



Innovation in Motion



## Dissertation

# „Soft Magnetic Composites (SMCs)- Vom Rohstoff zum Prozess“

Durchgeführt zum Zweck der Erlangung des akademischen Grades  
eines Doktors der technischen Wissenschaften unter der Leitung von

Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Dr.h.c.mult. Herbert Danninger

Assistant Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Christian Gierl-Mayer

E164-03-3

Institut für Chemische Technologien und Analytik-

Forschungsgruppe Pulvermetallurgie

Eingereicht an der Technischen Universität Wien

Fakultät für Technische Chemie

Kevin Ouda

Matr.Nr.: 01125412

Haydngasse 9

7222 Rohrbach

Wien, am 02.09.2020

# Eidesstattliche Erklärung

„Ich erkläre, dass ich die vorliegende Arbeit selbst verfasst habe und dass ich dazu keine anderen als die angeführten Behelfe verwendet habe. Außerdem habe ich die Reinschrift einer Korrektur unterzogen und ein Belegexemplar verwahrt.“

Kevin Ouda

*Für meine Familie,  
ganz besonders meiner Freundin  
Margot Michalitsch sowie  
meinen Eltern Doris und Kurt Ouda*

# Danksagung

Hiermit möchte ich mich bei all jenen Personen bedanken, die mich im Zuge der vorliegenden Arbeit durch ihre fachliche bzw. persönliche Unterstützung begleitet haben.

Ganz besonders möchte ich mich bei meinen Betreuern Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Dr.h.c.mult. Herbert Danninger und Associate Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Christian Gierl-Mayer für die außergewöhnlich gute Betreuung und fachliche Kompetenz bedanken.

Der Fa. Miba Sinter Austria GmbH danke ich recht herzlich für die interessante Themenstellung, finanzielle Unterstützung des Projekts sowie für die Bereitstellung der Pulvermaterialien. In diesem Zusammenhang geht auch ein großes Danke in Richtung von DI Dr.techn. Robert Hellein, DI Dr.techn. Magdalena Dlapka, DI Christian Sandner und Petra Hitzenberger für die außergewöhnlich gute Zusammenarbeit, die eine gute Kooperation zwischen der TU Wien und der Miba Sinter Austria GmbH ermöglicht hat.

# Kurzfassung

Um die Ziele verschiedener politischer Beschlüsse des letzten Jahrzehnts, wie die Reduzierung der CO<sub>2</sub>- und NO<sub>x</sub>-Emissionen, zu erreichen, wird v.a. die E-Mobilität stets als entscheidende Technologie genannt. Dabei erscheint es als evident, dass besonders die Automobilindustrie von diesem Wandel stark betroffen ist, da in zukünftigen Antrieben der Verbrennungsmotor fortschreitend durch den Elektromotor ersetzt werden soll. Zur Optimierung der Leistungsbilanz des Antriebssystems spielt nicht nur die Energiequelle – seien es Batterien oder Brennstoffzellen – sondern auch der Energieverbrauch des Motors eine entscheidende Rolle. Daher ist die Verbesserung des ferromagnetischen Kernmaterials essenziell. In diesem Zusammenhang bietet die Pulvermetallurgie eine vielversprechende Alternative zu konventionellen Materialien: die sogenannten Soft Magnetic Composites (SMC), das sind kompaktierte Fe-Pulver, bei denen jedes Fe-Partikel durch eine oberflächliche Isolierschicht von den Nachbarn elektrisch separiert vorliegt. Durch diesen Aufbau wird gewährleistet, dass die weichmagnetischen Eigenschaften des Eisens mit den isolierenden Eigenschaften der Sperrschicht kombiniert werden, was vor allem die Wirbelstromverluste markant verringert.

Im Zuge dieser Arbeit wurden kommerzielle SMC-Pulver (Somaloy 700 3P, Somaloy 700 HR3P, Somaloy 700 HR5P und Somaloy 130i 5P der Fa. Höganäs) unter Verwendung einer Standard-Herstellroute (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Wärmebehandlungsmethode: Double Step – dem Erholen vorgeschaltetes Entwachsen) verarbeitet. Die Pulvercharakterisierung legte dar, dass es sich bei allen Varianten um phosphatierte SMC-Pulver handelt. Zudem kann die Qualität der 5P-Pulver als höherwertig eingestuft werden, da durch zusätzliche Verbindungen und die resultierende mehrschichtige Struktur der Isolierschicht die mechanische und thermische Stabilität verbessert wird.

In weiterer Folge wurden die jeweils idealen Erholungsparameter dieser Proben (Temperatur und Haltezeit) für Anwendungen bei 100 Hz, 500 Hz bzw. 1000 Hz ermittelt, wodurch die Kernverluste bei entsprechender Frequenz minimiert wurden. Das Erholungsglühen hatte nämlich einen maßgeblichen Einfluss auf den Kernverlust. Denn die Aufnahme der Eigenschaftsprofile zeigte, dass steigende Erholungsparameter, v.a. die Temperatur, den essenziellen Abbau von Spannungen und Defekten zur Reduzierung der Hystereseverluste verstärkt bewirken. Indessen muss durch den ferrothermischen Abbau von FePO<sub>4</sub> die simultan fortschreitende Schädigung und daraus resultierende geringere Wirksamkeit der Isolierschicht in Kauf genommen werden. Das Abweichen von der idealen Erholungsglühung führt auf Grund der schlechteren Balance zwischen Hysterese- und Wirbelstromverlusten zur negativen Beeinflussung des Eigenschaftsprofils. Zudem hatte die Wahl der Ummagnetisierungsfrequenz einen erheblichen Einfluss auf den idealen Betriebspunkt der Erholungsglühung, also auf jene Temperaturen und Haltezeiten, welche die Kernverluste bei gegebenen Ummagnetisierungsfrequenzen minimieren. Dabei müssen mit steigenden Frequenzen zunehmend mildere Parameter gewählt werden, da die thermische Schädigung der Isolierschicht durch die höheren Anteile der Wirbelstromverluste stärker ins Gewicht fällt. Der Pulververgleich zeigt, dass vor allem die Qualität der eingesetzten Isolierschicht einen enormen Einfluss hat. Dabei werden bei der Somaloy 5P-Serie durch die besondere Wirksamkeit der Sperrschicht höhere Erholungstemperaturen ermöglicht und folglich durch die bessere

Kristallgittererholung auch geringere Eisenverluste generiert. Weiters spielt auch die Partikelgröße eine entscheidende Rolle, wobei mit steigenden Ummagnetisierungsfrequenzen auf Grund der geringeren Wirbelstromverluste feinere Pulverfraktionen zu bevorzugen sind.

Zudem wurde überprüft, ob die die minimalen Kernverluste der Standardproben auch dann erreicht werden, wenn die verwendete Wärmebehandlungsmethode (Single Step – simultanes Entwachsen und Erholungsglühen) variiert oder der Pressdruck (400 MPa – 800 MPa) reduziert werden. Einerseits konnte dargelegt werden, dass die Verwendung der Single Step-Methode bei gegebenen Glühbedingungen im Vergleich zur Double Step-Methode zu einem beschleunigten thermischen Abbau der Isolierschicht führt, zurückzuführen auf einen reduzierenden Angriff von hoch-reaktiven Zersetzungsprodukten vorhandener Presshilfsmittel. Dieser beschleunigte Abbau der Isolierschicht wirkte sich aber nur in bestimmten Fällen negativ auf den Kernverlust aus, wodurch die Verwendung der Single Step-Methode in Abhängigkeit vom Pulvertyp und der gewünschten Ummagnetisierungsfrequenz durchaus eine Option darstellt. Andererseits kommt es durch die Reduzierung des Pressdrucks zur signifikanten Erhöhung der Kernverluste. Die Ursache ist vermutlich die niedrigere Materialdichte, wodurch auf Grund des niedrigeren effektiven Querschnitts de facto höhere magnetische Flussdichten wirksam sind.

In weiterer Folge wurden alternative Routen (Warmpressen 25°C – 120°C, Heißpressen 500°C – 550°C, Doppelpressen) angewendet, welche die Dichte der SMC-Komponenten deutlich erhöhen. Allerdings rufen sowohl steigende Presstemperaturen als auch die Verwendung eines zweiten Pressvorgangs eine verstärkte mechanische Schädigung der Isolierschicht im Zuge des Pressens hervor. Primäre Ursache ist die erhöhte Ausprägung von interpartikulären Reibungen, welche während der Umlagerungsprozesse beim Pressen stattfinden. Dieser Effekt ist derart ausgeprägt, dass die 3P-Varianten bei Raumtemperatur gepresst werden müssen, um minimale Kernverluste bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz sicherzustellen. Bei den 5P-Pulvern war das Pressen bei Raumtemperatur durch die höherwertige Isolierschicht nicht zwingend notwendig, da in einem bestimmten Presstemperaturbereich konstante Kernverluste erhalten wurden; für Frequenzen von 100 Hz waren Presstemperaturen bis zu 100°C möglich, während für 500 Hz bzw. 1000 Hz maximale Presstemperaturen von 60°C – 70°C zu empfehlen sind. Das Heißpressen der SMC-Pulver bei 500°C – 550°C führt auf Grund der fehlenden Schmierung zwischen den benachbarten Partikeln (Presshilfsmittel werden bei den verwendeten Temperaturen ausgegast) de facto zur vollständigen Zerstörung der Isolierschicht, wodurch sehr hohe Wirbelstromverluste gemessen werden. Auch die Zugabe von bekannten Hochtemperaturschmierstoffen, wie KS75 Graphit oder h-BN, hat keinerlei positiven Effekt. Dennoch würde diese Methode ein enormes Potential mit sich bringen, da sehr hohe Gründichten und damit entsprechend hohe Sättigungswerte erreichbar sind und auf Grund eines „dynamischen Erholungsvorgangs“ beim Pressen ein nachgeschaltetes Wärmebehandeln entfallen könnte. Interessant ist diese Variante vor allem für Anwendungen bei Gleichstrom bzw. bei Wechselstrom mit niedrigen Frequenzen. Beim Doppelpressen werden durch den zweiten Pressvorgang primär diejenigen Anteile der Isolierschicht geschädigt, die quer zur Pressfläche ausgerichtet sind. Zwar resultieren dadurch anisotrope Eigenschaften, die Verwendung dieser Komponenten bei adäquater Orientierung des magnetischen Flusses stellt aber durchaus eine Option dar.

# Abstract

In order to achieve the goals of various political decisions of the past decade, such as reducing CO<sub>2</sub> and NO<sub>x</sub>-emissions, E-mobility has always been mentioned as a key technology. It appears to be evident that the automotive industry will be severely affected by this change, since the combustion engine will be gradually replaced by the electric motor in future drivetrains. In order to optimize the power balance of the drive system, not only the energy source – be it batteries or fuel cells - but also the energy consumption of the engine plays a decisive role. Therefore, the improvement of the ferromagnetic core material is essential. In this context, powder metallurgy offers a promising alternative: the so-called Soft Magnetic Composites (SMC) are compacted Fe-powders in which each Fe-particle is electrically separated from its neighbours by an insulating surface layer. This structure ensures that the soft magnetic properties of iron are combined with the insulating properties of the barrier layer.

In the course of this work, commercial SMC powders (Somaloy 700 3P, Somaloy 700 HR3P, Somaloy 700 HR5P and Somaloy 130i 5P from Höganäs) were processed by using a standard route (compacting pressure: 800 MPa, pressing temperature: 25°C, heat treatment method: Double Step - dewaxing before recovery). The powder characterization showed that all variants are phosphatized SMC powders. In addition, the quality of the 5P powders can be classified as higher since additional compounds and the resulting multi-layer structure reduce mechanical and thermal damage that occurs in the course of processing. The mentioned degradation of the insulating layer could on one hand be attributed to interparticle friction during pressing and on the other hand to a ferrothermal reduction of the insulating layer during the recovery process. The recovery parameters (temperature and holding time) were determined, which minimize the core losses of these samples at 100 Hz, 500 Hz and 1000 Hz. It is shown that the recovery has a significant influence on the core loss: increasing recovery parameters result in essential reduction of stresses and defects and thus in lower hysteresis losses. However, due to the ferrothermal degradation of FePO<sub>4</sub>, the simultaneous progressive damage and the resulting lower efficiency of the insulating layer must be accepted. Deviating from the ideal recovery leads to a negative influence on the property profile due to the poorer balance between hysteresis and eddy current losses. In addition, the choice of the frequency has a significant influence on the ideal operating point of the recovery annealing. With increasing frequencies, lower parameters should be selected, since the thermal damage to the insulating layer due to the higher proportions of eddy current losses is more significant. Comparison of the powders shows that the quality of the insulating layer used has an enormous influence. With the Somaloy 5P series, the special efficiency of the barrier layer enables higher recovery temperatures and consequently, lower iron losses are generated due to the better crystal lattice recovery. Furthermore, the particle size also plays a decisive role, finer powder fractions being preferred with increasing AC frequencies due to the lower eddy current losses.

In addition, it was also assessed which of the selected standard parameters (variation of the selected recovery method - Single Step; reduction of the compaction pressure) can be designed flexibly in order to ensure satisfactory results with regard to core losses. On one hand, it is shown that the use of the single step method leads to accelerated thermal degradation of the

insulating layer, due to a reducing attack by highly reactive decomposition products of the lubricants contained. This accelerated breakdown of the insulating layer only had a negative effect on the core loss in certain cases, which means that the use of the single step method is definitely an option, depending on the type of powder and the desired frequency. On the other hand, the reduction of the compaction pressure leads to an increase in core losses. The reason is the lower material density, which means that due to the lower effective cross section, higher magnetic flux densities are effective.

Subsequently, alternative routes (warm pressing at 25°C - 120°C, hot pressing at 500°C - 550°C, double pressing) were used, which significantly increase the density of the SMC components. However, the methods used lead to increased mechanical damage to the insulating layer. The primary cause is the higher level of interparticle friction that occurs during the rearrangement processes. Because of this effect the pressing temperature should not be increased in case of the 3P-powders if the core loss must be minimal at 100 Hz, 500 Hz and 1000 Hz. With 5P powders, the higher-quality insulating layer allows a moderate increase of the pressing temperature without negatively affecting the core losses (100 Hz: 100°C; 500 Hz and 1000 Hz: 60°C – 70°C). The hot pressing of the SMC powder at 500°C - 550°C effectively leads to the complete destruction of the insulating layer, which means that very high eddy current losses are measured. The addition of known high-temperature lubricants, such as KS75 graphite or h-BN, does not have any positive effect. Nevertheless, this method would have enormous potential, since very high green densities and thus correspondingly high saturation values can be achieved, and a subsequent heat treatment could be omitted due to the dynamic recovery process during pressing. This route is attractive mainly for DC applications and for AC with low to medium frequencies. In the case of double pressing, those parts of the insulating layer which are oriented transversely to the pressing surface are strongly damaged by the second pressing process. Although this results in anisotropic properties, the use of these components is definitely an option if adequate orientation of the magnetic flux can be provided.

# Inhaltsverzeichnis

## **1.EINLEITUNG UND AUFGABENSTELLUNG** **1**

---

**1.1. Einleitung**..... 1

**1.2. Aufgabenstellung**..... 1

## **2.THEORETISCHER HINTERGRUND** **3**

---

**2.1. Pulvermetallurgische Herstellroute**..... 3

**2.2. Kernverlust**..... 6

2.2.1. Hystereseverlust..... 6

2.2.2. Wirbelstromverlust..... 8

2.2.3. Anormalverlust..... 12

**2.3. Messung des Kernverlusts**..... 13

2.3.1. Ringmessungen..... 13

2.3.2. Messungen durch Permeameter..... 14

**2.4. Soft Magnetic Composites (SMCs)**..... 16

2.4.1. Allgemeines..... 16

2.4.2. Struktureller Aufbau und Fertigungsroute..... 17

2.4.3. Isolierschichten von SMCs..... 19

2.4.3.1. Organische Beschichtungen..... 19

2.4.3.2. Anorganische Beschichtungen..... 22

## **3.PRAKTISCHE METHODIK** **30**

---

**3.1. Pulvercharakterisierung**..... 32

3.1.1. Fließfähigkeit und Fülldichte..... 32

3.1.2. Röntgenfluoreszenz (RFA)..... 32

3.1.3. REM und EDX..... 33

3.1.4. ATR-IR-Spektroskopie..... 33

3.1.5. Photoelektronen-Spektroskopie (XPS)..... 33

3.1.6. LECO-Messungen..... 35

3.1.7. ICP-OES-Messungen..... 35

3.1.8. DTA/TG..... 37

3.1.9. Röntgendiffraktometrie (XRD)..... 37

**3.2. Kompakte SMC-Proben**..... 38

3.2.1. Fertigung der SMC-Komponenten..... 38

3.2.1.1. Pressprozess..... 39

3.2.1.2. Erholungsprozess..... 41

3.2.2. Charakterisierung der SMC-Komponenten..... 46

3.2.2.1. Metallographische Untersuchungen..... 46

3.2.2.2. LECO-Messungen.....	46
3.2.2.3. Magnetische Eigenschaften.....	47
3.2.2.4. Elektrischer Widerstand.....	47
3.2.2.5. Mechanische Prüfverfahren.....	49
3.2.2.6. Kernverlust.....	49

## **4. ERGEBNISSE UND DISKUSSION 61**

---

<b>4.1. Pulvercharakterisierung.....</b>	<b>61</b>
4.1.1. Identifizierung der Isolierschichtbestandteile.....	63
4.1.1.1. FePO <sub>4</sub> .....	64
4.1.1.2. Organisches Si.....	66
4.1.1.3. Bi-Bi <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	67
4.1.1.4. Schichtabfolge.....	68
4.1.2. Thermisch induzierte Veränderung der Oberfläche.....	71
4.1.2.1. Oberflächenmorphologie.....	71
4.1.2.2. FePO <sub>4</sub> .....	74
4.1.2.3. Organisches Si.....	79
4.1.2.4. Bi-Bi <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	81
4.1.3. Ermittlung der Schichtdickenverhältnisse.....	83
4.1.4. Darstellung der Isolierschichten.....	85
<b>4.2. Kompakte SMC-Proben.....</b>	<b>87</b>
4.2.1. Charakteristika der Presshilfsmittel.....	87
4.2.1.1. Ideale Entwachsungsparameter.....	87
4.2.1.2. Auswirkungen der Entwachsung auf die Isolationseigenschaften.....	89
4.2.1.3. Einfluss der Presshilfsmittel auf die Qualität der Isolierschicht.....	91
4.2.2. Eigenschaftsprofile der SMC-Proben.....	96
4.2.2.1. Basis-Routen.....	96
4.2.2.2. Alternative Routen.....	121
4.2.3. Fazit der Pulververarbeitung.....	142
4.2.3.1. Basis-Route.....	142
4.2.3.2. Alternative Prozessrouten.....	144
<b>5. Zusammenfassung.....</b>	<b>147</b>

## **6. VERZEICHNISSE 151**

---

### **LITERATURVERZEICHNIS 151**

---

## **7. ANHANG 169**

---

# 1. Einleitung und Aufgabenstellung

## 1.1. Einleitung

Auf Grund der zunehmenden elektrischen Energienutzung, der Knappheit der Ölressourcen und von politischen Beschlüssen, wie Reduktion der CO<sub>2</sub> und NO<sub>x</sub>-Emissionen, existiert im Bereich der Fortbewegung der generelle Trend; auf elektrische Antriebe zu setzen. Ganz besonders die Automobilindustrie ist von diesem Wandel stark betroffen, wobei ein hoher Aufwand darin besteht, durch die Konzeption der entsprechenden Stromquellen, seien es Batterien oder Brennstoffzellen, und der elektrischen Motoren die Leistungsbilanz zu verbessern [1].

Wie angeführt nimmt neben der Entwicklung der Batterien die Leistungsfähigkeit des Elektromotors eine zentrale Rolle ein. Aus diesem Grund wird in den letzten Jahren ein besonderer Fokus auf das magnetische Kernmaterial von Spulen gelegt, da dieses einen wesentlicher Faktor für die Verbesserung des Wirkungsgrades von elektrischen Antrieben darstellt. Auf Grund des Anforderungsprofils von magnetischen Kernen (weichmagnetisch und geringe elektrische Leitfähigkeit) ist die Verwendung von Stahllaminaten bzw. Ferriten schon lange bekannt [2-9]. Allerdings verlieren Stahllamine speziell bei magnetischen Wechselfeldern mit hoher Frequenz wegen der zunehmenden Wirbelstromverluste deutlich an Leistungsfähigkeit. Auf der anderen Seite weisen handelsübliche Ferrite, die als Nichtleiter gegen Wirbelstromverluste unempfindlich sind, wiederum zum Teil ungenügende magnetische Sättigung auf, weil Ferrite nicht ferro-, sondern ferrimagnetisch sind und damit das resultierende magnetische Moment geringer ist.

