kaltmassivumformung  
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi  
Innenhochdruck-Umformen verstärkter  
Blech-Rahmenstrukturen  
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff  
Untersuchung der Prozesseinflussgrößen  
beim Presshärten des höchstfesten  
Vergütungsstahls 22MnB5  
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez  
Simulationsgestützte Methoden zur  
effizienten Gestaltung von Lötprozessen  
in der Elektronikproduktion  
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze  
Automatisierte Montage von makrome-  
chatronischen Modulen zur flexiblen  
Integration in hybride  
Pkw-Bordnetzsysteme  
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter  
Grundlegende Untersuchungen zur  
experimentellen Ermittlung und zur  
Modellierung von Fließortkurven bei  
erhöhten Temperaturen  
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl  
Entwicklung, angepasste Herstellungs-  
verfahren und erweiterte Qualitätssiche-  
rung von einsatzgerechten elektroni-  
schen Baugruppen  
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Excimerlaserstrahl-Abtragen unter  
Flüssigkeitsfilmen  
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera  
Prozesstechnische Untersuchungen  
zum Rührreibschweißen metallischer  
Werkstoffe  
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab. 2008.  
ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler  
Beschreibung und Modellierung  
des Werkstoffverhaltens von  
presshärtbaren Bor-Manganstählen  
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl  
Untersuchungen zur Erhöhung der  
Prozessrobustheit bei der Innenhoch-  
druck-Umformung von flächigen Halb-  
zeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten  
Laserstrahlfügeoperationen  
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller  
Modellierung eines nachfrageorientierten  
Produktionskonzeptes für mobile  
Telekommunikationsgeräte  
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf  
Optimierung von Zuverlässigkeitsunter-  
suchungen, Prüfabläufen und Nachar-  
beitsprozessen in der Elektronikproduk-  
tion  
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich  
Sensoriken zur Schwerpunktslagebestim-  
mung der optischen Prozessemissionen  
beim Laserstrahl-tiefschweißen  
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf  
Entwicklung eines agentenbasierten  
Steuerungssystems zur  
Materialflussorganisation im  
wandelbaren Produktionsumfeld  
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder. 2009.  
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster  
Laserdurchstrahl-schweißen  
transparenter Polymerbauteile  
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler  
Rührreibschweißen von walzplattiertem  
Halbzeug und Aluminiumblech zur  
Herstellung flächiger Aluminiumschaum-  
Sandwich-Verbundstrukturen  
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt  
Seriennahe Auslegung von Aluminium  
Tailored Heat Treated Blanks  
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann  
Qualitative und quantitative Bewertung  
der Crashtauglichkeit von höchstfesten  
Stählen  
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab. 2009.  
ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl  
Größeneffekte bei Biegeprozessen-  
Entwicklung einer Methodik zur  
Identifikation und Quantifizierung  
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud  
Effiziente Prozesskettenauslegung für das  
Umformen lokal wärmebehandelter und  
geschweißter Aluminiumbleche  
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann  
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-  
schweißen thermoplastischer Kunststoffe  
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Kontaktzustand zwischen Werkstück  
und Werkzeug bei umformtechnischen  
Prozessen unter tribologischen  
Gesichtspunkten  
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer  
Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation  
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner  
Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betauung im Automobil  
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüssler  
Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen  
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti  
Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren  
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke  
Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren  
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab. 2010.  
ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke  
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte  
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam  
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery  
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch  
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion  
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald  
Quasi-isothermes Laserstrahlsintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK  
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan  
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern  
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner  
Beanspruchungsangepasste  
Kaltmassivumformwerkzeuge durch  
lokal optimierte Werkzeugoberflächen  
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber  
Verbesserung der Prognosegüte des Ver-  
sagens von Punktschweißverbindungen  
bei höchstfesten Stahlgüten  
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011.  
ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuser  
Ein Ansatz zur Herstellung von  
pressgehärteten Karosseriekomponenten  
mit maßgeschneiderten mechanischen  
Eigenschaften: Temperierte Umform-  
werkzeuge. Prozessfenster, Prozess-  
simulation und funktionale Untersuchung  
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak  
Material Adapted Design of Cold Forging  
Tools Exemplified by Powder  
Metallurgical Tool Steels and Ceramics  
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz  
Beschleunigte Simulation des  
Laserstrahlumformens von  
Aluminiumblechen  
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm  
Prozessanalyse und -überwachung des  
Laserstrahlhartlötens mittels optischer  
Sensorik  
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kaupper  
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerk-  
stoffen - Umformverhalten und Grenzen  
der Biegebarkeit  
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß  
Modellbasierte Prozessauslegung für  
die Kaltmassivumformung unter  
Brücksichtigung der Werkzeug- und  
Pressenauffederung  
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth  
Analyse und Optimierung der Entwick-  
lung und Zuverlässigkeit räumlicher  
Schaltungsträger (3D-MID)  
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler  
Ganzheitliche Automatisierung  
mechatronischer Systeme in der Medizin  
am Beispiel Strahlentherapie  
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert  
Automatisiertes Laserstrahllöten  
und -reparaturlöten elektronischer  
Baugruppen  
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012.  
ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr  
Analyse und Beschreibung des  
mechanischen Werkstoffverhaltens  
von presshärtbaren Bor-Manganstählen  
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler  
Prozessdynamik beim  
Laserstrahlschweißen verzinkter  
Stahlbleche im Überlappstoß  
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger  
Seriennahe Auslegung der Prozesskette  
zur wärmeunterstützten Umformung  
von Aluminiumblechwerkstoffen  
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel  
Herstellung prozessangepasster  
Halbzeuge mit variabler Blechdicke  
durch die Anwendung von Verfahren  
der Blechmassivumformung  
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade  
In-vivo Monitoring of Epithelium  
Vessel and Capillary Density for the  
Application of Detection of Clinical  
Shock and Early Signs of Cancer Develop-  
ment  
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse  
Entwicklung und Qualifizierung eines  
Schneidclinchverfahrens  
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz  
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz  
und ultrakurz gepulster Laserstrahlung  
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl  
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen  
technischen Diagnose  
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm  
Einfluss von Chargenschwankungen  
auf die Verarbeitungsgrenzen von  
Stahlwerkstoffen  
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab. 2013.  
ISBN 978-3-87525-357-3.