In diesem Zusammenhang stellt die Verwendung von kompaktierten Fe-Basispulvern, bei denen die einzelnen Fe-Partikel mit isolierenden Sperrschichten überzogen sind, eine vielversprechende Alternative dar. Dabei werden die hervorragenden weichmagnetischen Eigenschaften des Eisens - hohe Sättigung, Remanenz und Permeabilität, niedrige Koerzitivfeldstärke - mit den isolierenden Eigenschaften der Beschichtung - geringe Wirbelstromverluste - kombiniert. Die Fertigung dieses Materials, welches sowohl in der Literatur als auch in der Industrie oft als Soft Magnetic Composite (SMC) bezeichnet wird, erfolgt über die pulvermetallurgische Route [10-12]. Die Vorteile dieser Technologie liegen in der Möglichkeit der Herstellung von Bauteilen mit komplexen Geometrien, in der Maßgenauigkeit, in der Bereitstellung von isotropen 3D-Eigenschaften und - im Vergleich zu Stahllaminaten - in der höheren Energieeffizienz bei Anwendungen im höheren Frequenzbereich. Initiiert durch das enorme Potential dieser neuartigen Technologie wird in den letzten Jahren sehr viel Forschung in diesem Bereich betrieben. Dabei liegt der Fokus v.a. auf der Entwicklung von neuartigen Beschichtungen, da diese den Schlüsselfaktor für die Herstellung von SMC-Komponenten mit hervorragenden Eigenschaften darstellen.

## 1.2. Aufgabenstellung

Ziel der Arbeit war es, ausgehend von kommerziellen SMC-Pulvern (Typ Somaloy der Fa. Höganäs) ferromagnetische Kernmaterialien mit möglichst geringen Kernverlusten zu fertigen.

Dabei sollten auch die Auswirkungen der einzelnen Prozessschritte auf die Oberflächenstruktur der SMC-Partikel ergründet und die Verbindung zu den Werkstoffeigenschaften geknüpft werden. Um diese Aufgabenstellung zu erfüllen, wurden zwei wesentliche Arbeitspunkte festgelegt:

1. Pulvercharakterisierung
2. Untersuchung von kompakten SMC-Proben

## **1. Pulvercharakterisierung**

Im Zuge der Pulvercharakterisierung sollte zunächst eine umfassende Analyse und Strukturaufklärung der verwendeten SMC-Pulver durchgeführt werden. Dafür wurden mittels geeigneter Methoden grundlegende Pulvereigenschaften (z.B. Partikelgröße, Reinheit der Fe-Basis) und die chemische Natur der Isolierschicht bestimmt. Zudem folgten Untersuchungen, welche die Veränderungen der Partikeloberfläche im Zuge der Wärmebehandlung darlegten. Weiters wurden die vorhandenen Elemente in der Isolierschicht quantifiziert, wodurch Rückschlüsse auf die Dicke der vorhandenen Sperrschichten ausgemacht werden konnten. Die Kenntnisse dieses Arbeitspunkts erlaubten es einerseits, die Auswirkungen verschiedener Verarbeitungsschritte auf die SMC-Eigenschaften zu erklären. Andererseits ermöglichten diese Resultate, die unterschiedlichen Eigenschaftsprofile verschiedener SMC-Typen zu begründen.

## **2. Untersuchung von kompakten SMC-Proben**

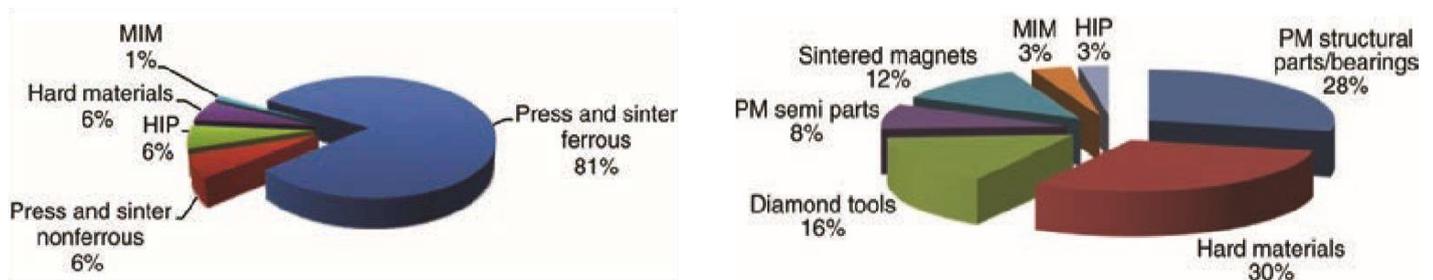
In weiterer Folge sollten ausgehend von einer festgelegten Standardroute (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Wärmebehandlungsmethode: Double Step-, d.h. dem Erholungsglühen vorgeschaltetes Entwachsen) kompakte SMC-Proben unter Variation der Erholungsparameter gefertigt werden. Durch die Erstellung der Eigenschaftsprofile sollten die Wärmebehandlungsbedingungen ermittelt werden, die zu einem minimalen Kernverlust bei verschiedenen Ummagnetisierungsfrequenzen führten, und die dazugehörigen Hintergründe aufgezeigt werden. Zudem sollte auch der Einfluss weiterer Prozessparameter (Pressdruck, Presstemperatur, Wahl der Wärmebehandlungsmethode) dargelegt und die Ursachen von eventuellen Veränderungen in den Eigenschaftsprofilen studiert werden. Zudem waren auch die Eigenschaftsprofile der unterschiedlichen SMC-Varianten gegenüberzustellen und auftretende Differenzen durch die Resultate der Pulvercharakterisierung zu erklären.

## 2. Theoretischer Hintergrund

In den folgenden Kapiteln werden die relevanten theoretischen Hintergründe im Bereich der Pulvermetallurgie sowie von Soft Magnetic Composites (SMCs) erläutert. Dabei wird auf den charakteristischen Aufbau und die Herstellungsrouten von SMCs, die bekannten Isolierschichten aus der Literatur sowie das Verhalten von ferromagnetischen Stoffen in DC/AC-Magnetkreisen eingegangen.

### 2.1. Pulvermetallurgische Herstellroute

Gemäß DIN EN ISO 3252:2000 ist die Pulvermetallurgie ein Teil der Metallurgie, der sich mit der Herstellung metallischer Pulver oder der Herstellung von Teilen, die aus solchen Pulvern mit oder ohne Zusätze nichtmetallischer Pulver erzeugt werden, beschäftigt. Die Pulvermetallurgie erlaubt die Fertigung von Werkstoffen mit komplexen Geometrien unter Einhaltung von hohen Produktivitätsraten. Im Vergleich zu schmelzmetallurgischen Verfahren werden durch die endkonturnahen Fertigungen einerseits geringere Mengen an Materialabfall generiert. Andererseits werden auch die Kosten von teuren Nachbearbeitungsschritten deutlich reduziert. Weiters existieren bei der Herstellung von diversen Mehrphasen- und Verbundwerkstoffen (z.B. W-Cu, WC-Co) keine alternativen, z.B. schmelzmetallurgischen, Möglichkeiten für die Herstellung dieser Materialien. Dementsprechend handelt es sich bei der Pulvermetallurgie um einen bedeutenden industriellen Sektor in der Fertigung von verschiedenen Funktionswerkstoffen, was vor allem durch die Produktionszahlen in Abb. 1 verdeutlicht wird.



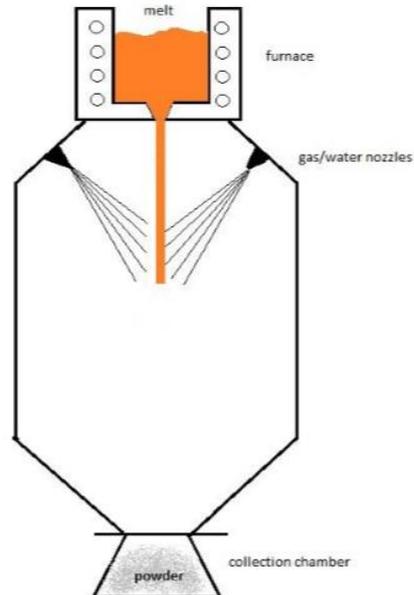
**Abb. 1:** (links) Darstellung der europäischen PM-Produktion, Gesamtmenge:  $248 \cdot 10^3$  t (Stand 2016, EPMA), (rechts) Umsätze verschiedener PM-Werkstoffgruppen innerhalb des europäischen Marktes, Gesamtumsatz:  $10,9 \cdot 10^9$  Mrd €, Stand 2016 [13].

Die pulvermetallurgische Herstellroute kann bei traditionellen Verfahren in die nachfolgenden Schritte gegliedert werden [13-14]:

#### 1. Pulverherstellung

Im Zuge der Metallpulver-Fertigung existieren unterschiedlichste Techniken. Im Allgemeinen kann zwischen der mechanischen Zerkleinerung von festen (Kugelmühlen, Schwingmühle, Attritoren, Coldstream-Verfahren, Jet-Mill uvm.) und flüssigen Stoffen (Schleuder-Verfahren, Verdüsung der Metallschmelze, Twin-Roller-Verfahren uvm.) unterschieden werden, wobei bei letzterer Variante eine flüssig-fest-Phasenumwandlung eintritt. Die gängigsten Verfahren

zur Herstellung von Eisen- bzw. Stahlpulvern sind die Wasser- und die Gasverdüsung. Dabei wird eine fließende Metallschmelze durch den Energieeintrag eines gerichteten Wasser- bzw. Gasstrahls zerstäubt (siehe Abb. 2.). Wesentliche Faktoren in der Pulverproduktion sind die Kontrolle der chemischen Zusammensetzung sowie die Einstellung der Partikelgröße.



**Abb. 2: Schematische Darstellung des Verdüsungsvorgangs von Metallschmelzen im Zuge der Pulverproduktion [15].**

## 2. Formgebung

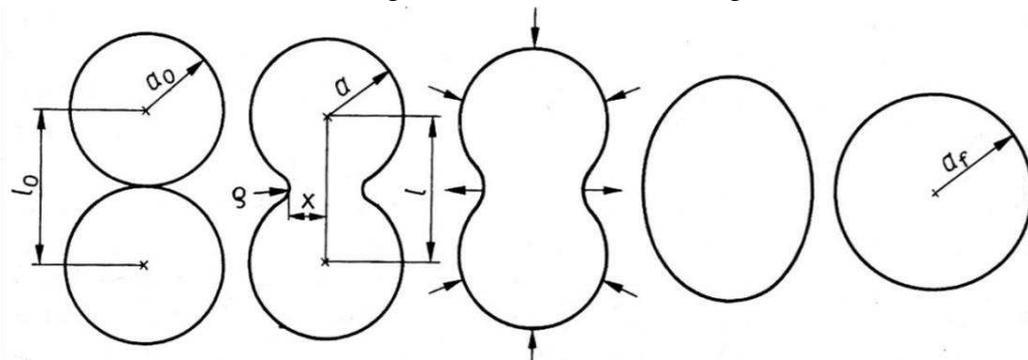
Besonders in diesem Bereich der Pulvermetallurgie existiert ein breites Spektrum an möglichen Verfahren (Kaltaxialpressen, Warmaxialpressen, Kaltisostatisches Pressen (CIP), Heißisostatisches Pressen (HIP), 3D-Druck, Metallpulverspritzguss (MIM) uvm). Alle Techniken haben gemeinsam, dass aus dem vorbereiteten Metallpulver zumeist die Fertigung von Komponenten bereits mit endkonturnaher Geometrie erfolgt (bei CIP und HIP ist dies nicht immer der Fall). Dabei werden bei traditionellen Verfahren die Pulver in eine entsprechende Form gefüllt und die Pulverschüttungen durch äußere Krafteinwirkungen verdichtet (Kaltaxial- und Warmaxialpressen, CIP, HIP). Weiters besteht die Möglichkeit, wie z.B. bei 3D-Druck-Verfahren, durch lokales Aufschmelzen der Pulverkontakte Metallkörper zu fertigen. Zudem können die Metallpulver durch den Zusatz von organischen Komponenten, welche bei den Verfahrenstemperaturen aufweichen, über eine Spritzgussmaschine in Form gebracht werden, wie es bei MIM-Verfahren der Fall ist.

Erfolgt die Formgebung durch Kaltaxialpressen, ist gut bekannt, dass die gefertigten Komponenten einen bestimmten Anteil an Porosität und infolgedessen wesentlich geringere Dichten aufweisen als Materialien, die schmelzmetallurgisch gefertigt wurden. Allerdings können verschiedene Methodiken (Warmaxialpressen, Heißaxialpressen, Doppelpressen) angewendet werden, welche eine signifikante Erhöhung der Dichte ermöglichen [16-20]. Dabei wird z.B. durch Erhöhung der Presstemperatur die Streckgrenze des Fe reduziert und die plastische Deformation der Pulverpartikel begünstigt. Frühere Arbeiten konnten darlegen, dass bei hohen Presstemperaturen von 450°C – 500°C pulvermetallurgische Reineisenproben

hergestellt werden können, die mit nur ca. 2% kaum noch Porosität aufweisen [19]. Im Fall des Doppelpressens wird nach der Formgebung ein Erholungsprozess durchgeführt, wobei die Kaltverfestigung der Metallpartikel nach dem ersten Pressschritt reduziert bzw. beseitigt wird. Anschließend erfolgt ein weiterer Pressvorgang, wobei durch die zusätzliche plastische Verformung der Metallpartikel eine Dichtesteigerung generiert wird.

### 3. Wärmebehandlung

Nach den jeweiligen Formgebungsverfahren folgen Wärmebehandlungsvorgänge, einerseits um notwendige Sinterkontakte zwischen benachbarten Pulverpartikeln zu erzeugen, andererseits, um etwaige Materialspannungen (wie im 3D-Druck-Verfahren) abzubauen. Vor allem die Ausbildung der Sinterkontakte ist im Zuge der klassischen PM-Route ein essenzieller Vorgang, da aus einem Grünkörper, der näherungsweise als verdichtete Pulverschüttung bezeichnet werden kann und noch sehr geringe Festigkeit hat, ein fester metallischer Körper entsteht. Auch hier können unterschiedlichste Verfahren genannt werden (Festphasensinterung, Sintern mit stationärer flüssiger Phase, Sinterung mit intermediärer flüssiger Phase). Eine wirkende Triebkraft zur Ausbildung der Sinterkontakte – bei Einkomponentensystemen die einzige – ist die Reduzierung der Oberflächenenergie. Je nach dem Chemismus des vorliegenden Systems sowie den eingestellten Sinterbedingungen kann neben der Ausbildung von Sinterkontakten eine Volumenänderung in Form einer Verdichtung (Porosität wird von innen nach außen transportiert) oder Schwellung (z.B. Fe-Cu-System) eintreten. Die Ausbildung der Sinterkontakte benachbarter Partikel sowie der Fortschritt des Sinterprozesses können, wie in Abb. 3, durch ein Kugelmodell schematisch dargestellt werden.



**Abb. 3: Schematische Darstellung des Sintervorgangs zwischen benachbarten Pulverpartikeln [14].**

Wie Abb. 3 darlegt, kommt es zu einem Materialtransport, der von der freien Partikeloberfläche zur Kontaktfläche benachbarter Partikel (Sinterhals) gerichtet ist. Ursache sind unterschiedliche Laplace-Spannungen in den jeweiligen Bereichen, wobei an der freien Oberfläche Druckspannungen, am Sinterhals dagegen Zugspannungen wirksam sind.

### 4. Nachbearbeitung

Dabei handelt es sich um abschließende Verarbeitungsschritte in der Fertigung von PM-Komponenten (Oberflächenveredelung, Kalibration, Härten, Carburierung, Nitrierung uvm.). Auf Grund der endkonturnahen Fertigung können die Kosten von oft sehr teuren Nachbearbeitungsvorgängen im Allgemeinen geringgehalten werden.

## 2.2. Kernverlust

Der Kernverlust ist das Hauptcharakteristikum von weichmagnetischen Kernmaterialien für Wechselstromanwendungen, wie Soft Magnetic Composites, und entspricht der Leistung in  $W/m^3$  bzw.  $W/kg$ , die bei gegebener Flussdichte und Ummagnetisierungsfrequenz in Wärme umgewandelt wird. Für das Erreichen einer optimalen Leistungseffizienz des Aggregats muss ein minimaler Kernverlust angestrebt werden. Im Allgemeinen wird der Kernverlust durch die folgende Formel beschrieben [21-23]:

$$P_c = P_H + P_{EC} + P_R$$

- $P_c$ ..... Kernverlust ( $W/kg$ ;  $W/m^3$ )  
 $P_H$ ..... Hystereseverlust ( $W/kg$ ;  $W/m^3$ )  
 $P_{EC}$ ..... Wirbelstromverlust ( $W/kg$ ;  $W/m^3$ )  
 $P_R$ ..... Anormalverlust ( $W/kg$ ;  $W/m^3$ )

### 2.2.1. Hystereseverlust

Bei ferromagnetischen Körpern, z.B. Co, Ni, Fe, kommt es zu einer wechselseitigen Beeinflussung der magnetischen Momente von benachbarten Atomen. Auf Grund dieser Wechselwirkung richten sich die magnetischen Momente über einen größeren Kristallbereich spontan parallel zueinander aus, was zur Ausbildung der sogenannten Weiß'schen Bezirke führt. Dies hat zur Folge, dass über einen bestimmten Bereich des Kristallgitters lokal ein magnetisches Moment wirksam ist, welches allerdings im nicht magnetisierten Zustand statistisch durch die gegenläufige Orientierung eines weiteren Bezirks kompensiert wird, wonach der Stoff nach außen wiederum nicht polarisiert vorliegt, d.h. im Schnitt heben sich die magnetischen Momente der einzelnen Weiß'schen Bezirke gegenseitig auf, und der Körper erscheint nach außen unmagnetisch. Die Richtungsänderung der magnetischen Momente zwischen den einzelnen Bezirken erfolgt nicht un stetig, sondern allmählich über einen größeren Gitterbereich hinweg. Diese Übergangsbereiche werden Blochwände genannt, deren Dicke von der chemischen Natur des ferromagnetischen Stoffes abhängig ist. Die Blochwanddicke liegt bei Eisen bei etwa  $0,1 \mu m$ . Unterhalb der Curie-Temperatur bildet sich in jedem Festkörper, in dem die Voraussetzungen für den Ferromagnetismus gegeben sind, die oben angesprochene Bezirksstruktur aus Weiß'schen Bezirken und Blochwänden aus [24-28].

Durch Anlegen eines äußeren magnetischen Feldes besteht die Möglichkeit, die Weiß'schen Bezirke in Feldrichtung auszurichten. Durch Steigerung des magnetischen Feldes kommt es zur zunehmenden Parallelisierung der Orientierung der Weiß'schen Bezirke, womit die magnetische Polarisation des Körpers ansteigt. Entspricht die Feldstärke  $H = H_s$ , so sind die magnetischen Momente aller Bezirke parallel in Richtung des angelegten Feldes orientiert, wodurch das magnetische Sättigungsmoment  $J_s$  des Stoffes erreicht ist. Das magnetische Sättigungsmoment ist stark von der Temperatur abhängig, da eine optimale Parallelstellung der magnetischen Momente mit zunehmender Temperatur behindert wird, und wird bei Erreichen der Curie-Temperatur durch den Verlust der ferromagnetischen Eigenschaften auf  $0 T$  reduziert.

Die magnetische Kraftliniendichte, die Induktion  $B$ , steigt durch die magnetische Polarisation des ferromagnetischen Körpers stark an und ergibt sich durch folgende Formel:

$$B = J + \mu_0 * H$$

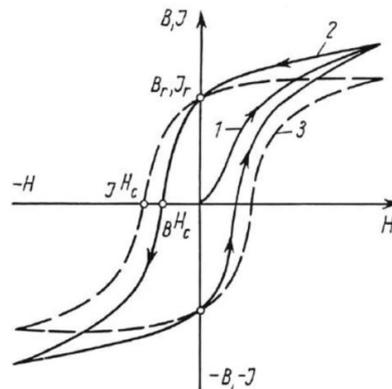
$B$  ..... Magnetische Flussdichte (T)

$J$  ..... magnetische Polarisation des ferromagnetischen Stoffes (T)

$\mu_0$  ..... magnetische Feldkonstante ( $4\pi * 10^{-7} \frac{V*s}{A*m}$ )

$H$  ..... magnetische Feldstärke des äußeren Feldes (A/m)

In einem bis zur magnetischen Sättigung polarisierten Festkörper bleibt nach Abschalten des äußeren Magnetfelds auf Grund des irreversiblen Anteils der magnetischen Polarisation eine remanente Polarisation  $J_r$  ( $J$  bei  $H = 0$ ) zurück, die Remanenz. Durch das Anlegen eines Gegenfeldes kommt es zunächst durch weitere Wandverschiebungen zu einer Reduzierung der magnetischen Polarisation bzw. der Induktion, bis bei Erreichen einer bestimmten Feldstärke ( $H = H_c$ ) der Körper nach außen hin wieder magnetisch unpolarisiert vorliegt. Die dafür notwendige Feldstärke des Gegenfeldes wird Koerzitivfeldstärke genannt. Bei weiterer Erhöhung der Feldstärke des Gegenfeldes wird bei  $H=-H_s$  das magnetische Sättigungsmoment  $-J_s$  erreicht. Die Charakteristik der technischen Magnetisierung zeigt, dass die Spinverschiebung irreversible Anteile aufweist, wodurch es zur Ausbildung einer magnetischen Hystereseschleife kommt:



**Abb. 4: Hystereseschleife eines ferromagnetischen Werkstoffes. 1 Neukurve, 2 Induktionskurve  $B$  gegen  $H$ , 3 Polarisationskurve  $J$  gegen  $H$  [24].**

Durch die irreversiblen Anteile der Spinverschiebungen kommt es zu auftretenden Reibungen und zu einem Verlust an magnetischer Energie in Form von Wärme, welcher auch als Hystereseverlust bezeichnet und durch die nachfolgende Formel dargestellt wird [10; 21-22; 28].

$$P_H = C_H * f$$

$C_H$ .....Hysteresekonstante, beschreibt den Energieverlust pro Umlauf auf Grund der irreversiblen Spinverschiebungen ( $J/m^3$ ;  $J/kg$ )

$f$ .....Ummagnetisierungsfrequenz (Hz)

Die Fläche innerhalb der Hystereseschleife entspricht jener Energie, die beim einmaligen Durchlaufen der Kurve in Wärme umgewandelt wird. Einerseits zeigt die angeführte Formel, dass die Hystereseverluste linear mit der Ummagnetisierungsfrequenz ansteigen.