Band 244: Christian Neudel  
Mikrostrukturelle und mechanisch-  
technologische Eigenschaften  
widerstandspunktgeschweißter  
Aluminium-Stahl-Verbindungen für  
den Fahrzeugbau  
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann  
Konzept zur Beherrschung der  
Prozessschwankungen im Presswerk  
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin  
Laserbasierte Nanostrukturierung mit  
optisch positionierten Mikrolinsen  
LFT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht  
Der Einfluss der Fertigungsverfahren  
auf die Wirbelstromverluste von  
Stator-Einzelzahnblechpaketen für  
den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahr-  
zeugen  
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösel  
Wirkmedienbasierte Umformung von  
Blechhalbzeugen unter Anwendung  
magnetorheologischer Flüssigkeiten als  
kombiniertes Wirk- und Dichtmedium  
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen  
Simulative Prognose der Geometrie  
indirekt pressgehärteter Karosseriebau-  
teile für die industrielle Anwendung  
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil  
Versagensprognose bei der Prozess  
simulation von Biegeumform- und Falz-  
verfahren  
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühl  
Flexible Automatisierung der  
Statorenmontage mit Hilfe einer  
universellen ambidexteren Kinematik  
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht  
Optimierte Fertigungstechnologien  
für Rotoren getriebeintegrierter  
PM-Synchronmotoren von  
Hybridfahrzeugen  
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch  
Planning and Production Concepts for  
Contactless Power Transfer Systems for  
Electric Vehicles  
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl  
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen  
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder  
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen  
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt  
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger  
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck  
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation  
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder. 2014.  
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller  
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen  
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke  
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren  
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner  
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium  
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab. 2014.  
ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock  
Analyse und Regelung des Laserstrahltiefschweißprozesses durch Detektion der Metaldampffackelposition  
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter  
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode  
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl  
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung  
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke  
Transiente physikalische Mechanismen  
bei der Laserablation von dünnen  
Metallschichten  
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz  
Community-basierte Optimierung des  
Anlagenengineerings  
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen  
Qualifizierung des Potentials von  
Verfestigungseffekten zur Erweiterung  
des Umformvermögens aushärtbarer  
Aluminiumlegierungen  
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert  
Erweiterung und Verbesserung von Ver-  
suchs- und Auswertetechniken für die  
Bestimmung von Grenzformänderungs-  
kurven  
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus  
Erstellung eines Werkstofforientierten  
Fertigungsprozessfensters zur Steigerung  
des Formgebungsvermögens von Alumi-  
niumlegierungen unter Anwendung einer  
zwischen geschalteten Wärmebehandlung  
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec  
Untersuchungen zur Herstellung von  
funktionsoptimierten Bauteilen im  
partiellen Presshärtprozess mittels lokal  
unterschiedlich temperierter Werkzeuge  
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader  
Grundlegende Untersuchungen zur  
Verschleißcharakterisierung beschichte-  
ter Kaltmassivumformwerkzeuge  
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela  
Untersuchung von Magnetfeld-Messme-  
thoden zur ganzheitlichen Wertschöp-  
fungsoptimierung und Fehlerdetektion  
an magnetischen Aktoren  
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland  
Entwicklung einer Methode zur Prognose  
adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen  
für das direkte Presshärten  
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm  
Strukturierte additive Metallisierung  
durch kaltaktives  
Atmosphärendruckplasma  
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner  
Herstellung beanspruchungsangepasster  
Aluminiumblechhalbzeuge durch  
eine maßgeschneiderte Variation der  
Abkühlgeschwindigkeit nach  
Lösungsglühen  
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas  
Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit  
auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim  
Kaltfließpressen  
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum  
Laser Consolidation of ITO Nanoparticles  
for the Generation of Thin Conductive  
Layers on Transparent Substrates  
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider  
Umformtechnische Herstellung  
dünnwandiger Funktionsbauteile  
aus Feinblech durch Verfahren der  
Blechmassivumformung  
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof  
Sematische Modellierung automatisierter  
Produktionssysteme zur Verbesserung  
der IT-Integration zwischen Anlagen-  
Engineering und Steuerungsebene  
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab. 2015.  
ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller  
Erarbeitung von Grundlagen zur  
Abbildung des tribologischen Systems  
in der Umformsimulation  
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler  
Einsatz technologischer Versuche zur  
Erweiterung der Versagensvorhersage  
bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten  