Andererseits wird die Hysteresekonstante  $C_H$  maßgeblich durch die nachfolgenden Faktoren beeinflusst [29-31]:

- Porosität, Defektdichte im Material
- Chemische Zusammensetzung
- Eigenspannungen
- Verunreinigungen
- Kristallitgröße

In der Regel führen die aufgelisteten Faktoren zur Behinderung der Blochwand-Verschiebungen, wodurch die irreversiblen Anteile der Spinverschiebungen erhöht werden und es zum Anstieg der Hystereseverluste kommt. Diesbezüglich können ferromagnetische Materialien in weich- und hartmagnetische Stoffe eingeteilt werden, wobei sich beide Gruppen in der Leichtigkeit des Magnetisierens und Demagnetisierens im Zuge des Anlegens eines äußeren magnetischen Feldes unterscheiden:

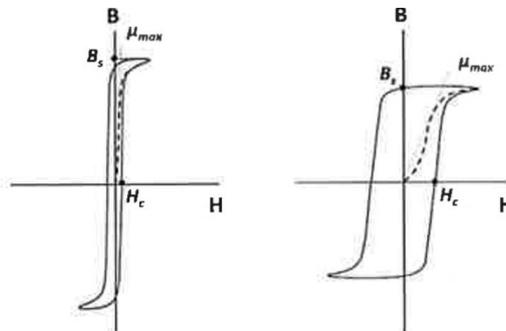


Abb. 5: Hystereseschleifen für (links) weich- und (rechts) hartmagnetische Materialien [21-22].

Wie an Hand von Abb. 5 ersichtlich, ist ein weichmagnetisches Verhalten durch eine kleine Fläche in der Hystereseschleife (niedriger Hystereseverlust) gekennzeichnet, wodurch bereits bei geringen äußeren Magnetfeldstärken die Sättigung des Stoffes erreicht werden kann. Des Weiteren sind weichmagnetische Stoffe durch eine äußerst niedrige Koerzitivfeldstärke  $H_C$  - notwendiges Gegenfeld, um einen bis zur Sättigung aufmagnetisierten Stoff zu entmagnetisieren - charakterisiert.

### 2.2.2. Wirbelstromverlust

Das Durchfahren der Hystereseurve eines magnetischen Kernmaterials, wie es bei Wechselstromaggregaten Praxis ist, führt bei einer gegebenen Ummagnetisierungsfrequenz zur Ausbildung von Wirbelströmen. Ursache ist das Faraday'sche Induktionsgesetz, wonach ein sich zeitlich änderndes Magnetfeld in einem elektrisch leitfähigen Material eine Spannung induziert [32-33]:

$$U_{ind} = -\frac{d\Phi}{dt} = -A * \frac{dB}{dt}$$

Im Fall einer Spule, welche von einem sich zeitlich ändernden magnetischen Feld umgeben ist, muss die Windungszahl  $n$  in der obigen Gleichung berücksichtigt werden, wodurch sich ergibt:

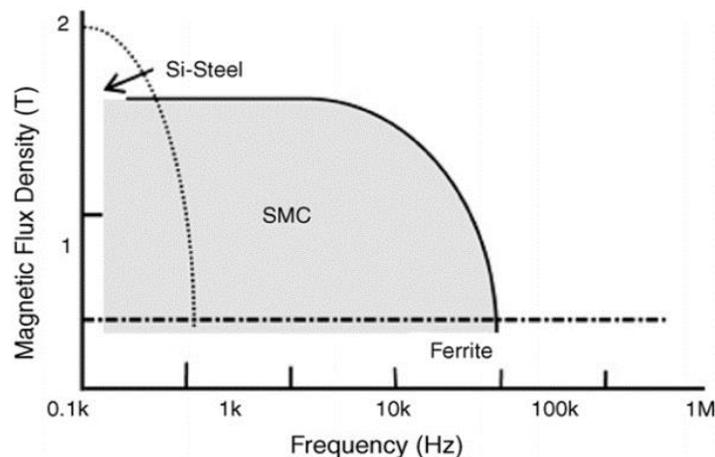
$$U_{ind} = -n * \frac{d\Phi}{dt} = -n * A * \frac{dB}{dt}$$

$U_{ind}$  ..... Induzierte Spannung (V)

$\frac{d\Phi}{dt}$  ..... zeitliche Änderung des magnetischen Flusses (Wb\*s<sup>-1</sup>)

A ..... Fläche der Leiterschleife (m<sup>2</sup>)

Die durch die Spannungen in einem leitfähigen Medium ebenfalls induzierten Wirbelströme führen einerseits zur Ausbildung von magnetischen Feldern, die gemäß der Lenz'schen Regel ihrer Ursache, dem sich zeitlich ändernden magnetischen Fluss, entgegengerichtet sind. Andererseits kommt es durch die induzierten Wirbelströme zur Freisetzung von Wärmeenergie, in der Konsequenz ein Energieverlust, der als Wirbelstromverlust bezeichnet wird, resultiert. Da eine Zunahme der Frequenz die Steigerung der Wirbelströme und magnetischen Gegenfelder bewirkt, kommt es zur Erhöhung der Wärmeverluste und zur simultanen Verbreiterung der Hysteresekurve, wodurch die magnetische Permeabilität und die magnetische Flussdichte bei gegebenem Magnetisierungsstrom sinken.



**Abb. 6: Erreichbare Flussdichten (T) von SMCs, Ferriten und Stahllaminaten bei magnetischen Wechselfeldern mit unterschiedlicher Frequenz (Hz) [34].**

Die Wirbelstromverluste innerhalb eines SMC-Presslings können in zwei Teile gegliedert werden. Einerseits sind die Ströme innerhalb eines einzelnen Pulverpartikels zu erwähnen, und andererseits sind in der Praxis zumeist auch Ströme, welche durch den gesamten Körper fließen, zu berücksichtigen, da keine perfekte Isolierung zwischen den einzelnen Pulverpartikeln vorhanden ist [23]. Der gesamte Wirbelstromverlust ergibt sich aus der Linearkombination beider Wirbelstromtypen, welche durch verschiedene Faktoren, wie z.B. die Partikelgröße, Dichte, elektrischer Widerstand des Körpers und eines Pulverpartikels, beeinflusst werden.

### Wirbelströme innerhalb eines Pulverpartikels

Zur Näherung dieser Wirbelstromanteile wird zunächst die Annahme getroffen, dass das SMC-Bauteil aus Pulverpartikeln mit zylindrischer Geometrie, einem Radius  $r$  und einer Länge  $2r$  besteht.

Der theoretische Wirbelstromverlust innerhalb der Partikel pro Volumen an vorhandenem Pulver ergibt sich in weiterer Folge durch die folgende Formel [23]:

$$P_{EC}^P = \frac{r_P^2}{8\rho_{Fe}} * \left(\frac{dB}{dt}\right)^2$$

$P_{EC}^P$  ..... Wirbelstromverlust innerhalb eines Pulverpartikels (W/m<sup>3</sup>)

$r_P$  ..... Radius eines Pulverpartikels (m)

$\rho$  ..... Elektrischer Widerstand des Fe ( $\Omega$ )

In der angeführten Formel werden die Wirbelstromverluste allerdings pro Volumen an Pulvermaterial berechnet. Um die Verluste durch die Wirbelströme bezogen auf das Volumen des Presslings zu erhalten, kann die oben angeführte Formel mit dem Porositätsfaktor  $\eta$  - Quotient aus dem Volumen der Eisenpartikel und dem Volumen des Werkstoffes - erweitert werden, wodurch sich die folgende Gleichung ergibt:

$$P_{EC}^P = \eta \frac{r_P^2}{8\rho_{Fe}} * \left(\frac{dB}{dt}\right)^2$$

$\eta$  ..... Porositätsfaktor

Aus der angeführten Gleichung wird ersichtlich, dass die Wirbelstromverluste quadratisch vom Radius der Pulverpartikel abhängig sind, wodurch dieser Anteil von der Geometrie des verwendeten Pulvers abhängig ist. Des Weiteren wird deutlich, dass die Wirbelstromverluste indirekt proportional zum Widerstand des Materials sind und mit zunehmender zeitlicher Veränderung der Induktion, d.h. mit der Frequenz, quadratisch (Unterschied zu den Hystereseverlusten, welche einen linearen Anstieg aufweisen) ansteigen.

### Wirbelströme innerhalb des Bulk-Materials

Sofern die Isolierung zwischen den einzelnen Partikeln nicht perfekt ist, muss auch berücksichtigt werden, dass die induzierten Wirbelströme nicht nur innerhalb der Partikel, sondern darüber hinaus auch über den gesamten Bulk des Materials strömen. Um diese Anteile der Wirbelstromverluste theoretisch zu berechnen, wird näherungsweise davon ausgegangen, dass das kompakte Material eine zylindrische Geometrie aufweist. Unter Berücksichtigung dieser Annahme ergibt sich die folgende Formel für die Berechnung der Wirbelstromverluste pro Volumeneinheit innerhalb des Bulk-Materials [23]:

$$P_{EC}^{Bulk} = \frac{r_{Bulk}^2}{8\rho_{Bulk}} * \left(\frac{dB}{dt}\right)^2$$

$P_{EC}^{Bulk}$  ..... Wirbelstromverluste innerhalb des Bulk-Materials (W/m<sup>3</sup>)

$r_{Bulk}$  ..... Radius des Werkstoffes (m)

$\rho_{Bulk}$  ..... Elektrischer Widerstand des Materials ( $\Omega$ )

## Gesamter Wirbelstromverlust

Der gesamte Wirbelstromverlust ergibt sich aus der Summe der Anteile der Wirbelströme innerhalb der einzelnen Partikeln sowie jener innerhalb des gesamten Körpers. Mathematisch kann dieser Zusammenhang über die folgende Gleichung dargestellt werden [23]:

$$P_{ED} = c_P * P_{ED}^P + c_{Bulk} * P_{ED}^{Bulk}$$

$$P_{ED} = \left(\frac{dB}{dt}\right)^2 * \left(c_P * \eta \frac{r_P^2}{8\rho_{Fe}} + c_{Bulk} * \frac{r_{Bulk}^2}{8\rho_{Bulk}}\right)$$

$c_P$  ..... Faktor zwischen 0 und 1 → Anteile der Wirbelstromverluste innerhalb einzelner Partikel

$c_{Bulk}$  ..... Faktor zwischen 0 und 1 → Anteile der Wirbelstromverluste innerhalb des gesamten Probenkörpers

Die Faktoren  $c_P$  und  $c_{Bulk}$  sind maßgeblich von der Qualität der vorhandenen Pulverbeschichtung abhängig, wobei die folgende Beziehung zu beachten ist.

$$c_P + c_{Bulk} = 1$$

Sofern eine perfekte Isolierung zwischen den einzelnen Partikeln vorhanden ist, gilt, dass  $c_P$  einen Wert von 1 annimmt und folglich die Anteile der Wirbelströme, welche durch den gesamten Körper fließen, 0 ist. Aus dieser Beziehung wird ebenfalls ersichtlich, dass es besonders erstrebenswert ist, eine möglichst gute Isolierschicht zu verwenden. Dies ist dadurch zu erklären, dass  $r_{Bulk} > r_P$  gilt, wodurch mit sinkendem Wert von  $c_{Bulk}$  stets eine Reduzierung der gesamten Wirbelstromverluste einhergeht. Eine alternative Darstellungsmöglichkeit der Wirbelstromverluste erfolgt über die nachfolgende Beziehung [10; 21-22; 28]:

$$P_{EC} = \frac{K_{EC} * f^2 * B^2 * d}{\rho} = C_{EC} * f^2$$

$P_{EC}$  ..... Wirbelstromverlust (W/kg)

$K_{EC}$  ..... Materialabhängiger Proportionalitätsfaktor

$f$  ..... Frequenz (Hz)

$B$  ..... Induktion (T)

$d$  ..... die kleinste Einheit des Flusspfades (m)

$\rho$  ..... Elektrischer Widerstand ( $\Omega$ )

$C_{EC}$  ..... Wirbelstromkonstante

Aus der angeführten Gleichung wird ersichtlich, dass der Wirbelstromverlust eines magnetischen Kerns quadratisch mit der Ummagnetisierungsfrequenz ansteigt. Diese Beziehung führt dazu, dass speziell bei hohen Anwendungsfrequenzen die isolierenden Eigenschaften des Materials eine große Bedeutung haben, um den Kernverlust möglichst gering zu gestalten. Weiters besteht die Möglichkeit, die Materialkonstante  $C_{EC}$  - und infolgedessen  $P_{EC}$  - durch Erhöhung des elektrischen Widerstands des Fe (z.B. Hinzulegieren von Si) oder durch Verringerung der Wirbelstromradien des SMC-Pulvers zu reduzieren. Zweiteres wird v.a. im Fall von SMCs realisiert, wobei durch den strukturellen Aufbau die Wirbelströme innerhalb der einzelnen Fe-Partikel gehalten werden sollen. Das Hinzulegieren von Si wird im

Bereich von SMCs auf Grund des starken Verfestigungseffekts von Si im Ferrit-Gitter und der dadurch resultierenden schlechten Verpressbarkeit größtenteils vermieden [35].

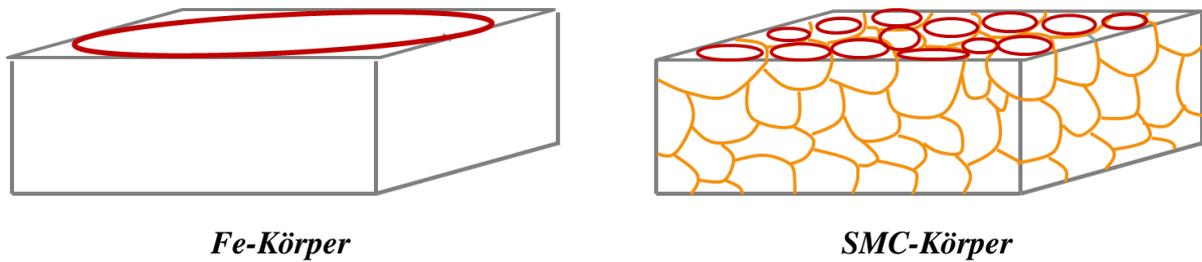


Abb. 7: Verringerung der Wirbelstromradien durch den strukturellen Aufbau von SMCs.

### 2.2.3. Anormalverlust

Beim Anormalverlust wird berücksichtigt, dass in einem ferromagnetischen Material eine Domänenbildung vorhanden ist, wodurch der Grad der Magnetisierung nicht gleichmäßig ist. Beim Anlegen eines magnetischen Wechselfeldes kommt es zu einem stetigen Ausrichtungswechsel der Domänenwände, wodurch lokal eine erhöhte Änderung der Induktion auftritt und in diesen Bereichen die Wirbelströme erhöht sind. Diese mikroskopischen Wirbelstromverluste werden im Allgemeinen auch als Anormalverluste bezeichnet. Aus diesen Ausführungen wird auch ersichtlich, dass der Anteil der Restverluste im hohen Ausmaß materialabhängig ist. So ist deren Anteil in Materialien mit einer hohen Anzahl an Domänen wesentlich höher als in Stoffen mit einer entsprechenden kleinen Anzahl [21-22; 28; 36].

In der Literatur wird der Beitrag dieser Verluste am gesamten Kernverlust oft nicht explizit berücksichtigt und als Teil der Wirbelstromverluste angesehen, da sich die Anormalverluste quantitativ nur bei äußerst geringen Induktionen und hohen Frequenzen auswirken. Näherungsweise lässt sich dieser Anteil aus der Differenz der theoretischen und der gemessenen Werte ermitteln. Rechnerisch lassen sich die Restverluste über die unten angeführte Formel bestimmen [37- 38]:

$$P_r = C_r * \int \left| \frac{dB}{dt} \right|^{\frac{3}{2}} * dt$$

$P_r$ .....Anormalverlust (W/kg)

$C_r$  .....Materialkonstante

## 2.3. Messung des Kernverlusts

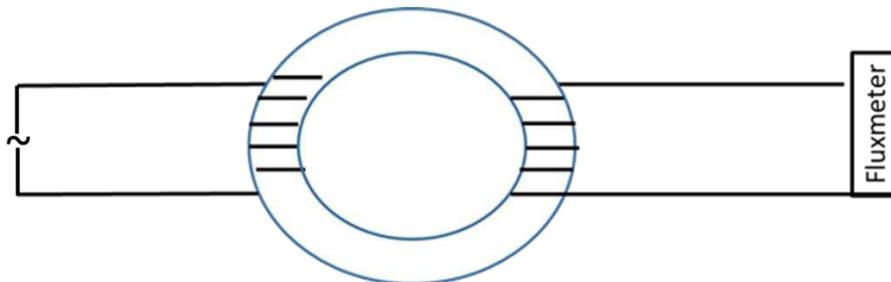
Definitionsgemäß entspricht der Kernverlust der freigesetzten Wärmemenge in  $\text{W/m}^3$  oder  $\text{W/kg}$  eines bei einer bestimmten magnetischen Flussdichte und Ummagnetisierungsfrequenz hin- und herpolarisierten Eisenkörpers.

Im Zuge der praktischen Methodik zur Aufnahme von charakteristischen Hysteresekurven werden in der Regel ringförmige Proben nach IEC 60404-6:2003 herangezogen, um einerseits die Ausbildung eines homogenen Magnetfeldes zu gewährleisten. Andererseits wird durch den in sich geschlossenen Magnetisierungskreis die Ausbildung von Luftspalten, welche zur Scherung der Hystereseschleife führen würden, unterbunden [39-41].

In der Praxis ist aber die Messung an Ringen nicht immer zugänglich, da sehr oft die Auswahl der Probengeometrie limitiert ist. Aus diesem Grund besteht auch die Möglichkeit, Proben anderer Geometrien gemäß DIN EN 60606-4 an einem Joch zu charakterisieren [39; 42]. In den folgenden Kapiteln wird die Vorgehensweise für beide Methoden erläutert.

### 2.3.1. Ringmessungen

Bei der Aufnahme der Hysteresekurven an Ringen wird die Probe mit einer Erregerspule mit  $n_1$  Wicklungen und mit einer Messspule mit  $n_2$  Wicklungen umwickelt. Der beschriebene Aufbau wird dabei durch die folgende Abbildung schematisch dargestellt.



*Abb. 8: Schematische Darstellung zu den Messungen an ringförmigen Proben.*

Durch den steigenden Stromfluss in der Erregerspule kommt es zur Erhöhung der magnetischen Feldstärke, welche durch den folgenden Zusammenhang ermittelt werden kann:

$$H = \frac{n * I}{l}$$

- H ..... magnetische Feldstärke (A/m)  
 n ..... Anzahl der Wicklungen der Erregerspule  
 I ..... fließender Strom in der Erregerspule (A)  
 l ..... mittlere Länge der Feldlinien (m)

Die simultane Steigerung der magnetischen Flussdichte wird durch die induzierte Spannung in der Messspule über ein Fluxmeter bestimmt. Dadurch können über den fließenden Spulenstrom und durch die induzierte Spannung in der Messspule die charakteristischen B/H-Werte für die Erstellung der Hysteresekurve aufgezeichnet werden [39-41].