Stählen  
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Bönig  
Integration des Systemverhaltens von  
Automobil-Hochvoltleitungen in die  
virtuelle Absicherung durch  
strukturmechanische Simulation  
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl  
Automatisierte Datenerfassung für  
diskret ereignisorientierte Simulationen  
in der energieflexiblen Fabrik  
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold  
Mikroschockwellenumformung mittels  
ultrakurzer Laserpulse  
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger  
Laserstrahlschweißen thermoplastischer  
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit  
spezifischem Zusatzdraht  
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl  
Methods-Energy Measurement - Eine  
Methode zur Energieplanung für  
Fügeverfahren im Karosseriebau  
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow  
Erweiterung des Unternehmenscontrol-  
lings um die Dimension Energie  
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch  
Grundlegende Untersuchungen zur  
Herstellung zyklisch-symmetrischer  
Bauteile mit Nebenformelementen durch  
Blechmassivumformung  
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann  
Beitrag zur Untersuchung der  
tribologischen Bedingungen in der  
Blechmassivumformung - Bereitstellung  
von tribologischen Modellversuchen und  
Realisierung von Tailored Surfaces  
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner  
Methodik zur virtuellen Absicherung  
der formgebenden Operation des  
Nasspressprozesses von  
Gelege-Mehrschichtverbunden  
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein  
Der grundoperationsspezifische  
Mindestenergiebedarf als Referenzwert  
zur Bewertung der Energieeffizienz in  
der Produktion  
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos  
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter  
Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie  
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis  
Thermisch unterstützte Umformung von  
Aluminiumblechen  
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel  
Flexible Systems for Permanent  
Magnet Assembly and Magnetic Rotor  
Measurement / Flexible Systeme zur  
Montage von Permanentmagneten und  
zur Messung magnetischer Rotoren  
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab. 2016.  
ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis  
Schädigungs- und Versagensverhalten  
hochfester Leichtbauwerkstoffe unter  
Biegebeanspruchung  
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Prozessverhalten von Silizium als  
Werkzeugwerkstoff für das  
Mikroscherschneiden metallischer Folien  
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck  
Zeitliche Pulsformung in der  
Lasermikromaterialbearbeitung –  
Grundlegende Untersuchungen und  
Anwendungen  
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto  
Mechatronic Simulation Approach for  
the Process Planning of Energy-Efficient  
Handling Systems  
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel  
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik  
für verteilte Wicklungen im  
Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe  
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić  
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung  
montageführender Werkerinformations-  
systeme simultan zum  
Produktentstehungsprozess  
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus  
Hochpräzise adaptive Steuerung und  
Regelung robotergeführter Prozesse  
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer  
Erzeugung von thermoplastischen  
Werkstoffverbunden mittels simultanem,  
intensitätsselektivem  
Laserstrahlschmelzen  
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger  
Untersuchung einer thermisch unter-  
stützten Fertigungskette zur Herstellung  
umgeformter Bauteile aus der höherfes-  
ten Aluminiumlegierung EN AW-7020  
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin  
Design of Manufacturing Processes for  
the Cold Bulk Forming of Small Metal  
Components from Metal Strip  
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy  
Experimental Investigation, Modeling,  
Simulation and Optimization of Molded  
Interconnect Devices (MID) Based on  
Laser Direct Structuring (LDS) / Experi-  
mentelle Untersuchung, Modellierung,  
Simulation und Optimierung von Molded  
Interconnect Devices (MID) basierend  
auf Laser Direktstrukturierung (LDS)  
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr  
Automatisierte Kontaktierungsverfahren  
für flachleiterbasierte  
Pkw-Bordnetzsysteme  
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner  
Charakterisierung und Modellierung  
des spannungszustandsabhängigen  
Werkstoffverhaltens der Magnesium-  
legierung AZ31B für die numerische  
Prozessauslegung  
LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar  
A reliable methodology to deduce  
thermo-mechanical flow behaviour of  
hot stamping steels  
LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017.  
ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler  
Steuerung von Blechmassivumformpro-  
zessen durch maßgeschneiderte  
tribologische Systeme  
LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller  
Untersuchung des kombinierten Trenn-  
und Umformprozesses beim Fügen art-  
ungleicher Werkstoffe mittels  
Schneidclinchverfahren  
LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.  
2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle  
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbond-  
technologie für integrierte Leistungs-  
module in harschen Umgebungs-  
bedingungen  
FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc  
Eine Simulationsmethode für das  
3-Rollen-Schubbiegen  
LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer  
Arbeitsraumüberwachung und autonome  
Bahnplanung für ein sicheres und  
flexibles Roboter-Assistenzsystem  
in der Fertigung  
FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer  
Der Einfluss von Poren auf die  
Zuverlässigkeit der Lötverbindungen  
von Hochleistungs-Leuchtdioden  
FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner

Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche

LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab.  
2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja

Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics

FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab.  
2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub

Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung

LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel

Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung

LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand

Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess

LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad

Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohrbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen

LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel

Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge

FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann

Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile

LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann

Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden

LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner

Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen

LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller

Mapping Individual Subjective Values to Product Design

KTmfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-202-4.



Band 325: Stefan Lutz  
Erarbeitung einer Methodik zur  
semiempirischen Ermittlung der  
Umwandlungskinetik durchhärtender  
Wälzlagerstähle für die Wärme-  
behandlungssimulation  
LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnibl  
Modellbasierte Prozesskettenabbildung  
rührreibgeschweißter Aluminium-  
halbzeuge zur umformtechnischen  
Herstellung höchstfester Leichtbau-  
strukturteile  
LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner  
Technisch-wirtschaftliche Optionen zur  
Lastflexibilisierung durch intelligente  
elektrische Wärmespeicher  
FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm  
Verbesserung des Umformverhaltens von  
mehrlagigen Aluminiumblechwerk-  
stoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge  
LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer  
Grundsatzuntersuchungen, mathemati-  
sche Modellierung und Ableitung einer  
Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe  
nach dem Spinnenbeinprinzip  
LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp  
Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung  
transienter optischer Materialeigen-  
schaften bei der Ultrakurzpuls-Laser-  
materialbearbeitung  
LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz  
Intralogs Execution System mit  
integrierten autonomen, servicebasierten  
Transportentitäten  
FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner  
Strategien der Produktindividualisierung  
in der produzierenden Industrie im Kon-  
text der Digitalisierung  
FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger  
Ein Ansatz zur CAD-integrierten  
muskuloskelettalen Analyse der Mensch-  
Maschine-Interaktion  
KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab.  
2019. ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn  
Qualität und Zuverlässigkeit laserdirekt-  
strukturierter mechatronisch integrierter  
Baugruppen (LDS-MID)  
FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab.  
2019. ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann  
Modellbasierte Zustands- und Prozess-  
überwachung auf Basis sozio-cyber-phy-  
sischer Systeme  
FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab.  
2019. ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski  
Grundlegende Untersuchungen zum  
Prozess- und Werkstoffverhalten bei  
schwingungsüberlagerter Umformung  
LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab.  
2019. ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier  
Ganzheitliches ontologiebasiertes  
Wissensmanagement im Umfeld der  
industriellen Produktion  
FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab.  
2020. ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr  
Datenerfassung für die Anwendung  
lernender Algorithmen bei der Herstel-  
lung von Blechformteilen  
LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab.  
2020. ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener  
Kaltfließpressen von gerad- und schräg-  
verzahnten Zahnrädern  
LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng  
Numerische, analytische und empirische  
Modellierung des Heißscrimpprozesses  
FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik Schwingenschlögl  
Erarbeitung eines Prozessverständnisses  
zur Verbesserung der tribologischen  
Bedingungen beim Presshärten  
LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti  
Evaluation of failure behaviour  
of sheet metals  
LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner  
Grundlegende Untersuchungen zur  
Herstellung hochfester Aluminiumblech-  
bauteile in einem kombinierten Umform-  
und Abschreckprozess  
LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner  
Automatische Bahnplanung für die Auf-  
teilung von Prozessbewegungen in syn-  
chrone Werkstück- und Werkzeugbewe-  
gungen mittels Multi-Roboter-Systemen  
FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter  
Qualifizierung des Montageprozesses  
hochminiaturisierter elektronischer Bau-  
elemente  
FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser  
Ressourcenorientierte Auftragsregelung  
in einer hybriden Produktion mittels  
betriebsbegleitender Simulation  
FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab.  
2020. ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend  
Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen  
LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder.  
2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert  
Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung  
KTmfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander  
Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten  
KTmfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz  
Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen  
LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona  
Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometriemodelle  
KTmfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann  
Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014  
LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner  
Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung  
KTmfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläsel  
Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenwicklungen für automobiler Traktionsantriebe  
FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel  
Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern  
KTmfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle  
Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation  
FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf  
Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen  
FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandiyari  
Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production  
FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand  
Prozessübergreifende Analyse komplexer  
Montageprozessketten mittels  
Data Mining  
FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merkl  
Closed-Loop Control of a Storage-Sup-  
ported Hybrid Compensation System for  
Improving the Power Quality in Medium  
Voltage Networks  
FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2  
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger  
Additive Fertigung polymerer optischer  
Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren  
FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter  
Modellierung von Vorentwürfen in der  
virtuellen Realität mit natürlicher  
Fingerinteraktion  
KTmfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer  
Oberflächenmodifizierung und Entwick-  
lung einer Auswertemethodik zur Ver-  
schleißcharakterisierung im Presshär-  
teprozess  
LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer  
Web- und wissensbasierter Engineering-  
Konfigurator für roboterzentrierte Auto-  
matisierungslösungen  
FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25  
Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross  
Untersuchungen zur kohlenstoffdioxid-  
basierten kryogenen Minimalmengen-  
schmierung  
REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker  
Qualifizierung laser-additiv gefertigter  
Komponenten für den Einsatz im Werk-  
zeugbau der Massivumformung  
LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied  
Totally Integrated Ecology Management  
for Resource Efficient and Eco-Friendly  
Production  
FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein  
Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine  
Analysestrategie zur Bestimmung des  
Reibungs-, Axialschub- und Temperatur-  
verhaltens von Nadelkränzen –  
KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder,  
39 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf  
Funktionalisierung technischer Oberflächen mittels prozessüberwachter aerosolbasierter Drucktechnologie  
FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl  
Hochfrequent fokusabstandsmodulierte Konfokalsensoren für die Nanokoordinatenmesstechnik  
FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen  
Konzeption, Entwicklung und Einführung des Assistenzsystems D-DAS für die Produktentwicklung elektrischer Motoren  
KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian  
Numerische Auslegung von Oberflächenmikrostrukturen für geschmierte tribologische Kontakte  
KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß  
Die akustooptische Strahlformung in der Lasermaterialbearbeitung  
LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder.  
2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann  
Machine learning and hyper spectral imaging: Multi Spectral Endoscopy in the Gastro Intestinal Tract towards Hyper Spectral Endoscopy  
LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß  
Lasergestütztes Verfahren zur selektiven Metallisierung von epoxidharzbasierten Duromeren zur Steigerung der Integrationsdichte für dreidimensionale mechanische Package-Baugruppen  
FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder, 24 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel  
Assistenzsystem für den wissensbasierten Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-Elemente-Analysen  
KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder, 17 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen  
Messverfahren für die pulverbettbasierte additive Fertigung zur Sicherstellung der Konformität mit geometrischen Produktspezifikationen  
FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider  
Inline-Prüfung der Permeabilität in weichmagnetischen Komponenten  
FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab.  
2021. ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel  
Sphärische Detektorflächen als Unterstützung der Produktentwicklung zur Datenanalyse im Rahmen des Digital Engineering  
KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner  
Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen  
LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling  
Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungsbehaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design  
KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb  
Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems  
LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt  
Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit  
LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer  
Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik  
LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler  
Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen  
FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann  
Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle  
LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen  
Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies  
LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein  
Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements  
LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban  
Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten  
FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab. 2022. ISBN: 978-3-96147-501-8.