### 2.3.2. Messungen durch Permeameter

Wie bereits erwähnt besteht in der Praxis nicht immer die Möglichkeit, die magnetischen Kennwerte an Ringen zu messen. Um dennoch, z.B. bei zylindrischen oder stäbchenförmigen Proben, einen geschlossenen Magnetisierungskreis zu erzeugen, können Permeameter gemäß DIN EN 60404-4 verwendet werden, wobei es sich um ein symmetrisches Joch handelt [39; 42]. Dabei wird die zu messende Probe über entsprechende Vorrichtungen in den Luftspalt des Jochs eingeklemmt. Um die Schenkel des Jochs werden, analog zur Ringmessung, die Erregerspulen gewickelt. Zur Aufnahme des magnetischen Flusses kann die Messspule sowohl um die Schenkel des Jochs als auch um die Probe gewickelt werden. Diesbezüglich zeigten bereits frühere Resultate, dass die Platzierung der Messspule unbedeutend für die Resultate ist. In weiterer Folge kann analog zur Ringmessung durch die induzierte Spannung in der Messspule und über ein Fluxmeter die magnetische Flussdichte  $B$  in der Probe ermittelt werden. Zur direkten Bestimmung der Probenpolarisation, also das Entfernen des Luftanteils ( $\text{Luftanteil} = \mu_0 * H = B - J_{\text{Probe}}$ ) während der Messung, können sogenannte Kompensationsspulen eingesetzt werden (siehe Abb. 9). Diese sind so gewickelt, dass sie zwei benachbarte Flächen  $A_1$  und  $A_2$  im jeweils umgekehrten Umlaufsinn umschließen. Gleichzeitig gilt mit den Wicklungen  $n$  die folgende Beziehung:

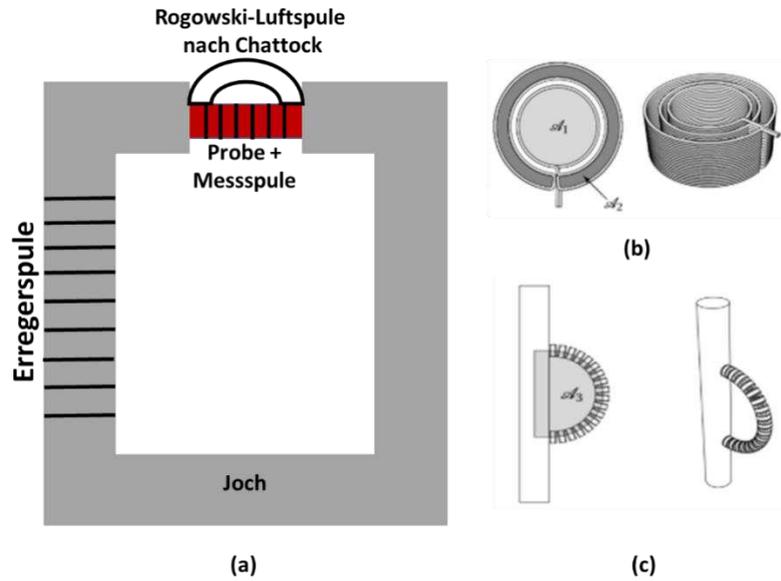
$$A_1 * n_1 = A_2 * n_2$$

Demnach heben sich die induzierten Spannungen des Luftflusses in beiden Teilspulen auf, wodurch durch das Fluxmeter direkt die Polarisation der Probe wiedergegeben wird.

Die Messung der wirkenden magnetischen Feldstärke an der Probe kann, im Gegensatz zur Ringmessung, nicht direkt über den Strom in der Erregerspule berechnet werden, da die eingebrachte magnetische Durchflutung nicht nur von der Probe, sondern auch vom Joch verbraucht wird. Daher muss die wirkende Feldstärke an der Probe über eine Rogowski-Spule nach Chattock gemessen werden [39; 43-44]. Dabei wird eine eng gewickelte, dünne Luftspule als Halbkreis an den entsprechenden Messstellen der Probenoberfläche platziert. Dabei bildet die Luftspule mit der Probe einen Magnetisierungskreis, wobei nach dem Durchflutungsgesetz die wirkende Durchflutung an der Luftspule mit jener an der Probe gleichzusetzen ist. Über ein Fluxmeter wird in weiterer Folge durch die induzierte Spannung an der Luftspule die Flussdichte bestimmt. Durch den folgenden Zusammenhang:

$$B = \mu_0 * H$$

kann die magnetische Feldstärke an der Luftspule bestimmt werden. Aus der Länge des Ringes und den Abstand der beiden Messpunkte kann in weiterer Folge die wirkende Feldstärke berechnet werden.



**Abb. 9: Schematischer Aufbau des Permeameters nach DIN EN 60404-4 (a), Darstellung der Kompensationsspule (b) und der Rogowski-Luftspule nach Chattock (c) [39].**

Auf Grund der Tatsache, dass Luftspalte zwischen Joch und Probe nicht zu vermeiden sind, kommt es bei der Aufnahme der magnetischen Kennwerte zu einer Scherung der Hysteresekurve, d.h. zur Erreichung einer bestimmten Magnetisierung wird eine etwas höhere Feldstärke benötigt als ohne Luftspalt. Dies kommt dadurch zustande, dass der vorhandene Luftspalt als Demagnetisierungsfeld wirkt. Ursächlich ist die an der Grenzfläche zwischen Luftspalt und Probe vorhandene Flächenladung.

## 2.4. Soft Magnetic Composites (SMCs)

### 2.4.1. Allgemeines

Die Fertigung von weichmagnetischen pulvermetallurgischen Bauteilen, v.a. bei Anwendungen in niedrigen Frequenzbereichen, ist in der Literatur bestens bekannt [45-49]. Für weichmagnetische Anwendungen spielt aber vor allem die Porosität der gefertigten Komponenten eine entscheidende Rolle, welche für optimale Eigenschaftsprofile so gering wie möglich gehalten werden muss. Denn es konnte der Zusammenhang ermittelt werden, dass wichtige magnetische Kennwerte, wie die magnetische Sättigung sowie die Permeabilität, linear mit der Porosität abnehmen. Deshalb wurde in der Vergangenheit in unterschiedlichen Bereichen angesetzt (spezielle Sinter Techniken wie z.B. Hochtemperaturesintern, Verwendung von hochreinen Eisenpulvern, Zugabe von  $\text{Fe}_2\text{P}$  bzw.  $\text{Fe}_3\text{P}$  als Master-Alloy – P als Sinteraktivator), um mit traditionellen Werkstoffen konkurrieren zu können [46-47]. Außerdem darf nicht vernachlässigt werden, dass man sich vor allem die endkonturnahe Fertigung der pulvermetallurgischen Herstellroute zunutze machen kann, wodurch teure Nachbearbeitungsschritte von high-Performance Materialien (Fe-Ni; Fe-Co) reduziert werden. Zudem bietet die Pulvermetallurgie auf Grund der Möglichkeit, die chemische Zusammensetzung einfach variieren zu können, ein breites Spektrum an Eigenschaftsprofilen. Trotz vorhandener Porosität können z.B. durch Verwendung von speziellen Fe-Co-Systemen hohe magnetische Sättigungen im Bereich von 2,3 T erreicht werden. Weiters liefern Fe-Ni-Systeme äußerst hohe magnetische Permeabilitäten [45].

Bei Anwendungen mit höheren Ummagnetisierungsfrequenzen (Wechselstrommotoren, Transformatoren, Generatoren uvm.) spielen aber die Wirbelstromverluste eine gewichtige Rolle, wobei traditionelle pulvermetallurgische Werkstoffe auf Grund der schlechten Isolationseigenschaften mit handelsüblichen Ferriten oder Stahllaminaten, welche durch den schichtförmigen Aufbau die Radien der Wirbelströme deutlich reduzieren, nicht konkurrieren können. Allerdings bietet die Pulvermetallurgie auch bei höheren Ummagnetisierungsfrequenzen eine vielversprechende Alternative: die sogenannten Soft Magnetic Composites (SMCs) sind kompaktierte Eisenbasis-Pulver bei denen jedes Fe-Partikel durch eine oberflächliche Isolierschicht von seinen Nachbarpartikeln elektrisch separiert vorliegt. Diese Werkstoffgruppe besitzt daher ein großes Potential, durch Kombination von weichmagnetischen und isolierenden Eigenschaften die Leistungseffizienz der entsprechenden Aggregate deutlich zu verbessern, und ist somit eine bedeutende Alternative zu Stahllaminaten bzw. Ferriten [11-12; 34; 37; 50-54]. Dabei sind die folgenden Vorteile der SMCs gegenüber Elektroblechen zu beachten:

- Isotrope Eigenschaften - höhere Flexibilität für den Maschinenkonstrukteur
- Bessere Performance bei Anwendungen im höheren Frequenzbereich aufgrund geringerer Wirbelstromverluste
- Geringere Performanceverluste bei Anwesenheit von Luftspalten
- Höhere Flexibilität in der Probengeometrie und geringere Nachbearbeitungskosten

Im Falle der Stahllaminaten ist bekannt [55], dass die Eigenschaften bezüglich des Kernverlustes auf Grund des schichtartigen Aufbaus stark anisotrop sind. Dabei müssen die isolierenden Beschichtungen stets parallel zu den Feldlinien des äußeren magnetischen Wechselfeldes ausgerichtet sein, um die isolierende Wirkung der Sperrschichten maximal zu nutzen. Diese Abhängigkeit ist bei den SMCs auf Grund des strukturellen Aufbaus nicht gegeben. Des Weiteren konnte bereits gezeigt werden [37], dass Soft Magnetic Composites speziell bei Anwendungen im höheren Frequenzbereich tendenziell geringere Leistungsverluste aufweisen, da in der Regel die Wirbelstromverluste durch die qualitativ höherwertige Isolierung deutlich geringer gehalten werden.

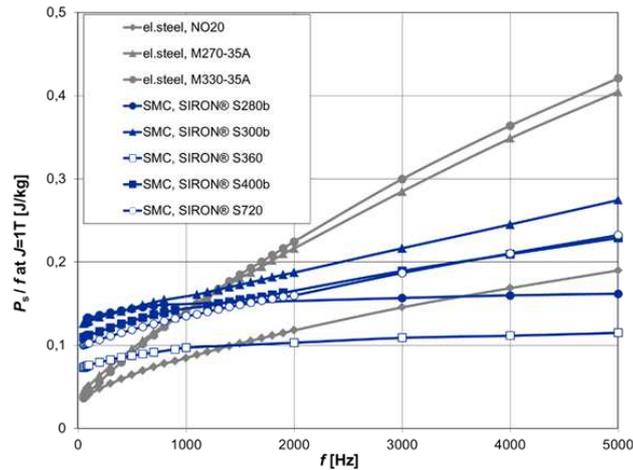


Abb. 10: Vergleich des Kernverlustes von Stahllaminaten (el. steel) und SMC-Materialien in Abhängigkeit von der Frequenz [37].

Zwar muss erwähnt werden, dass auf Grund der vorhandenen Porosität der SMC-Bauteile die Festigkeit, magnetische Sättigung und Permeabilität im Vergleich zu den Stahllaminaten deutlich geringer sind, allerdings führt dies wiederum zu geringeren Performanceverlusten bei der Anwesenheit von Luftspalten. In diesem Zusammenhang zeigten Untersuchungen, dass nicht die Permeabilität des Materials, sondern der Luftspalt selbst der dominierende Faktor ist und Stahllaminaten sowie SMC-Bauteile unter diesen Bedingungen ähnliche magnetische Eigenschaften aufweisen [37; 55].

## 2.4.2. Struktureller Aufbau und Fertigungsroute

Anhand der nachfolgenden Abbildung wird schematisch der strukturelle Aufbau von SMC-Partikeln dargestellt.

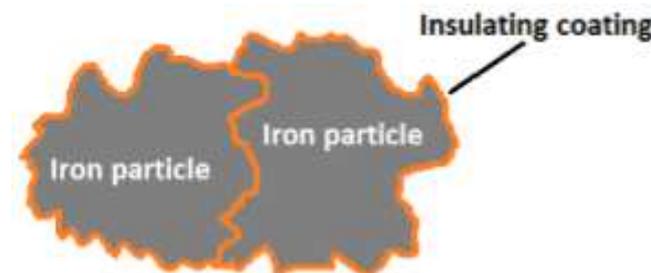


Abb. 11: Struktureller Aufbau von SMC-Partikeln [15].

Wie an Hand von Abb. 11 ersichtlich handelt es sich bei SMCs um einen Verbundwerkstoff aus hochreinen bzw. niedriglegierten (Si, Co, Ni, Al) Fe-Partikeln und einer isolierenden Beschichtung, welche die einzelnen Fe-Partikel innerhalb des Werkstoffes elektrisch voneinander trennt. Da die Herstellung von SMC-Bauteilen über die pulvermetallurgische Route erfolgt, existiert ein sehr breites Spektrum an Prozessparametern, wodurch wiederum ein sehr breiter Bereich von Eigenschaften abgedeckt werden kann. Gerade diese Tatsache macht die Entwicklung von neuartigen SMC-Materialien so erstrebenswert. Im Allgemeinen kann die Verarbeitungsrouten von SMC-Pulvern in drei Bereiche eingeteilt werden: (1) Auswahl des Pulvers, (2) Pressroute, (3) Wärmebehandlungsroute.

### **1. Auswahl des Pulvers**

Die Fertigung von SMCs beginnt mit der Auswahl des entsprechenden Pulvers, wobei je nach Anwendung zwischen Typen mit anorganischen oder organischen Beschichtungen selektiert werden muss. Darüber hinaus existieren auch Unterscheidungen im Legierungsgehalt des vorliegenden Fe-Grundmaterials (Reineisenpulver oder mit Al, Si, Ni oder Co vorlegierte Pulver) [10; 21-22]. Die Fertigung der kommerziellen SMC-Pulver erfolgt in der Regel über die folgenden Teilschritte:

- Herstellung des Fe-Basispulvers über Wasserverdüsung bzw. Inertgasverdüsung (in den meisten Fällen werden wasserverdüstete Pulver mit unregelmäßiger Partikelform verwendet, auf Grund des Erreichens von höheren Grünfestigkeiten [21-22])
- Beschichtung des hergestellten Fe-Basispulver mit den isolierenden Überzügen
- Mischung des SMC-Pulvers mit den entsprechenden Presshilfsmitteln

Die meisten kommerziellen Pulver (z.B. Somaloy-Typen der Fa. Höganäs, Schweden) werden bereits im Zuge der Pulverfertigung mit kompatiblen Presshilfsmitteln gemischt, welche speziell bei der Herstellung von SMC-Komponenten eine bedeutende Rolle spielen. Zum einen wird durch die Verwendung dieser Schmiermittel die Reduktion der Auspresskraft aus der Matrize nach dem Pressvorgang gewährleistet, und zum anderen wird die Reibung zwischen den einzelnen Pulverpartikeln herabgesetzt, wodurch lokale Beschädigungen der Isolierschicht eingegrenzt werden [21-22]. Aus diesen Gründen wird ersichtlich, dass neben der Art des Schmiermittels die zugeführte Menge ebenfalls von entscheidender Bedeutung ist. So fördert ein steigender Gehalt an Presshilfsmittel die Aufrechterhaltung der Beschichtung während des Pressens, simultan werden aber die magnetischen Eigenschaften durch die Verringerung der Fe-Anteile, d.h. des Gehalts an ferromagnetischer Phase, verschlechtert, weil der Volumsanteil des Gleitmittels nach der Erholungsglühung als Porosität vorliegt.

### **2. Pressroute**

Im ersten Teilschritt Pulververarbeitung werden die ausgewählten SMC-Typen bei handelsüblichen Pressdrücken von 600 MPa – 800 MPa kompaktiert. Der verwendete Pressdruck spielt eine bedeutende Rolle bei der Einstellung der Eigenschaften von SMCs. Einerseits bewirkt ein steigender Pressdruck eine höhere Dichte des Werkstoffes und eine Erhöhung von mechanischer Stabilität und magnetischer Sättigung. Andererseits muss überprüft werden, inwiefern sich steigende Pressdrücke eventuell negativ auf die Intaktheit der

Isolierschicht auswirken; daneben werden tendenziell mehr Defekte ins Gitter eingebracht (siehe folgendes Kapitel).

### **3. Wärmebehandlungsrouten**

Auf Grund der Tatsache, dass beim Pressen durch die plastische Verformung der Fe-Partikel hohe Spannungen und eine hohe Defektdichte im Kristallgitter induziert werden, was die weichmagnetischen Eigenschaften deutlich verschlechtert, insbesondere die Koerzitivfeldstärke erhöht, muss durch einen nachfolgenden Wärmebehandlungsschritt eine Erholung und Entspannung des Kristallgitters gewährleistet werden, sodass die Hystereseverluste des Bauteils minimiert werden. Allerdings ist die gewählte Wärmebehandlungstemperatur auf Grund der thermischen Beständigkeit der Isolierschicht begrenzt [56]. In der Regel werden daher, je nach chemischer Natur der Isolierschicht, Wärmebehandlungstemperaturen von 400°C - 650°C verwendet [10; 57-61]. An dieser Stelle ist wichtig zu erwähnen, dass in der industriellen Durchführung sehr oft vor dem erwähnten Wärmebehandlungsschritt ein vorgeschalteter Entwachsungsprozess eingeführt wurde, um zu vermeiden, dass freigesetzte Zersetzungsprodukte des Schmiermittels während des Erholungsglühens die chemische Natur der Isolierschicht durch die Erzeugung einer lokal stark reduzierenden Atmosphäre verändern [21-22; 36]. Aus den oben dargestellten Ausführungen wird deutlich, dass im Zuge der Fertigung von SMC-Bauteilen ein wesentlicher Unterschied zur traditionellen PM-Route besteht, da kein Sintern erfolgt, das zur Zerstörung der Isolierschicht führen würde, womit gefertigte SMC-Bauteile auf Grund der hohen wirbelstrombedingten Kernverluste unbrauchbar wären.

### **2.4.3. Isolierschichten von SMCs**

Um die optimalen Eigenschaften (minimaler Kernverlust) des SMC-Bauteils zu generieren, ist eine gute Isolierung zwischen den einzelnen Fe-Partikeln essenziell. Speziell im Anwendungsbereich von SMCs (magnetische Wechselfelder mit höherer Frequenz) dominieren die sogenannten Wirbelstromverluste, welche durch Erhöhung des Widerstands des Materials oder Verringerung der Wirbelstromradien signifikant reduziert werden können. Anhand dieser Ausführungen wird deutlich, dass die Oberflächenbeschichtung von größter Wichtigkeit in dieser Technologie ist. Ihre chemische Zusammensetzung, Dicke, Haltbarkeit und thermische Beständigkeit zählen zu den Schlüsselfaktoren und wirken sich entscheidend auf die Qualität des entsprechenden SMC-Bauteils aus. Im Allgemeinen unterscheidet man zwischen anorganischen und organischen Beschichtungen [10; 21-22].

#### **2.4.3.1. Organische Beschichtungen**

Im Fall der organischen Beschichtungen kann der Auftrag der Schicht durch eine durchgeführte Polymerisation an der Oberfläche oder durch Lösen, Auftragen und Trocknen erfolgen [10; 21-23; 63-64]. Sofern im Zuge der Anwendung neben den elektrischen und magnetischen Eigenschaften auch die mechanische Stabilität eine tragende Rolle spielt, werden in der Regel Thermoplaste bzw. Duroplaste für die Beschichtung verwendet, da diese Komponenten als Binder agieren können, wodurch gegenüber anorganischen Beschichtungen ein deutlicher

Vorteil bezüglich der mechanischen Stabilität generiert wird. Allerdings muss beachtet werden, dass durch die Verwendung von organischen Beschichtungen auf Grund der geringeren thermischen Stabilität organischer Substanzen gegenüber anorganischen die Temperatur des Wärmebehandlungsprozesses stark limitiert ist. Dies führt im Fall von organischen Beschichtungen dazu, dass ein wesentlich schlechterer Abbau von Defekten und Spannungen resultiert, was sich negativ auf die magnetischen Eigenschaften hinsichtlich der Hystereseverluste auswirkt. Darüber hinaus muss beachtet werden, dass die eingesetzten Polymere gegenüber verschiedenen Umwelteinflüssen beständig sein müssen, wobei die gängigsten Kunststoffe, welche diese Anforderungen erfüllen, aus verschiedensten Gründen nicht in Frage kommen. So muss in diesem Zusammenhang erwähnt werden, dass der Einsatz von einigen Thermoplasten, welche zwar umweltbeständig sind, aber auf Grund von z.B. zu hoher Schmelzviskosität, schlechter Beschichtungseigenschaften, zu geringer thermischer Beständigkeit bzw. zu geringer Löslichkeit in industriell akzeptierbaren Lösungsmitteln, ausscheidet. In Bezug auf Duomere ist zu sagen, dass nach der vollzogenen Vernetzungsreaktion keine Möglichkeit mehr besteht, diese wieder aufzulösen, was vor allem negative Auswirkungen auf das Recycling des Materials hat [10]. Auf Grund dieses Anforderungsprofils hat sich gemäß der Literatur der Einsatz von diversen Epoxiden und Phenolharzen als organische Isoliermaterialien im Bereich von SMC-Pulvern durchgesetzt [65-68].

### Phenol-Harz-Beschichtung

Im Allgemeinen erfolgt die Herstellung von Phenol-Harzen über eine Stufen-Wachstumsreaktion von mehrfunktionalen Monomeren (Aldehyden) mit Monomeren, die eine Funktionalität größer als 2 (Phenole) aufweisen. Dabei müssen drei Reaktionsabschnitte gewährleistet sein [69]:

- 1: Reaktion zwischen dem Formaldehyd und Phenol unter Aufspaltung der Aldehydgruppe und Ausbildung eines Methyl-Alkohols.
- 2: Kettenwachstum und Ausbildung eines Pre-Polymers, Als Nebenreaktion ist auch die Ausbildung von Ethergruppen möglich.
- 3: Vernetzungsreaktion, entweder durch einen selbsthärtenden Mechanismus (Resole) oder durch Zugabe von Vernetzungsagenten (Novolake)

Auf Grund des Reaktionsmechanismus der elektrophilen aromatischen Substitution kann sich die Methyl-Alkoholgruppe nur an die ortho- oder para-Stellung des Phenols anlagern.

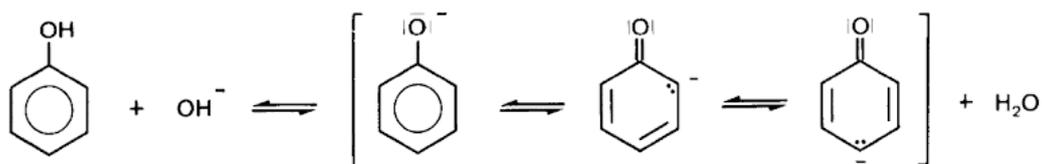


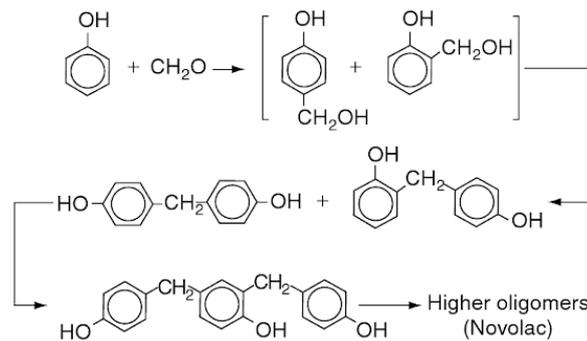
Abb. 12: Mesomere Übergangsstrukturen des Phenols und Ausbildung des aktiven Zentrums am aromatischen Ring [69].

In dessen Konsequenz sinkt die Funktionalität der Phenole mit steigender Molekularmasse, wie durch die nachfolgende Tabelle schematisch dargestellt wird:

**Tab. 1: Funktionalität verschiedener Phenoltypen, Steigende Funktionalitäten führen zu einem höheren Vernetzungsgrad.**

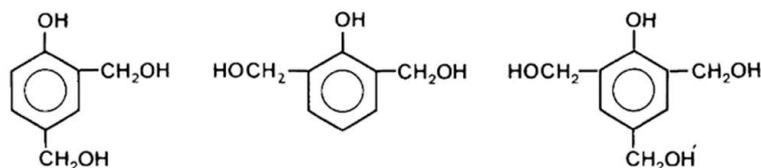
Funktionalität (Einstellung des Vernetzungsgrades)		
1	2	3
1,2,6-Xylenol 1,2,4-Xylenol	o-Cresol p-Cresol 1,3,4-Xylenol 1,2,5-Xylenol p-tert-Butylphenol p-Nonylphenol	Phenol m-Cresol 1,3,5-Xylenol Resorcinol

Je nach eingestelltem pH-Wert (saure oder basische Katalyse) unterscheidet sich der eintretende Reaktionsmechanismus. Unter sauren Bedingungen kommt es bei einem Verhältnis von Phenol : Formaldehyd von 1 mol : 0,70 – 0,85 mol zur Ausbildung der nicht selbsthärtenden Novolake. Das überschüssige Phenol wird nach Beendigung der Reaktion abdestilliert. Dabei kommt es im Zuge der Initiationsreaktion zur Ausbildung von o- oder p-Methylol-Phenolen, die sofort mit freien Phenolen zu Dihydroxy-Diphenyl-Methan weiterreagieren und im Zuge des Kettenwachstums polynukleare Phenole ausbilden [69].



**Abb. 13: Schematische Darstellung der Initiations- und Kettenwachstumsreaktion von Novolaken unter sauren Bedingungen [70].**

Im Fall von alkalischen Bedingungen wird üblicherweise Formaldehyd im Überschuss bei einem Verhältnis von 1:1 mol – 1:3 mol eingesetzt, wobei es zur Ausbildung der hochvernetzten und selbsthärtenden Resole kommt. Dabei kommt es analog zu der Herstellung von Novolaken zur Bildung von o- und p-Methylol-Phenolen. Diese sind durch die angelagerte Formaldehydgruppe wesentlich stabiler als die freien Phenole und reagieren je nach ihrer Funktionalität mit weiterem Formaldehyd zu di- bzw. tri-Methylol-Phenolen.

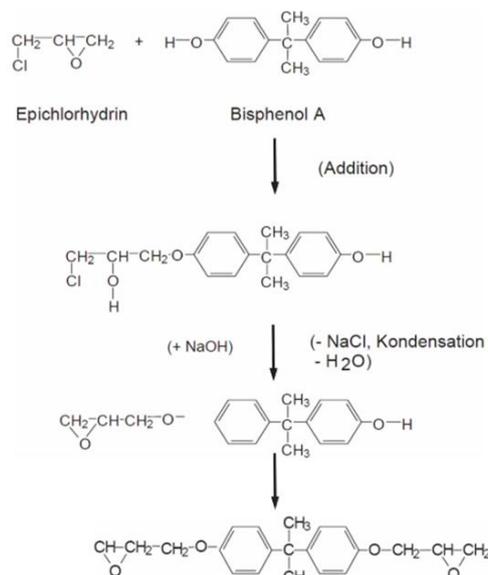


**Abb. 14: Darstellung der gebildeten Methylol-Phenole im Zuge der Resol-Synthese, o,p-Dihydroxymethyl-Phenol; o,o-Dihydroxymethyl-Phenol; Trihydroxymethyl-Phenol [69].**

Diese Verbindungen können in weiterer Folge durch eine Kondensationsreaktion di- und polynukleare Phenole ausbilden. Im Gegensatz zur Herstellung von Novolaken sind die vorliegenden Phenolringe zum Teil mehrfach substituiert, wodurch ein Netzwerk von Phenolen entsteht und es zur Aushärtung des Resols kommt.

### Epoxid-Harz-Beschichtung

Bei der Herstellung von Epoxid-Harzen werden mehrfunktionale Alkohole mit Epoxid-Verbindungen (industriell oft Epichlorhydrin) in einer Kondensationsreaktion umgesetzt. Dabei kommt es zunächst durch den nucleophilen Angriff der OH-Gruppe des Alkohols zur Aufspaltung der Epoxidgruppe, unter der Bildung einer weiteren intermediären Alkoholgruppe. Diese wird in weiterer Folge durch eine eintretende Dehalogenierung zu einer Epoxid-Gruppe rückgebildet, wodurch das Wachstum der Kette fortgesetzt wird [71-72].



**Abb. 15: Schematische Darstellung zur Herstellung von Epoxid-Harzen am Beispiel von Epichlorhydrin und Bisphenol A [71].**

Die Herstellung fester Harze erfolgt über Vernetzungsreaktionen durch die Zugabe von entsprechenden Härtern, wobei in der Regel mehrfache Amine eingesetzt werden [71-72].

#### 2.4.3.2. Anorganische Beschichtungen

Im Bereich von anorganischen Beschichtungen für SMC-Materialien unterscheidet man vor allem die folgenden Typen:

- Metalloxide und Ferrite
- Phosphat-Schichten
- Thermisch aktivierbare Isolierschichten
- Spezielle keramische Beschichtungen (laut Literatur: „superplastische“ Keramiken)

Der Vorteil der anorganischen Schichten liegt im Vergleich zu organischen in der besseren thermischen Stabilität, wodurch im Zuge des Wärmebehandlungsprozesses höhere

Temperaturen ermöglicht werden, was den magnetischen Eigenschaften zugutekommt. Dennoch ist die thermische Stabilität der anorganischen Beschichtungen nicht unlimitiert, wobei bislang keine kommerziell einsetzbare Schicht bekannt ist, welche ihre Isolierfähigkeit beim Erholungsglühen oberhalb der Rekristallisationstemperatur des Eisens vollständig aufrechterhält. Dabei können unterschiedliche thermisch-induzierte Mechanismen eine Rolle spielen:

- Thermisch induzierte Reaktion der Isolierschicht mit darunterliegendem Eisen durch aktivierte Diffusionsvorgänge (z.B.  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  zu  $\text{FeO}_{1-x}$  in reiner Inertgas-Atmosphäre ( $\text{N}_2$ ) [73])
- Thermische Zersetzung
- Thermisch aktivierte Reduktion der Isolierschicht durch anwesenden Kohlenstoff, vor allem bei Anwesenheit von hoch-reaktiven Zersetzungsprodukte eines Presshilfsmittels (betrifft  $\text{FePO}_4$  und andere Metall-Oxide) [21-22]
- Thermisch induzierte Risse in der Isolierschicht (z.B. unterschiedliche thermische Ausdehnungskoeffizienten)

## Metalloxide und Ferrite

Für die Herstellung von Oxid- und Ferritbeschichtungen (Ferrit-Beschichtungen tragen hinsichtlich ihrer ferrimagnetischen Eigenschaften etwas zur magnetischen Sättigung bei) stehen unterschiedlichste Methoden zur Verfügung. Speziell die Auswahl der entsprechenden Ferrit-Beschichtung erfolgt nach der gewünschten Ummagnetisierungsfrequenz [73].

- Ultra High Frequency (300 MHz – 3 GHz): Ni-Zn-Ferrite ( $\rho$ :  $10^6 \Omega \cdot \text{cm}$  bei RT)
- Very High Frequency (30 MHz – 300 MHz): Mn-Zn-Ferrite ( $\rho$ :  $10^2 \Omega \cdot \text{cm}$  bei RT)
- Lower Frequency ( $> 400 \text{ Hz}$ ):  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  ( $\rho$ :  $10^{-2} \Omega \cdot \text{cm}$  bei RT)

Die gängigsten Methoden für die Herstellung von Oxid- und Ferritbeschichtungen an Eisenbasispulvern sind die Sol-Gel-Methode oder die Co-Ausfällung. Weiters kann die Herstellung der Oxid-Schicht auch durch Oxidation der ausgewählten Eisenpulver in flüssiger Phase bzw. in einer aktiven Atmosphäre (Luft,  $\text{N}_2$ , Wasserdampf) erfolgen.

### 1) Sol-Gel-Methode

Vor allem die nachfolgenden Beschichtungsmaterialien von SMCs werden im Zuge der Sol-Gel-Methode hergestellt:

- Mn-Zn-Ferrite ( $\text{Mn}_{0,8}\text{Zn}_{0,2}\text{Fe}_2\text{O}_4$ )
- Magnesiumoxid ( $\text{MgO}$ )
- Aluminiumoxid ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )
- Siliziumdioxid ( $\text{SiO}_2$ )

Mn-Zn-Ferrite:

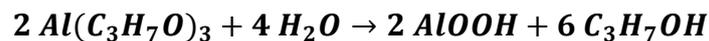
Für die Herstellung der Mn-Zn-Ferrite werden die entsprechenden Metallionen in Form von Nitraten ( $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ ),  $\text{Zn}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{Mn}(\text{NO}_3)_2$ ) in äquimolaren Anteilen in einer Lösung aus Zitronensäure und destilliertem Wasser gelöst, wobei eine Regulierung des pH-Wertes auf ca. 6 durch Ammoniak erfolgt. Anschließend wird die Lösung unter ständigem Rühren auf  $60^\circ\text{C}$  erhitzt, wonach das entstehende Sol-Gel bei ca.  $120^\circ\text{C}$  getrocknet wird. Das entstandene Gel wird anschließend an Luft verbrannt (Temperatur unbekannt), wodurch ein feines Mn-Zn-Ferrit-Pulver ausgebildet wird. Anschließend wird das Mn-Zn-Ferrit-Pulver in Aceton mit dem entsprechenden Eisenpulver (Verhältnis z.B.: 3:100) gerührt, bis eine vollständige Verdampfung des Acetons eingetreten ist, wodurch die Eisenpartikel mit dem Mn-Zn-Ferrit beschichtet werden und die Herstellung der SMC-Partikel abgeschlossen wird [64].

MgO-Schicht:

Um eine MgO-Schicht an der Oberfläche der Eisenpartikel zu erhalten, wird Magnesium-Diethoxid als Ausgangsmaterial verwendet, welches in Wasser : Ethanol (z.B. 20:80 Mol%) gelöst wird. Durch die Zugabe von Ammoniumhydroxid bei ca.  $80^\circ\text{C}$  wird die Hydrolyse eingeleitet, und der Sol-Gel-Prozess startet. Anschließend werden die gewünschten Eisenpulver mit dem hergestellten Gel in einem ausgewählten Verhältnis in Aceton gerührt bis eine vollständige Verdampfung des Acetons eingetreten ist. Abschließend erfolgt ein Trocknen der Pulver bei ca.  $70^\circ\text{C}$  und ein Wärmebehandlungsvorgang bei  $600^\circ\text{C}$  unter Ar-Atmosphäre, um die Herstellung der gewünschten MgO-Schicht abzuschließen [74].

 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -Schicht:

Die Herstellung der  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Isolierschicht erfolgt in der Regel über Aluminium-Isopropoxid (AIP; Al-Precursor), Acetylaceton (Stabilisator),  $\text{HNO}_3$  (Katalysator) und Ethanol (Lösungsmittel). Die Herstellung des Al-Sols beginnt mit dem Auflösen von ca. 8 wt% AIP in 100 ml Ethanol +  $\text{H}_2\text{O}$ . Um die schnelle Hydrolyse der Alkoxide zu unterdrücken und eine klare Lösung sicherzustellen erfolgt in der Regel die Zugabe von Acetylaceton. Anschließend wird das Gemisch aus Precursor und Stabilisator für ca. 1 Stunde gerührt, wonach in das vorbereitete Sol die gewünschten Eisenpartikel dispergiert werden. Weiters erfolgt die tropfenweise Zugabe von  $\text{H}_2\text{O}$  und Ethanol (1:5), wobei ein pH-Wert von 4 mittels  $\text{HNO}_3$  eingestellt wird. In weiterer Folge wird die Suspension unter der ständigen Zugabe von  $\text{H}_2\text{O}$  und Ethanol für eine weitere Stunde gerührt.

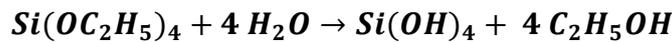


Anschließend werden die beschichteten Partikel in mehreren Zyklen mit Ethanol gewaschen und bei ca.  $80^\circ\text{C}$  an Luft getrocknet. Weiters werden die Pulver in einer Quarzröhre eingekapselt und bei ca.  $500^\circ\text{C}$  in  $\text{N}_2$ -Atmosphäre kalziniert, wobei eine  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -Schicht an der Oberfläche der Partikel gebildet werden soll [75-77]. Die angegebenen Temperaturen dieser Arbeiten zur Ausbildung von  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  sind aber fragwürdig. bedenkt man, dass in anderen Literaturstellen, welche sich nicht explizit auf SMCs beziehen,  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  erst bei Temperaturen von  $>1000^\circ\text{C}$  entsteht [78-79]. Darüber hinaus kann die  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -Schicht mit Silikon überzogen

werden, wobei zunächst 3-Triethoxysilylpropylamin als Kopplungsmittel zwischen dem  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und dem Polyorganosiloxan eingesetzt wird [80].

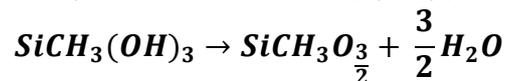
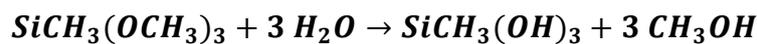
### SiO<sub>2</sub>-Schicht:

Bei der Herstellung der SiO<sub>2</sub>-Isolierschicht über die Sol-Gel-Methode wird Tetraethoxysilan ( $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$ ) als Ausgangsmaterial eingesetzt, wobei zunächst ca. 10 mol% in eine geeignete Lösung, z.B. ca. 85 mol% H<sub>2</sub>O, 5 mol% Ethanol und 0,2 mol% Phosphorsäure (H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>) als Katalysator gegeben werden. Daraufhin erfolgt durch den nucleophilen Angriff von H<sub>2</sub>O auf die Alkoxy-Gruppen die Ausbildung von Silanol-Gruppen (Si(OH)), woraufhin durch die eintretende Hydrolyse-Reaktion die gewünschten Siloxan-Bindungen (Si-O-Si) ausgebildet werden und in dessen Folge ein SiO<sub>2</sub>-Sol entsteht.



Für die Beschichtung der entsprechenden Eisenpulver wird das bereitgestellte SiO<sub>2</sub>-Sol mit den entsprechenden Eisenpulvern gemischt und für 10 min gerührt, woraufhin die Dispersion an heißer Luft getrocknet wird (Temperatur unbekannt) [81].

Darüber hinaus kann die Herstellung von SiO<sub>2</sub>-Hybrid-Schichten erfolgen, wobei die SiO<sub>2</sub>-Schicht mit Organo-Silikaten modifiziert wird, wodurch eine Erhöhung des elektrischen Widerstands der gefertigten SMC-Komponenten erreicht werden kann. Dafür werden z.B. - je nach gewünschtem Verhältnis innerhalb der SiO<sub>2</sub>-Hybrid-Schicht - 5 mol% Tetraethoxysilan zusammen mit 5 mol% Methyltrimethoxysilan ( $\text{SiCH}_3(\text{OCH}_3)_3$ ) in einer Mischung aus 55 mol% H<sub>2</sub>O, 35 mol% Isopropanol und 0,3 mol% Phosphorsäure als Katalysator gelöst. Dabei findet zum einen die bereits oben gezeigte Reaktion zur Ausbildung des SiO<sub>2</sub> statt. Zum anderen kommt es auch zum nucleophilen Angriff des H<sub>2</sub>O auf die Alkylgruppe des Methyltrimethoxysilans und der analogen Hydrolysereaktion als entsprechende Folgereaktion.



Durch die beiden stattfindenden Reaktionen kommt es dabei zur Ausbildung eines SiO<sub>2</sub>- $\text{SiCH}_3\text{O}_{\frac{3}{2}}$ -Sols, wobei die Beschichtung der Eisenpulver analog zur SiO<sub>2</sub>-Isolierschicht durchgeführt wird. Der organische Anteil in der hergestellten Hybrid-Schicht entspricht dem Massenanteil der CH<sub>3</sub>-Gruppe in der fertigen Isolierschicht der SMC-Partikel [82].

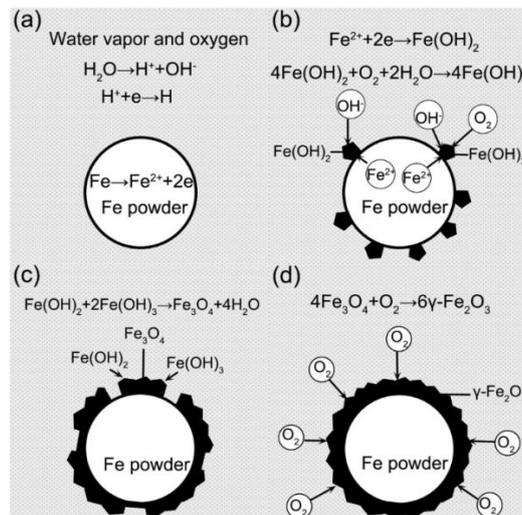
## 2) Co-Ausfällung

Vor allem die Herstellung von Ni-Zn-Ferriten ( $\text{Ni}_{0,5}\text{Zn}_{0,5}\text{Fe}_2\text{O}_4$ ) im Zuge der Co-Ausfällung ist sehr gut in der Literatur bekannt [83]. Dabei werden  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  und  $\text{ZnCl}_2$ , wobei sich die entsprechenden Mengen aus den molaren Anteilen im gewünschten Ni-Zn-Ferriten ergeben, zunächst in H<sub>2</sub>O gelöst. Zusätzlich wird ein ausgewähltes Eisenpulver in einem separaten Kolben in H<sub>2</sub>O vorgelegt. Zu dieser Suspension wird die Fe-Ni-Zn-Lösung zusammen mit einer verdünnten KOH unter ständigem Rühren hinzugegeben. In weiterer Folge

wird die Ausfällung durch die tropfenweise Zugabe von  $\text{H}_2\text{O}$  bis zum Erreichen eines pH-Wertes von 7 eingeleitet. Anschließend wird das Lösungsmittel abgedampft und das Pulver bei  $200^\circ\text{C}$  für ca. fünf Stunden getrocknet.

### 3) Oxidation in aktiver Atmosphäre

Das Oxidieren von Fe-Pulvern in aktiver Atmosphäre kann vor dem Pressen oder alternativ erst im Zuge der Wärmebehandlung erfolgen, wobei aber anzunehmen ist, dass sich die homogene Oxidation eines Presslings wesentlich schwieriger gestaltet. In beiden Fällen erfolgt die Verwendung einer aktiven Atmosphäre, wie z.B. Luft,  $\text{N}_2$  oder Wasserdampf, die eine Oberflächenoxidation der Eisenpulver bewirkt. Im Zuge dieses Prozesses wird die Änderung der Masse der Pulverpartikel durch den Einbau von Sauerstoff aufgezeichnet und dadurch die Schichtdicke der Isolierschicht abgeschätzt [84]. Dabei treten die folgenden Teilreaktionen für die Herstellung der Eisen-Oxid-Schicht auf:



**Abb. 16: Schematische Reaktionsreihenfolge bei der Herstellung der  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ -Schicht über eine aktive Atmosphäre (Wasserdampf), (a) Ionisation des Wassers, (b) Ausbildung von  $\text{Fe}(\text{OH})_2$  und  $\text{Fe}(\text{OH})_3$ , (c) Kristallisation einer dünnen  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ -Schicht, (d) Oxidation des  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  zu  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  [84].**

Alternativ besteht die Möglichkeit, über das  $\text{H}_2/\text{H}_2\text{O}$ -Verhältnis die Reaktion beim Schritt (c) zu stoppen, um eine  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ -Schicht vorliegen zu haben. Dies ist speziell dann erwünscht, wenn die magnetischen gegenüber den elektrischen Eigenschaften im Fokus stehen, hinsichtlich der ferrimagnetischen Eigenschaften des Magnetits.