## Abstract

The use of Neodymium-Iron-Boron (NdFeB) magnets in electrical machines enables the realization of powerful wind power generators or drives of modern electric vehicles with high efficiency and thus lays the foundation for the energy and mobility transition. But NdFeB is also used in speakers, smartphones or sensors to ensure the functionality of the application with minimal packaging space. High-performance NdFeB magnets are manufactured industrially using powder metallurgy processes such as sintering or bonded with plastics. The shaping of the magnets is limited with regard to the removal from the mold and the production is associated with a high lead time for the tooling. This thesis deals with laser powder bed fusion of metals (PBF-LB/M) as an alternative manufacturing process, in which the magnets can be produced directly from powder material without tools and with a very high degree of geometric design freedom. Thanks to the results obtained, it is already possible to reproduce the magnetic properties of certain plastic-bonded NdFeB magnets by additive manufacturing. The research results also contribute to extending the geometric design freedom of additive manufacturing processes by a magnetic dimension. This will enable developers of magnetic circuits to conceive completely new design variants that are not restricted by the design guidelines of existing manufacturing processes and to turn them into reality within a very short time. Due to the short-term availability of NdFeB magnets that can be realized in PBF-LB/M, the point in the product development cycle at which the magnet geometry is fixed and no more changes are possible can be moved to a late point in time. This makes it possible to react to short-term changes in the requirements of the machine's running properties or to compensate for tolerances in the magnet circuit.

Der Einsatz von Neodym-Eisen-Bor (NdFeB)-Magneten in elektrischen Maschinen ermöglicht die Realisierung von leistungsfähigen Windkraftgeneratoren oder Antrieben moderner Elektrofahrzeuge mit hohem Wirkungsgrad und legt damit die Grundlage für die Energie- und Mobilitätswende. Aber auch in Lautsprechern, Smartphones oder Sensoren dient NdFeB dazu, die Funktionsfähigkeit der Applikation bei minimalem Bauraum zu gewährleisten. Die Herstellung von leistungsfähigen NdFeB-Magneten erfolgt industriell in pulvermetallurgischen Verfahren wie dem Sintern oder kunststoffgebunden. Dabei ist die Formgebung der Magnete mit Blick auf die Entformbarkeit eingeschränkt und die Produktion mit hohem zeitlichen Vorlauf für die Werkzeugherstellung verbunden. Die vorliegende Dissertation behandelt als alternatives Fertigungsverfahren das Laserstrahlschmelzen von Metallen im Pulverbett (PBF-LB/M), in dem die Magnete werkzeuglos und mit sehr hoher geometrischer Gestaltungsfreiheit direkt aus Pulvermaterial hergestellt werden können. Durch die erzielten Ergebnisse ist es bereits heute möglich, die magnetischen Eigenschaften bestimmter kunststoffgebundener NdFeB-Magneten auch durch additive Verfahren darzustellen. Die Forschungsergebnisse tragen darüber hinaus zur Erweiterung der geometrischen Gestaltungsfreiheit additiver Fertigungsverfahren um eine magnetische Dimension bei. Damit werden Entwickler magnetischer Kreise dazu befähigt, vollständig neue und nicht durch die Gestaltungsrichtlinien bestehender Fertigungsprozesse eingeschränkte Designvarianten zu konzipieren und innerhalb kürzester Zeit in die Realität umzusetzen. Durch die im PBF-LB/M darstellbare kurzfristige Verfügbarkeit von NdFeB-Magneten kann der Zeitpunkt im Produktentstehungszyklus, an dem die Magnetgeometrie fixiert und keine Änderungen mehr möglich sind, auf einen späten Zeitpunkt verlegt werden. Dadurch kann auf kurzfristige Änderungen an die Anforderungen der Laufeigenschaften der Maschine reagiert oder Toleranzen im Magnetkreis kompensiert werden.

ISBN 978-3-96147-501-8