Es besteht auch die Möglichkeit, vorlegierte Eisenbasis-Pulver zu verwenden (z.B. Fe-Si-B), wobei es zur Ausbildung von Mischoxiden an der Oberfläche der Pulverpartikel kommt (z.B.  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{B}_2\text{O}_3$ ). Hier muss aber auf die sehr hohe Verfestigungswirkung von Si im Ferrit-Gitter hingewiesen werden, wodurch die Verpressbarkeit deutlich abnimmt und infolgedessen wesentlich geringere Gründichten erhalten werden [35]. Abgesehen davon ist die Widerstandserhöhung durch Zusatz von Si marginal im Vergleich zu der, die intakte Isolierschichten auf den Pulvern ergeben.

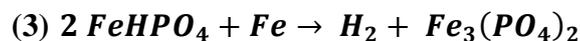
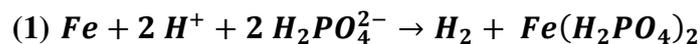
Alternativ kann die oxidierte Oberfläche mit weiteren Isolierschichten (z.B. Phosphat-Schichten, Epoxid- oder Phenol-Polymeren) überzogen werden, um die Qualität der Partikelseparierung zu verbessern [85-86].

### Phosphat-Schichten

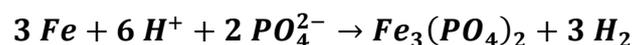
Die Herstellung von Phosphatschichten ist speziell bei Stählen ein schon lange praktiziertes Verfahren [10; 15; 87], um z.B. die Korrosionsbeständigkeit zu erhöhen oder die Haftung von organischen Schichten, z.B. Lacken, zu verbessern. Die Verwendung von Phosphatschichten auf Pulvern hat auf Grund der hohen Oxidationsbeständigkeit, geringen elektrischen Leitfähigkeit und des marginalen Einflusses auf die Verpressbarkeit der Fe-Partikel hohe Beliebtheit erlangt [87-92]. Das Phosphatieren von Stählen bzw. Eisenpulvern erfolgt üblicherweise in Tauchbädern, wobei die folgenden Prozessschritte im Zuge des Phosphatierens angewandt werden:

1. Bereitstellung des Tauchbades (Verwendung von Lösungsmitteln wie Aceton oder Wasser und  $H_3PO_4$  als Träger der Phosphatgruppe [87-88])
2. Optional können der Lösung weitere Metallionen, wie z.B.  $Fe^{2+}$ ,  $Mn^{2+}$ ,  $Zn^{2+}$ , zugeführt werden
3. Zugabe des Fe-Basispulvers unter starkem Rühren der Dispersion
4. Kontrolle der entsprechenden Prozessparameter
  - Temperatur
  - Ionenkonzentration
  - Säurekonzentration
  - Menge des Fe-Basispulvers
5. Trocknen des phosphatierten Fe-Pulvers

Im Zuge des Phosphatierungsprozesses finden die folgenden Teilreaktionen an der Oberfläche der Fe-Pulver statt [89]:



Aus den angeführten Teilreaktionen ergibt sich folgende Gesamtreaktion für den Phosphatierungsprozess:



Die Reaktion ist eine heterogene Reaktion erster Ordnung, deren Geschwindigkeit mit steigender Schichtdicke abnimmt [88-89]. Die Kinetik der Schichtbildung hängt hierbei von verschiedenen Faktoren, wie z.B. der Temperatur, der Beladungsmenge an Fe-Pulver oder der Säurekonzentration, ab. Sehr oft werden die in der Literatur publizierten Parameter nach Kir'yanov [92] verwendet, wobei eine Säurekonzentration von 0,01 g/ml an  $H_3PO_4$  und eine Pulverbeladung von 2,5 g/ml ausgewählt werden.

Im Bereich der Soft Magnetic Composites besteht darüber hinaus auch die Möglichkeit, vorhandene Phosphatschichten als Haftvermittler für weitere Beschichtungen zu nutzen, um die Qualität der vorhandenen Isolierung zwischen einzelnen Pulverpartikeln zu erhöhen. Dies konnte bereits wie in der Literatur beschrieben durch den Einsatz von zusätzlichen Isolierschichten, z.B.  $\text{SiO}_2$  (z.B. über Silan-Precursor),  $\text{MgO}$  oder  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , gezeigt werden, wobei eine Verbesserung der thermischen Beständigkeit der Isolierung erreicht wurde [23; 74; 77; 93].

### **Thermisch aktivierbare Isolierschichten**

Es besteht auch die Möglichkeit die Eisenpulver mit thermisch aktivierbaren Verbindungen zu beschichten. Zum einen sind solche Verbindungen bekannt, welche sich bei höheren Temperaturen teilweise zersetzen und erst beim Erholungsglühen die gewünschte Oxidschicht ausbilden [74; 93]. In diesem Zusammenhang werden in der Literatur v.a. Silane (z.B. 3-Aminopropyltriethoxy-Silane) eingesetzt. Dabei werden die Silane in einem geeigneten Lösungsmittel (z.B. Wasser : Ethanol 5:95) mit dem gewünschten Eisenpulver gerührt, bis eine vollständige Verdampfung des Lösungsmittels erreicht wurde. In diesem Vorgang werden die Reineisenpartikel mit der entsprechenden Silan-Schicht überzogen. Beim Erholungsglühen im Zuge der Fertigungsroute der SMC-Komponenten kommt es anschließend zur thermischen Zersetzung der Silane, wobei es zur Ausbildung einer  $\text{SiO}_2$ -Schicht an der Oberfläche der Eisenpartikel kommt [93-94].

Zum anderen können auch solche Schichten, wie z.B.  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO}$ -Gele, welche im Zuge des Erholungsglühens aufweichen bzw. aufschmelzen und in dessen Folge die Eisenpartikel überziehen, als aktivierbare Isolierschichten angesehen werden. Die Herstellung der  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO}$ -Verbindung erfolgt zunächst über die Sol-Gel-Methode, wobei in der Regel ein Verhältnis von 66:30:4 wt% angestrebt wird, um einerseits sicherzustellen, dass das entsprechende Gel bei Temperaturen unterhalb der Wärmebehandlungstemperatur (ca.  $600^\circ\text{C}$  –  $650^\circ\text{C}$ ) aufweicht. Andererseits soll durch das angeführte Verhältnis gewährleistet werden, dass die thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Silikat-Glases und des Eisenpartikels nahezu ident sind, um mechanische Spannungen im Zuge der Wärmebehandlung zu vermeiden. Zu Beginn des Prozederes wird eine Mischung aus Tetraethoxysilan ( $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$ ), Ethanol und  $\text{H}_2\text{O}$  3:3:1 vorbereitet, woraufhin Salpetersäure ( $\text{HNO}_3$ ) hinzugegeben wird, um den pH-Wert auf ca. 1 zu regulieren. In weiterer Folge wird die Lösung auf  $80^\circ\text{C}$  erwärmt, woraufhin unter ständigem Rühren die Zugabe von  $\text{NaNO}_3$ ,  $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$  und das gleiche Volumen an  $\text{H}_2\text{O}$  erfolgt. Nach einem Zeitraum von ca. einer Stunde werden die ausgewählten Eisenpulver in die bereitgestellte Mischung gegeben. Anzuführen ist, dass solche Pulver verwendet werden, welche bereits an der Oberfläche eine  $\text{SiO}_2$ -Schicht tragen (Herstellung siehe vorige Ausführungen), eventuell um die Eisenbasis vor dem sauren Milieu zu schützen oder um die Haftung bzw. Benetzung des Gels in der weiteren Verarbeitung zu verbessern. Anschließend wird die Suspension für ca. drei Stunden bei Raumtemperatur gerührt und für weitere drei Stunden bei  $60^\circ\text{C}$  getrocknet, wobei eine Mischung aus dem  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO}$ -Gel und den Eisenpartikeln entsteht. Aus der Literaturstelle wird nicht deutlich, ob das  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO}$ -Gel die Eisenbasis bereits ausreichend überzogen hat. Jedenfalls soll es beim späteren Wärmebehandeln der SMC-Komponenten zum Aufweichen von  $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O-CaO}$  (welches vermutlich auch erst beim

Erholungsglühen – ca. 700°C - ausgebildet wird) kommen, wodurch eine homogene Beschichtung der Eisenpulver an der Oberfläche erzielt werden soll [95].

### **„Plastische“ Keramiken**

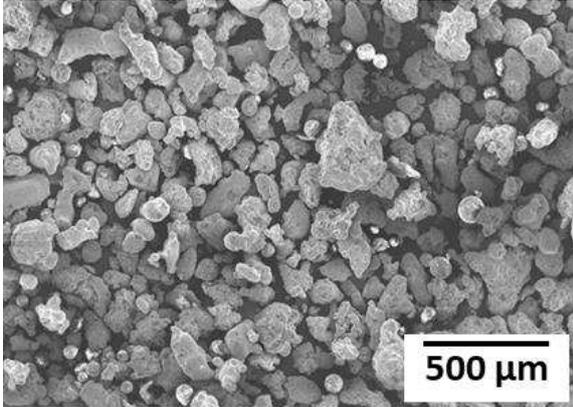
Aus der Literatur ist bereits bekannt, dass das Pressen der Ausgangspulver im Zuge der Fertigung von SMC-Komponenten ein äußerst kritischer Prozessschritt ist, da die Isolierschicht bereits beim Pressen mechanisch beschädigt wird. In diesem Zusammenhang werden in der Literatur unterschiedliche Mechanismen genannt. Einerseits sind interpartikuläre Reibungen benachbarter Partikel zu beachten. Aus diesem Grund spielt vor allem die Art, Menge und homogene Verteilung des eingesetzten Presshilfsmittels eine Schlüsselrolle. Andererseits können auch Beschädigungen in der Isolierschicht durch die Deformation des Fe-Partikels, deren Ausmaß vom Grad der Verformung abhängig ist, auftreten.

Um das Ausmaß der mechanischen Beschädigung zu verringern, existiert laut Literatur die Möglichkeit, vorhandene Isolierschichten mit speziellen Verbindungen zu modifizieren. Diese zusätzlichen Schichten (siehe nachfolgende Auflistung) sollen laut Literatur beim Pressen ein „superplastisches“ Verhalten aufweisen. Durch diesen Mechanismus soll sich die Isolierschicht im Zuge des Pressvorgangs mit dem Fe-Partikel mitverformen, wodurch eingebrachte Risse in darunterliegenden Lagen überdeckt werden [96]. Superplastisches Verhalten dieser Schichten würde aber hohe Temperaturen und lange Haltezeiten voraussetzen, was beim Pressen von SMC-Pulvern nicht gegeben ist [97-98]. Daher gilt es als höchst wahrscheinlich, dass ein anderer Mechanismus vorliegt, der das in der Literaturstelle beschriebene Verhalten hervorruft.

- Apatite ( $X_5 (YO_4)_3 Z$ ;  $X = Ca^{2+}, Mg^{2+}$  oder  $Pb^{2+}$ ;  $Y = P^{5+}$  or  $As^{5+}$ ;  $Z = F^-, Cl^-, OH^-$ )
- Bismuttrioxid ( $Bi_2O_3$ )
- Zirconiumdioxid ( $ZrO_2$ )
- Magnesiumoxid ( $MgO$ )
- Urandioxid ( $UO_2$ )

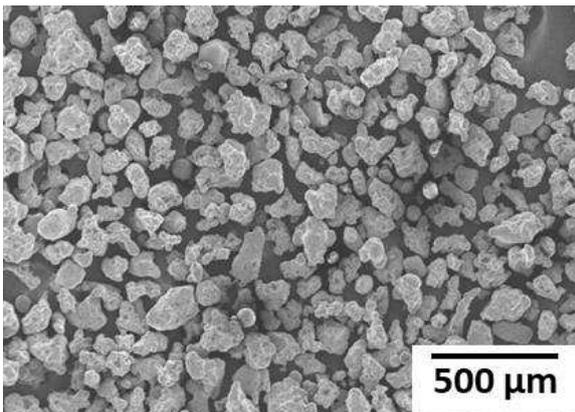
### 3. Praktische Methodik

Im Zuge der praktischen Arbeit wurden die folgenden kommerziellen Pulver charakterisiert und für die Herstellung von kompakten SMC-Proben verwendet. In der folgenden Auflistung der folgenden SMC-Pulver werden Übersichtsbilder dargestellt, REM-Detailbilder werden in Abb. 50 dargestellt.



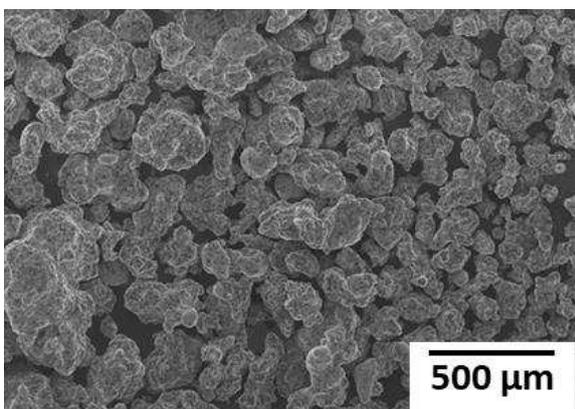
#### **Somaloy 700 3P:**

- Wasserverdüstertes SMC-Pulver der Fa. Höganäs, Schweden
- Presshilfsmittelgehalt von 0,40 wt% „3P-Lube“
- Vorgeschlagene Erholungstemperatur (laut Datenblatt): 550°C



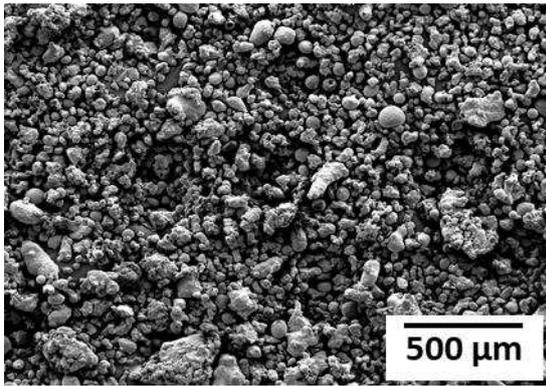
#### **Somaloy 700 HR3P:**

- Wasserverdüstertes SMC-Pulver der Fa. Höganäs, Schweden
- Presshilfsmittelgehalt von 0,40 wt% „3P-Lube“
- Vorgeschlagene Erholungstemperatur (laut Datenblatt): 550°C



#### **Somaloy 700 HR5P:**

- Wasserverdüstertes SMC-Pulver der Fa. Höganäs, Schweden
- Presshilfsmittelgehalt von 0,40 wt% „5P-Lube“
- Vorgeschlagene Erholungstemperatur (laut Datenblatt): 650°C



### **Somaloy 130i 5P:**

- Wasserverdüstertes SMC-Pulver der Fa. Höganäs, Schweden
- Presshilfsmittelgehalt von 0,40 wt% „5P-Lube“
- Vorgeschlagene Erholungstemperatur (laut Datenblatt): 650°C

**Abb. 17: REM-Übersichtsaufnahmen zu den verwendeten SMC-Pulvern.**

Anhand der gezeigten REM-Bilder der SMC-Pulver ist zu erkennen, dass die Somaloy 700-Typen mit 150 µm – 250 µm wesentlich größere Partikel aufweisen als die Somaloy 130i 5P-Variante mit 50 µm – 150 µm. Es ist anzunehmen, dass diese Tatsache sowohl die magnetischen als auch die elektrischen Eigenschaften massiv beeinflusst.

Zudem wurden im Zuge dieser Arbeit auch Presshilfsmittel-reduzierte Varianten der oben angeführten kommerziellen Pulvertypen herangezogen (Somaloy 700 3P-0,1% Lub und Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub). Sofern es in den weiteren Ausführungen nicht explizit erwähnt wird, handelt es sich bei den SMC-Proben um die kommerziellen Varianten, die 0,40 wt% Schmieradditive aufweisen und gemäß der Fa. Höganäs für die industrielle Fertigung gedacht sind.

## 3.1. Pulvercharakterisierung

Im Zuge der Pulvercharakterisierung wurden unterschiedlichste Prüfmethoden verwendet, um vor allem die folgenden Aufgabenstellungen zu erfüllen:

- Ermittlung der Reinheit des Eisenbasis-Pulvers
- Identifizierung der Isolierschichtbestandteile
- Bestimmung der thermisch induzierten Veränderung der Oberflächenstruktur
- Darstellung der Schichtdickenverhältnisse

Aus der angeführten Auflistung wird ersichtlich, dass nicht nur die Ausgangszustände der untersuchten SMC-Pulver, sondern auch verschiedene Wärmebehandlungszustände dieser Pulver untersucht wurden. Die Wärmebehandlung der Pulverproben erfolgte in einem elektrisch beheizten Durchstoßofen mit Kanthalheizung und einer Muffel aus hitzebeständigem Stahl (WNR. 1.4841). Die Temperaturregelung erfolgte durch ein Ni-Ni/Cr-Thermoelement, welches außen an der Heizzone der Muffel positioniert wurde. Dabei wurden zunächst ca. 5 g des Pulvers in einen Korundtiegel gegeben, woraufhin die Pulver für einen Zeitraum von 30 min in N<sub>2</sub>-Atmosphäre (Reinheit: 99,999%, Durchfluss: 2 L/min) nach der push-in-push-out-Methode wärmebehandelt wurden. Die angegebenen Temperaturen sind die Einstelltemperaturen = die Temperaturanzeige am Ofenregler (zur Temperaturkalibrierung des Ofens siehe Kap. 3.2.1.2.).

In den nachfolgenden Kapiteln wird die instrumentelle Methodik beschrieben, die zur vollständigen Charakterisierung der SMC-Pulver verwendet wurde.

### 3.1.1. Fließfähigkeit und Fülldichte

Zunächst erfolgte eine allgemeine Charakterisierung der untersuchten Pulver, im Zuge derer die Messung der Fließfähigkeit und Fülldichte durchgeführt wurde. Die Bestimmung der Fließfähigkeit erfolgte gemäß DIN EN ISO 4490, wobei die Zeit bestimmt wird, die 50 g des Pulvers benötigen, um durch einen genormten Hall-Trichter zu fließen. Es wurden an jedem Pulvertyp drei Messungen durchgeführt und der Mittelwert bestimmt. Die Ermittlung der Fülldichte erfolgte nach DIN EN ISO 3923. Dabei wird die Masse einer bestimmten Pulvermenge, die im geschütteten Zustand ein Gefäß mit bekanntem Volumen vollständig füllt, bestimmt. Der geschüttete Zustand wurde durch die Verwendung eines Hall-Trichters erreicht, aus dem das Pulver aus definierter Höhe in das entsprechende Gefäß floss. Auch in diesem Fall wurde eine dreimalige Messung zu Bestimmung der mittleren Fülldichte der Pulver durchgeführt.

### 3.1.2. Röntgenfluoreszenz (RFA)

Im Zuge der RFA-Messungen wurde ein wellenlängendispersives Röntgenspektrometer AxiosAdvanced mit einer Rh-Stirnfensterrohre der Firma Panalytical verwendet, wobei das lose SMC-Pulver herangezogen wurde. Die Messungen erfolgten unter Vakuum bei einer Anregungsspannung von 50 kV und einem Röhrenstrom von 50 mA. Als Detektoren wurden

Szintillationszähler (Mo, Nb), Duplex Konfigurationen (Xenon Zähler und Flow Counter Ar/10%CH<sub>4</sub>, Cu, Ni, Fe, Mn, Cr) und Flow Counter (Si, P, S) eingesetzt. Für die Kalibrierproben wurden zertifizierte Standards für niedrig legierte Stähle des „Institute for Spectroscopic Standards“, Middlesborough, UK, eingesetzt.

### 3.1.3. REM und EDX

Die mikroskopischen Untersuchungen am Rasterelektronenmikroskop wurden an einem *FEI Quanta 200 ESEM* (Fa. FEI, heute zu Fa. Thermo Fisher Scientific, USA), durchgeführt. Für die Aufnahme der Detailbilder wurden die Proben zunächst durch Verwendung eines Klebestreifens am Probenhalter fixiert. Anschließend erfolgte ein Besputtern der Pulver mit Au für 40 s an einem *Agar SputterCoater B7340* der Fa. Agar Scientific Ltd., England, wobei ein Druck von 0,1 mbar und ein Arbeitsstrom von 1 mA eingestellt wurde. Die Aufnahme der REM-Bilder erfolgte über ein W-Filament als Heizkathode mit einer Beschleunigungsspannung von 5 kV-20 kV, wobei ein Sekundärelektronendetektor verwendet wurde. Im Zuge der Bildaufnahmen wurden die Proben in einem Abstand von 10 mm vom Detektor platziert, wodurch beim verwendeten Gerät gewährleistet wurde, dass die maximale Intensität an Signalen erfasst wurde. Für die Aufnahme der EDX-Spektren wurde die systemintegrierte Software „Team“ verwendet, indem die emittierten Röntgenquanten durch einen CID-Halbleiterdetektor *EDAX Octane Pro* erfasst wurden. In diesem Zusammenhang ist wichtig zu erwähnen, dass bei der Aufnahme der EDX-Spektren unbesputterte Proben untersucht wurden, um Interferenzen von relevanten Signalen aus der Isolierschicht mit den Au-Signalen zu vermeiden. Die dabei entstehenden Aufladungen der REM-Bilder nahmen hinsichtlich der benötigten Elementinformationen eine untergeordnete Rolle ein.

### 3.1.4. ATR-IR-Spektroskopie

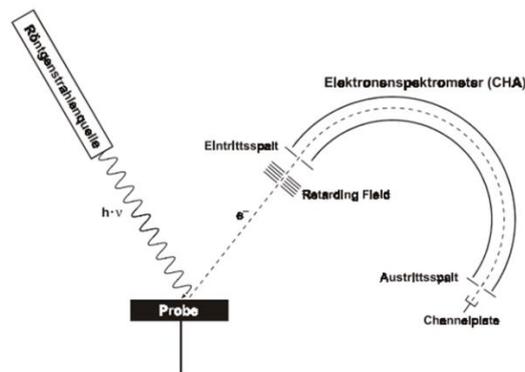
Die ATR-IR-Messungen wurden an einem *FT-IR-SpectrometerSpectrum 65* der Fa. PerkinElmer, USA, durchgeführt. Zunächst erfolgte die Aufnahme der Hintergrund-Spektren. Anschließend wurden ca. 0,1 g der jeweiligen Pulverprobe auf der Diamantscheibe platziert und die Aufnahme der IR-Spektren durchgeführt. Die Diamantscheibe diente als optisch dichteres Medium, sodass durch das Prinzip der abgeschwächten Totalreflexion und mehrfachen Reflexion an der Probe die erhaltenen Signale verstärkt wurden.

### 3.1.5. Photoelektronen-Spektroskopie (XPS)

Die Durchführung der XPS-Messungen erfolgte an einem *SPECS XPS-Spektrometer* mit Al-K<sub>α</sub>-Strahlung (μFocus 350) und einem *hemispherical WAL-150 analyser*. Die für die Messung verwendeten Pulverproben wurden zunächst auf In-Folien platziert, die auf dem Probentisch mittels Au-Klammern befestigt wurden. Die Proben wurden über ein dreistufiges Schleusensystem in die Messkammer überführt. Bei der ersten Stufe handelte es sich um eine Vorkammer, wobei eine Drehschieberpumpe einen Druck von 1\*10<sup>-3</sup> mbar einstellte. In der zweiten und dritten Stufe arbeitete eine Turbomolekularpumpe, die einen Druck von 1\*10<sup>-9</sup> mbar einrichtete. Die Pulverproben wurden in der zweiten Stufe für 48 h gelagert, um eventuelle

Entgasungsvorgänge vor den Messungen abzuschließen. Anschließend erfolgte die Überführung in die Messkammer, woraufhin die Aufnahme der XPS-Spektren gestartet wurde.

Die Röntgenstrahlung traf in einem Winkel von ca.  $51^\circ$  und einer Leistung von 70 W auf die Proben, wobei eine Fläche von  $400 \times 400 \mu\text{m}^2$  ausgeleuchtet wurde. Die Monochromatisierung der emittierten Röntgenstrahlung erfolgte über speziell beheizte Si-Plättchen, welche die Bragg'schen Bedingungen für die charakteristische  $\text{Al-K}_\alpha$ -Strahlung (1486,6 eV) exakt erfüllten. Die emittierten Elektronen wurden über einen Concentric Hemispherical Analysator (CHA) erfasst, wobei sie über eine halbkreisförmige Bahn geführt und ihre Flugbahn durch das Anlegen eines elektrischen Feldes über zwei konzentrisch angeordnete Kondensatorplatten beeinflusst wurde. Durch diesen Vorgang konnten lediglich Elektronen einer charakteristischen Energie den Detektor erreichen, wodurch aus der Energiebilanz die charakteristischen Bindungsenergien ermittelt wurden. Durch Verschiebung des Detektors kann in weiterer Folge das gesamte Spektrum abgebildet werden.



**Abb. 18:** Schematische Darstellung des Concentric Hemispherical Analysators (CHA) [99].

Zur Verbesserung des Signal-Rausch-Verhältnisses erfolgte eine fünfmalige Messung an jedem Pulver bei jeweils unterschiedlichen Winkeln ( $27^\circ$ ,  $39^\circ$ ,  $51^\circ$ ,  $63^\circ$ ,  $75^\circ$ ) vom Probenstisch zum Eintrittsspalt des CHA. Bei jedem dieser Winkel erfolgte die Aufnahme von 10 Einzelmessungen, deren Addition das Spektrum bei einem spezifischen Messwinkel ergab. Im Zuge der Auswertung der Spektren wurden die fünf winkelabhängigen Einzelspektren addiert, wodurch sich das Gesamtspektrum der Probe ergab. Um auch Elektronen aus tieferen Lagen detektieren zu können, erfolgte ein Absputtern der Pulverproben über eine Ar-Ion-Gun, wobei die Ar-Ionen mit einer Beschleunigungsspannung von 4 kV auf die Pulver gerichtet wurden.

Im Allgemeinen wurden zunächst Übersichtsspektren mit einer spektralen Auflösung von 1 eV, die einen Bindungsenergiebereich von 0 kV – 1,30 kV abdeckten, aufgenommen. Die Aufnahme dieser Spektren ermöglichte einen Überblick über die vorhandenen oberflächennahen Elemente. Weiters konnten die detektierten Elemente durch diese Messungen mit einer Nachweisgrenze von 0,1 at% - 0,5 at% und einer Genauigkeit von 10% - 20% quantifiziert werden. Im weiteren Verlauf erfolgte die Aufnahme der Detailspektren, wobei ein gewünschter Ausschnitt des Übersichtsspektrums mit einer wesentlich höheren spektralen Auflösung von 0,05 eV betrachtet wurde.

Durch diese Resultate konnte die chemische Umgebung der emittierten Elektronen bestimmt werden, wodurch die oberflächennahen Verbindungen identifiziert wurden. Die Auswertung

der aufgenommenen Spektren erfolgte durch die Nutzung der CASA XPS software, wobei Shirley/Tougaard Untergründe [100] sowie Scofield-Faktoren [101] verwendet wurden. Die Kalibration der detektierten Signale erfolgte über die Korrektur des C1s-Signals auf einen Wert für die Bindungsenergie von 284,8 eV.

### 3.1.6. LECO-Messungen

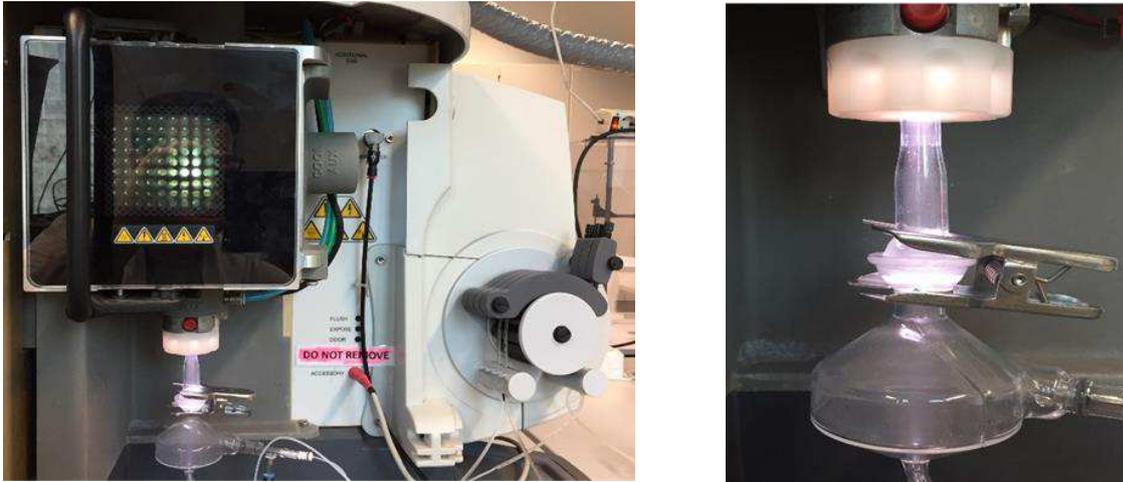
Die Bestimmung des C- und S-Gehalts der Pulver erfolgte durch einen "CS230-Kohlenstoff-Schwefel-Determinator" der Fa. LECO, USA, nach ISO-15350. Dabei wird die Probe in einem Korund-Tiegel durch Kopplung von Mikrowellen, unterstützt durch die Zugabe von W-Pulver, unter Zufuhr von Sauerstoff sehr stark erhitzt, was zu einer vollständigen Oxidation der enthaltenen Elemente führt. Die dabei entstehenden gasförmigen Produkte (CO/CO<sub>2</sub> und SO<sub>2</sub>/SO<sub>3</sub>) entweichen, und es findet im Anschluss eine katalytische Umwandlung des Kohlenstoffmonoxids zu Kohlenstoffdioxid statt. Die Detektion der entstandenen Produkte erfolgt mittels Infrarotstrahlung, wobei die Quantifizierung des freigesetzten C bzw. S unterstützt durch eine vorhergehende Kalibration erfolgt. Im Zuge der praktischen Arbeit wurden zunächst Blindwerte aufgenommen, um Messwertverfälschungen durch am Messtiegel adsorbierte C-reiche Verbindungen aus der Atmosphäre auszuschließen. Weiters erfolgte eine Kalibration mittels eines C-O-S-N-Multistandard (502-873 der Fa. LECO), woraufhin die SMC-Pulver (ca. 1 g) gemessen wurden.

Die Bestimmung des O- und N-Gehalts der SMC-Pulver wurde an einem *TC400 Stickstoff/Sauerstoff-Determinator* der Fa. LECO, USA, nach ISO-17053 durchgeführt. Im Zuge der praktischen Durchführung wurde das Pulver zunächst in eine Zinnkapsel eingewogen. Anschließend wurde ein Graphittiegel in der Messkammer des verwendeten Messgeräts platziert und unter Verwendung eines He-Stroms (2 bar, Reinheit: 99,999%) ausgegast und die Temperatur stabilisiert. Anschließend wurde die Probe über eine entsprechende Vorrichtung im Graphittiegel platziert, wodurch die carbothermische Reduktion der Metalloxide eingeleitet und CO sowie CO<sub>2</sub> produziert wurde. Des Weiteren kam es dabei zur Freisetzung von molekularem N<sub>2</sub> aus der gebildeten Metallschmelze. Anschließend erfolgte eine katalytische Umwandlung von CO in CO<sub>2</sub>, welches durch IR-Strahlung detektiert wurde und woraus in weiterer Folge über eine zuvor durchgeführte Kalibration der Sauerstoff quantifiziert wurde. Daraufhin wurde das CO<sub>2</sub> durch NaOH absorbiert, und die Quantifizierung des Stickstoffs erfolgte mittels eines Wärmeleitfähigkeitsdetektors. Die Kalibration der Messung wurde mittels eines O-N-C-S-Multistandards (502-855 der Fa. LECO) durchgeführt. Bei jedem der zu messenden Pulver wurden drei Proben mit einer Masse von ca. 0,5 g herangezogen, woraus die Mittelwerte sowie Standardabweichungen berechnet wurden.

### 3.1.7. ICP-OES-Messungen

Im Zuge der ICP-OES-Messungen wurden die Bulk(= Durchschnitts)zusammensetzungen jener Elemente quantifiziert, welche mit Ausnahme von C, O, N und S in der unmittelbaren Oberfläche nachgewiesen werden konnten. Da diese Elemente einen wesentlichen Bestandteil der Isolierschicht darstellen, sind die vorhandenen Mengen von großem Interesse.

Die praktische Methodik der Messung erfolgte an einem *iCAP 6000 Series ICP Spectrometer* der Fa. *Thermo Scientific, USA*, zu sehen anhand der nachfolgenden Abbildung.



**Abb. 19:** *Verwendetes iCAP 6000 Series ICP Spectrometer (links), Zerstäubung der Probenlösung (rechts).*

Im Zuge der Messung wurde durch eine induktive Kopplung, wobei eine Geräteleistung von 1400 W angewendet wurde, und die Verwendung eines Ar-Stromes (Reinheit: 99,999%, Durchfluss: 15 L/min) ein Plasma gezündet. Anschließend wurden die jeweiligen Lösungen (Blank, Standards und Proben) über eine Schlauchquetschpumpe (25 U/min) in das Aggregat gespeist, wonach sie über einen Ar-Gegenstrom (Reinheit 99,999%, Durchfluss: 0,80 L/min) zu einem Nebel zerstäubt wurden. Die Flüssigkeitstropfen wurden zum Plasmakegel geleitet, wo die Atomisierung der Probe und die Ionisierung der einzelnen Atome stattfanden. Die Detektion der freigesetzten charakteristischen Lichtquanten erfolgte über eine E-Schell Anordnung und einen CID-Halbleiterdetektor.

Für die Erstellung der Kalibrationsgeraden erfolgte die Aufbereitung einer Standardreihe, wobei aus den nachfolgenden kommerziellen Standards durch Verdünnen mit 5% Königswasser sogenannte Stammlösungen (50 ppm) hergestellt wurden. Anschließend wurden entsprechende Mengen der Stammlösungen (0,018 ml – 0,900 ml) mit 5% Königswasser (ca. 9 ml) weiterverdünnt, wodurch sich eine Standardreihe mit den folgenden Konzentrationen für die gesuchten Elemente ergab: 0,1 ppm, 0,2 ppm, 0,5 ppm, 1,0 ppm, 2,0 ppm, 5,0 ppm.

- 1000 ppm P-Standard (P in 5% HNO<sub>3</sub> der Fa. Alfa Aesar, USA)
- 1000 ppm Si-Standard (SiO<sub>2</sub> in 2% NaOH der Fa. Merck, Deutschland)
- 100 ppm Bi-Multistandard (Fa. Merck, Deutschland)

Zur Herstellung der Probelösungen wurden ca. 0,05 g der Pulver in ca. 18 ml 5% Königswasser bei Raumtemperatur in einem PE-Gefäß gelöst, wodurch sich Pulverkonzentrationen von ca. 6 g/L ergaben. Zwischen den Einzelmessungen wurden die Kapillaren stets mit 5% Königswasser gewaschen, um vorhandene Rückstände zu entfernen. Die erstellte Kalibrationsgerade sowie die Spektrallinien, die zur Quantifizierung herangezogen wurden, sind in Abb. 20 dargestellt.

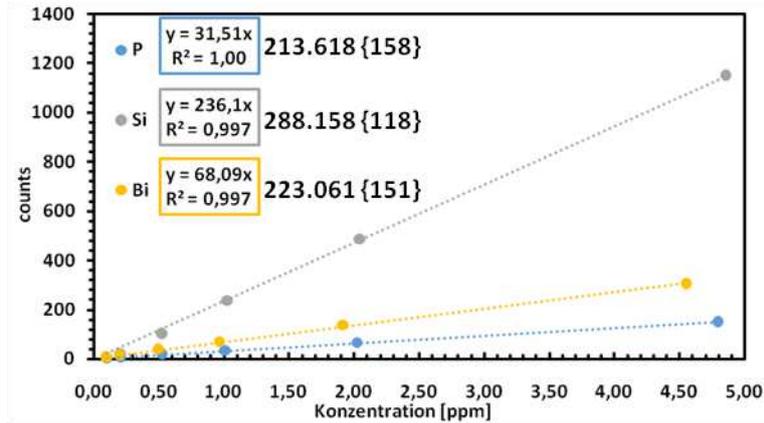


Abb. 20: Kalibrationsgeraden der ICP-OES-Messungen.

### 3.1.8. DTA/TG

Die DTA/TG-Messungen wurden an einem *Netzsch STA 449 C (Jupiter)*-Gerät durchgeführt, wobei die entsprechenden Pulvermischungen in einem Korundtiegel platziert wurden. Es wurde ein Temperaturbereich von 25°C – 1000°C mit einer Heiz- und Abkühlrate von 20 K/min unter Verwendung einer Ar-Atmosphäre (Reinheit: 99,999%) abgefahren. Die Auswertung der erhaltenen Spektren erfolgte durch die Software *Proteus Thermal Analysis* der Fa. Netzsch, Deutschland, wobei die jeweiligen Spektren mit einer Tiegelleerfahrt abgeglichen wurden.

### 3.1.9. Röntgendiffraktometrie (XRD)

Die Röntgendiffraktions-Messungen wurden mit einem Standard Bragg-Brentano-Diffraktometer in vertikaler  $\theta - \theta$ -Geometrie (PANalytical XPert) zusammen mit einem Liniendetektor unter Verwendung einer Cu  $K\alpha$ -Strahlung durchgeführt. Dabei wurden die zu untersuchenden Pulver auf einem Si-Einkristall-Träger, der die {711}-Ebene an der Oberfläche aufweist, aufgebracht und eine Probenfläche von 4 x 10 mm<sup>2</sup> ausgeleuchtet. Der vom Detektor aufgenommene Messbereich betrug 5-120° 2 $\theta$ . Für eine ausreichende Monochromatisierung des Primärstrahls und zur Eliminierung von Anteilen der Cu  $K\beta$ -Strahlung erfolgte die Verwendung eines Ni-Filters. Zur Auswertung der Röntgendiffraktogramme wurde das Programm "HighScore" der Fa. PANalytical herangezogen.

## 3.2. Kompakte SMC-Proben

In diesem Teil der Arbeit wird zum einen der Herstellungsprozess der kompakten SMC-Proben, ausgehend von den kommerziellen Basispulvern vom Pressen bis hin zum finalen Erholungsglühen, beschrieben. Zum anderen werden auch die verschiedenen Charakterisierungsmethoden für die Bestimmung der werkstoffrelevanten Eigenschaften (Dichte,  $H_c$ ,  $J_s$ , elektrischer Widerstand, Kernverlust) erläutert.

### 3.2.1. Fertigung der SMC-Komponenten

Zur Verarbeitung der kommerziellen SMC-Pulver wurden Basis- und alternative Routen verwendet. Im Zuge der Basis-Routen wurden zunächst Standardparameter (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Wärmebehandlungsmethode: Double Step - dem Erholungsglühen vorgeschaltetes Entwachsen) festgelegt, woraufhin der Pressdruck und die verwendete Wärmebehandlungsmethode variiert wurden. Den alternativen Prozessen sind das Warm/Heißpressen bei 25°C – 120°C bzw. 500°C – 550°C und das Doppelpressen zuzuordnen.

**Tab. 2: Gewählte Verarbeitungsparameter unter Verwendung der entsprechenden Prozessrouten.**

Basis-Routen					
Standardparameter					
Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholung	
Alle Typen (0,4% Lub)	800 MPa	25°C	Double Step	500°C – 800°C 10 min – 20 min	
Variation der WB-Methode					
Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholung	
Alle Typen (0,4% Lub)	800 MPa	25°C	Single Step	Idealer Arbeitspunkt <sup>1</sup>	
Verringerung des Pressdrucks					
Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholung	
Alle Typen (0,4% Lub)	400 MPa – 800 MPa	25°C	Double Step	Idealer Arbeitspunkt <sup>1</sup>	
Alternative Routen					
Warmpressen (25°C – 120°C)					
Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholung	
Alle Typen (0,4% Lub)	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	Idealer Arbeitspunkt <sup>1</sup>	
Heißpressen (500°C – 550°C)					
Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholung	
Somaloy 700 3P-0,1% Lub Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub	400 MPa – 600 MPa	500°C – 550°C	-	-	
Doppelpressen					
Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	WBT	WBZ
Alle Typen (0,4% Lub)	2x 800 MPa	25°C	Double Step	550°C (3P-Serie) 10 min 650°C (5P-Serie) 10 min	

<sup>1</sup> Dessen Ermittlung erfolgt im Laufe dieser Arbeit durch Variation der Wärmebehandlungsparameter unter Verwendung der Standard-Herstellroute (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25 °C und Double Step-Methode).

### 3.2.1.1. Pressprozess

Im Zuge der Probenfertigung wurde stets, unabhängig von der gewählten Prozessroute, eine quaderförmige Probengeometrie erhalten (Typ: Schlagbiegeproben nach Charpy, ISO 5754). Im Fall der nachgeführten Basis-Routen wurden Probenhöhen von 6 mm, während bei den alternativen Routen (Warm/Heißpressen; Verwendung eines anderen Presswerkzeugs) Probenhöhen von ca. 10 mm erhalten wurden. Die unterschiedlichen Probenhöhen zwischen Basis- und alternativen Routen hatten aber keine nennenswerten Auswirkungen in der Interpretation der Resultate, da die Proben, welche in unterschiedlichen Presswerkzeugen gepresst wurden, ohnehin getrennt voneinander diskutiert werden mussten (siehe 4.2.2.).

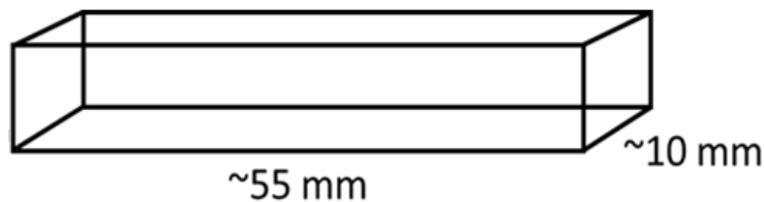


Abb. 21: Schema der hergestellten Presslinge nach Charpy.

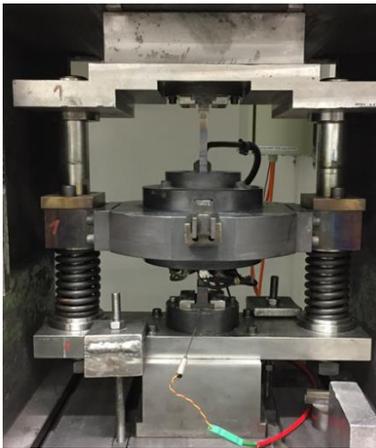
#### 1. Basis-Routen (Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize)

Hierbei erfolgte ein Pressvorgang mit dem gewünschten Pressdruck auf einer hydraulischen Presse der Fa. Jessernigg & Urban in einem Kaltpresswerkzeug mit Schwebematrize aus Hartmetall, wodurch ein zweiseitiger Pressvorgang gewährleistet wird. Dabei wurde zunächst die Matrizenkavität mit dem verwendeten Pulver überschüttet und anschließend glatt abgestrichen, wodurch eine homogene Befüllung der Matrize mit dem SMC-Pulver gewährleistet wurde. Im weiteren Verlauf wurde der Stempel auf die Pulverschüttung hinabgefahren und der Pressvorgang mit einem definierten Druck für eine Haltezeit von 10 s durchgeführt.

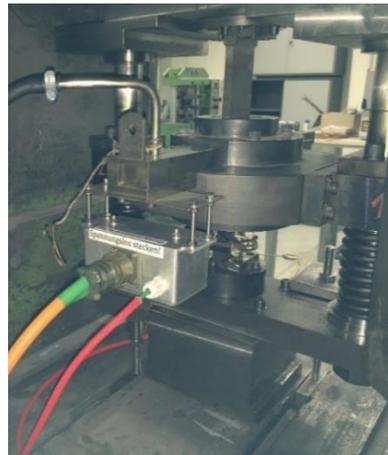
#### 2. Alternative Routen

##### *Warm/Heißpressen (Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize)*

Sowohl beim Warm- als auch beim Heißpressen wurde ein Warmpresswerkzeug, bestehend aus zwei Pressstempeln und einer Schwebematrize aus Schnellarbeitsstahl (aus Werkzeugstahl AISI T4) und 8 Keramik-Heizelementen in der Matrize sowie mit einem Ni-Ni/Cr-Thermoelement (befestigt in einer Bohrung des Unterstempels mit Perle direkt unterhalb der Stirnfläche des Unterstempels) und integrierter elektronischer Regelung, herangezogen (Hergestellt 1983 von der TU Wien und der Fa. Miba Sintermetall AG, Vorchdorf, Österreich). Analog zur Basis-Route wurde das verwendete Presswerkzeug in eine hydraulische Presse der Fa. Jessernigg & Urban eingebaut.



Frontansicht des Presswerkzeugs



Elektronische Regelung der Heizpatronen

- Temperaturbereich: 25°C – 550°C
- Matrizengeometrie: 55 mm x 10 mm (ISO 5754)
- Werkzeugmaterial: AISI T4
- 8 Keramik-Heizelemente
- Temperaturregelung durch Ni-Ni/Cr-Thermoelement (in Bohrung im Unterstempel bis knapp an die Stirnfläche)
- Elektronische Regelung der Heizpatronen (erneuert 2017)
- Pressens unter Schutzgas (im Gegenstrom zur Pulverfüllung)

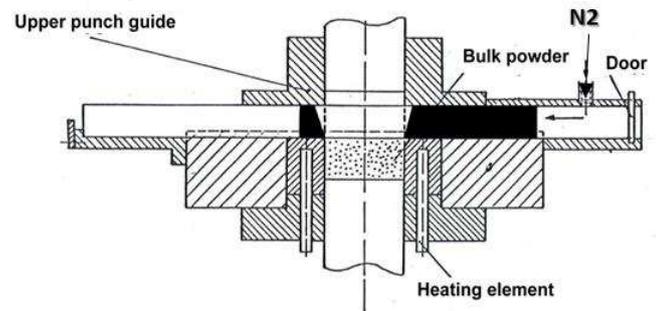
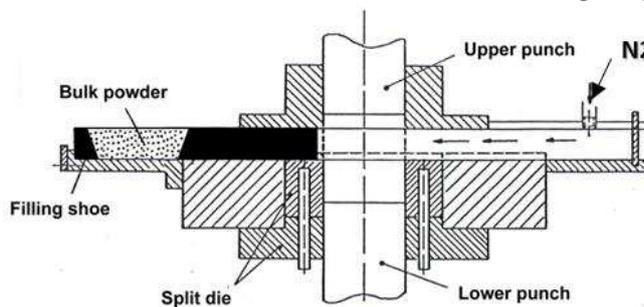


Abb. 22: Darstellung des beheizbaren Stahlpresswerkzeugs, Frontansicht (oben links), Elektronische Regelung der Heizpatronen (oben Mitte) und technische Daten des Werkzeugs (oben rechts), sowie schematische Darstellung des Füllvorgangs der Matrize (unten links und rechts).

### Warmpressen (25°C – 120°C)

Zu Beginn wurde das Presswerkzeug auf die gewünschte Temperatur erwärmt, bevor das Pulver über einen als Schieber angefertigten Füllschuh im kalten Zustand in die Matrize gefüllt wurde. Durch mehrmaliges Hin- und Herziehen des Schiebers wurde eine homogene Befüllung der Matrize gewährleistet und das überschüssige Pulver glatt abgestrichen. Nach Befüllung der Matrize wurde der Oberstempel (aus Werkzeugstahl AISI T4) hinabgefahren und der Pressvorgang, zur Simulation des industriellen Prozesses, sofort ohne Vorwärmzeit des Pulvers (Pressvorgang startete ca. 1 min nach Matrizenfüllung) bei 400 MPa – 800 MPa und einer Haltezeit von 10 s gestartet. Auf das Verwenden von Schutzgas konnte bei den verwendeten niedrigen Matrizentemperaturen (25°C – 120°C) verzichtet werden.

### Heißpressen (500°C – 550°C)

Im Zuge dieser Fertigungsroute wurden Presshilfsmittel-reduzierte Somaloy-Varianten (Somaloy 700 3P-0,1% Lub, Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub) herangezogen, um übermäßige Rauchentwicklung durch den eintretenden Entwachsungsvorgang zu vermeiden. Nach Befüllung der Matrize (siehe „Warmpressen“) wurde der Oberstempel (AISI T4) hinabgefahren, bis er vollständig auf dem Pulverbett auflag. Anschließend wurde diese Position für eine Zeitdauer von 3 min gehalten, sodass eine ausreichende Durchwärmung des Pulvers erreicht wurde. Anschließend erfolgte der Pressvorgang bei 400 MPa – 600 MPa für eine

Haltezeit von 10 s. Um eine Oxidation des Pulvers zu vermeiden, erfolgte das Befüllen der Matrize sowie der Pressvorgang unter N<sub>2</sub>-Gegenstrom (2 L/min, Reinheit: 99,999%).

### Doppelpressen (Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize)

Zudem erfolgte auch ein Doppelpressen der kommerziellen Somaloy-Typen (0,4 % Lub). In dieser Verarbeitungsrouten wurden die Pulver zunächst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize bei Raumtemperatur mit 800 MPa gepresst. Anschließend erfolgte die Entfernung der vorhandenen Schmieradditive (siehe 3.2.1.2 - Double Step-Methode). Nach der gänzlichen Entfernung der Presshilfsmittel wurden die Proben an einem Bandschleifer vorsichtig präpariert, um die Probengeometrie zu verkleinern, wodurch der Effekt der Matrizenauflagerung aufgehoben werden sollte und die Proben für den zweiten Pressvorgang in der Matrize platziert werden konnten. Anschließend wurden die Presslinge erneut bei Raumtemperatur mit 800 MPa unter Verwendung von Matrizenschmierung mittels eines Kalibrieröls Multical T 80 der Fa. Zeller+Gmelin GmbH & Co KG, Deutschland, gepresst (Probenhöhe ca. 6 mm).

#### 3.2.1.2. Erholungsprozess

Sämtliche Wärmebehandlungsschritte wurden im gleichen Aggregat wie die Pulverglühungen durchgeführt (Beschreibung siehe 3.1.). Bezüglich der Wärmebehandlung ist anzumerken, dass zwei verschiedene Routen verwendet wurden. In der „Double Step“-Methode wurden die Proben vor dem Erholungsglühen bei mildereren Bedingungen, v.a. niedrigeren Temperaturen, zunächst entwacht bzw. „aktiviert“, während in der „Single Step“-Methode die Proben simultan entwacht und erholungsgeglüht wurden. Der nachfolgenden Tabelle ist zu entnehmen, dass sowohl die Entwachsungs/Aktivierungsparameter als auch die Erholungsbedingungen variiert wurden.

**Tab. 3: Verwendete Wärmebehandlungsparameter**

Entwachsung/Aktivierung	Erholungsglühen
300°C – 500°C; 5 min – 30 min	500°C – 800°C; 5 min – 30 min

Die angegebenen Wärmebehandlungstemperaturen beziehen sich auf die Einstelltemperatur des Ofens, d.h. die Temperaturanzeige des Ofenreglers. Zudem sind mit den dargestellten Wärmebehandlungszeiten die Aufenthaltsdauern in der vorgewärmten Heizzone gemeint, wobei die Aufheizphase inkludiert ist (d.h. „push-in-push-out-Methode“). Zudem wurde die Temperatur im Inneren der Muffel mittels eines Schleppthermoelements (Ni/Ni-Cr) unter N<sub>2</sub>-Atmosphäre (Durchfluss: 2/L min, Reinheit: 99,999%) kalibriert.

**Tab. 4: Gegenüberstellung der inneren Muffeltemperatur (Ni/Ni-Cr-Schleppthermoelement) mit der Einstelltemperatur am verwendeten Aggregat.**

Einstelltemperatur (°C)	Temperatur innen (°C)	Einstelltemperatur (°C)	Temperatur innen (°C)
300	282	600	587
350	338	650	638
400	388	700	688
450	438	750	737
500	486	800	789
550	537		

### „Double-Step“-Methode

Zunächst wurde die Heizzone erwärmt, bis an der Außenseite der Muffel die Solltemperatur erreicht wurde und für einen Zeitraum von 30 min Temperaturkonstanz herrschte. Im Anschluss wurden die Proben entwachst bzw. „aktiviert“, wobei sie in ein Sinterschiffchen aus Stahl gelegt wurden. Das Sinterschiffchen wurde unter N<sub>2</sub>-Gegenstrom (Reinheit: 99,999%, Durchfluss: 2 L/min) in der vorgeheizten Heizzone des Aggregats platziert. Nach Ablauf der vorgesehenen Haltezeit wurde das Sinterschiffchen in die wassergekühlte Auslaufzone des Ofens geschoben, wo eine Abkühlung bis auf Raumtemperatur erfolgte. Die angegebene Haltezeit ist wie erwähnt die Zeitdauer zwischen Einschieben des Schiffchens in die Heizzone des Ofens und Hinausschieben in die Auslaufzone. Später wurde das Erholungsglühen durchgeführt, wobei das gleiche Prozedere wie beim vorgeschalteten Entwachsen bzw. „Aktivieren“ erfolgte, mit dem einzigen Unterschied, dass höhere Ofentemperaturen verwendet wurden. Das Zeit-Temperaturprofil „aus Sicht der Proben“ im Zuge der Double Step-Methode ist hier schematisch in Abb. 23 gezeigt.

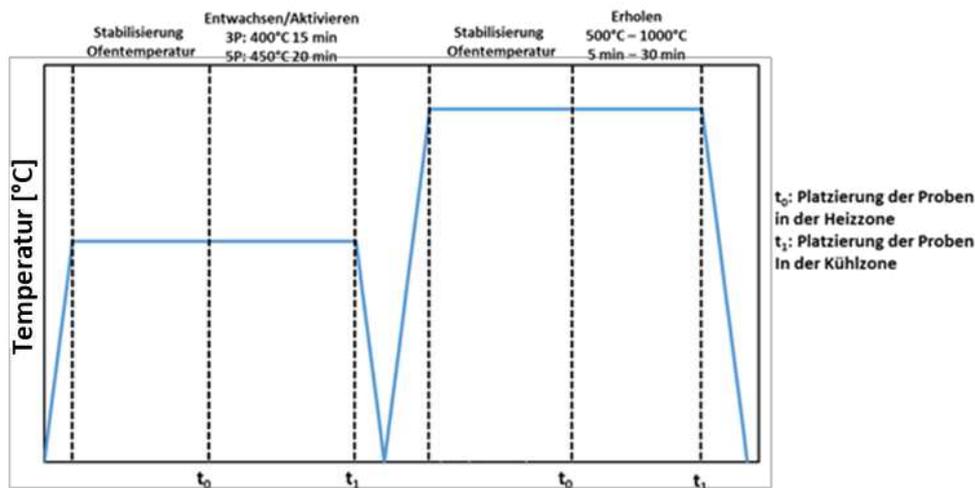


Abb. 23: Schematisches T-t-Profil „aus Sicht der Proben“ im Zuge der „Double-Step“-Methode.

### „Single-Step“-Methode

Zunächst wurde die Heizzone erwärmt, bis an der Außenseite der Muffel die Solltemperatur erreicht wurde und für einen Zeitraum von 30 min Temperaturkonstanz herrschte. Daraufhin wurden die quaderförmigen Proben in ein Sinterschiffchen aus Stahl gelegt, welches unter N<sub>2</sub>-Gegenstrom (Reinheit: 99,999%, Durchfluss: 2 L/min) in der vorgeheizten Heizzone des Aggregats platziert wurde. Die Proben wurden für eine Aufenthaltsdauer von 10 min – 20 min im Ofen in N<sub>2</sub>-Atmosphäre geglüht. Nach Abschluss des Vorgangs wurde das Sinterschiffchen in die Kühlzone des Ofens geschoben, wo eine Abkühlung bis auf Raumtemperatur erfolgte. Das Zeit-Temperaturprofil „aus Sicht der Proben“ im Zuge der Single Step-Methode ist hier schematisch in Abb. 24 dargestellt.

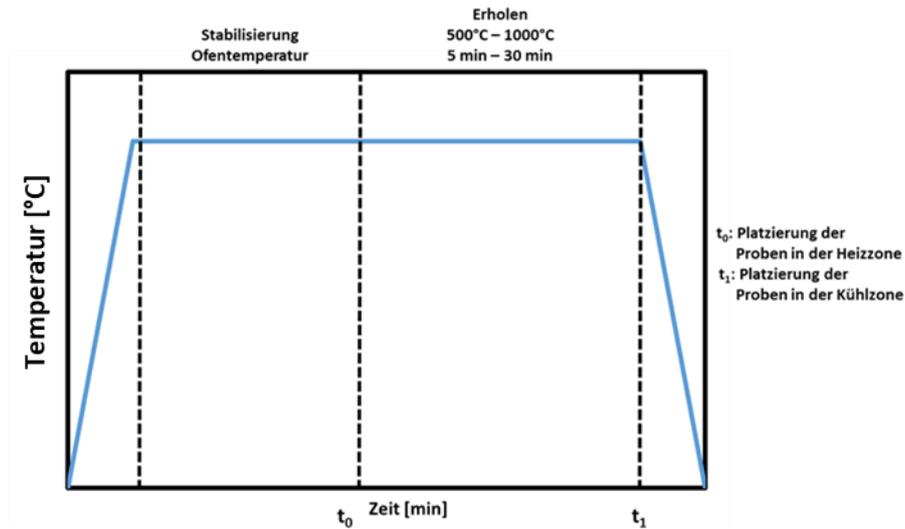
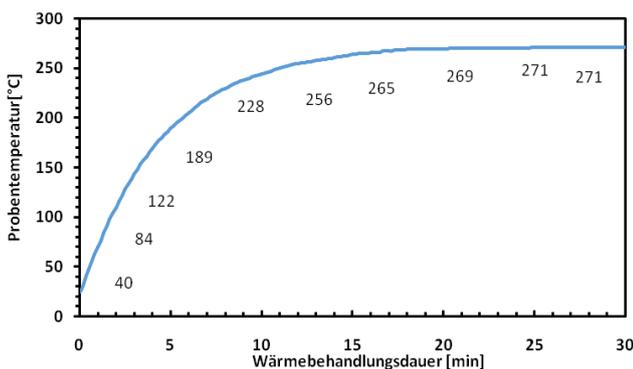


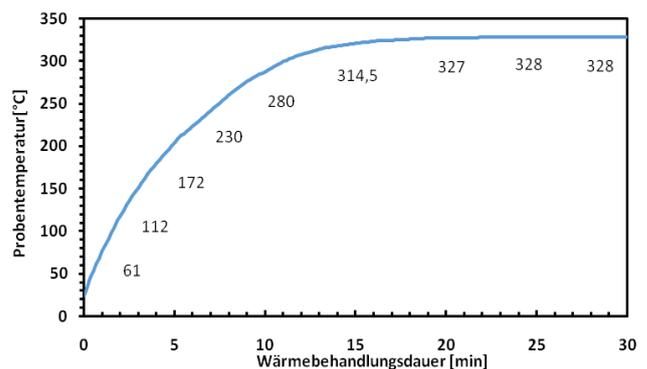
Abb. 24: Schematisches T-t-Profil „aus Sicht der Proben“ im Zuge der „Single-Step“-Methode.

### Reale Temperatur-Zeit-Profile der Proben

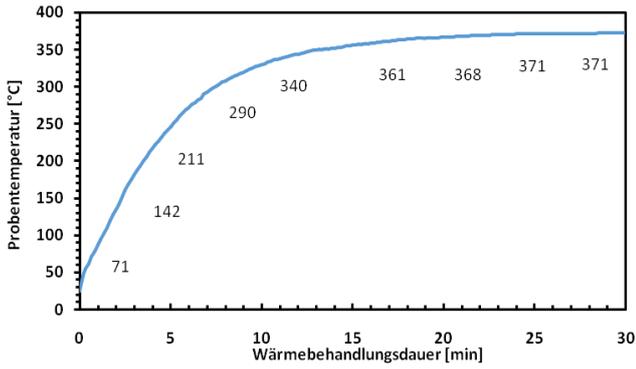
Um im weiteren Verlauf der Arbeit anhand der angegebenen Wärmebehandlungsparameter das tatsächliche Temperatur-Zeitprofil der Proben nachvollziehen zu können, wurden Kalibrationsfahrten durchgeführt. Dafür wurden Reineisenpresslinge (Typ ABC 100.30 der Fa. Höganäs, Schweden) unter Verwendung der identen Schiffchenbeladungen wie bei den Wärmebehandlungen der SMCs (ca. 80g/Schiffchen) in die Heizzone des Ofens geschoben und dort positioniert. Anschließend erfolgte unter N<sub>2</sub>-Atmosphäre (Durchfluss: 2 L/min, Reinheit: 99,999%) die Aufnahme der Probenoberfläche durch ein Ni-Ni/Cr-Schleppthermoelement, welches außen an der Probenoberfläche platziert und durch manuelles Anpressen in eine Kerbe an der Probenoberfläche befestigt wurde. Die nachfolgenden Graphiken fassen die an den Proben gemessenen Temperatur-Zeitprofile, d.h. die Aufheizcharakteristiken, bei gegebener Muffeltemperatur zusammen:



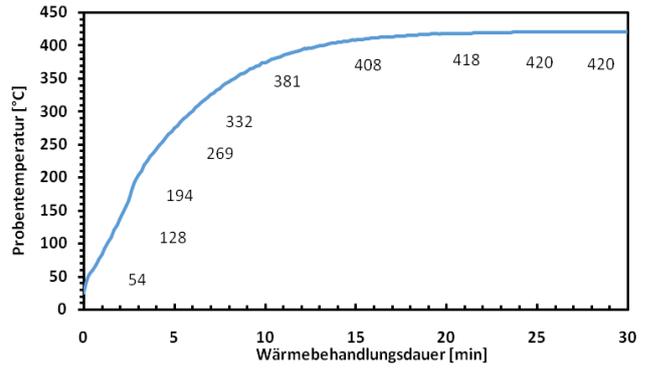
Wärmebehandlungstemperatur: 300°C



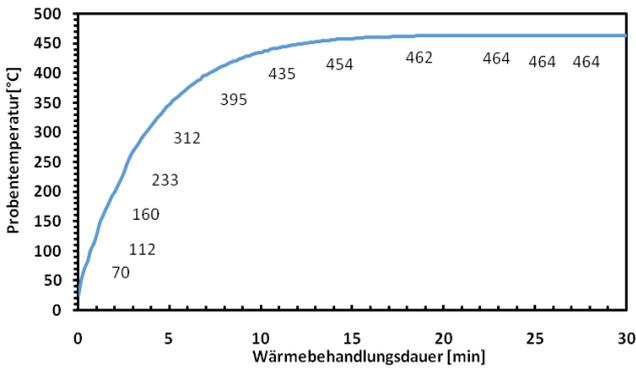
Wärmebehandlungstemperatur: 350°C



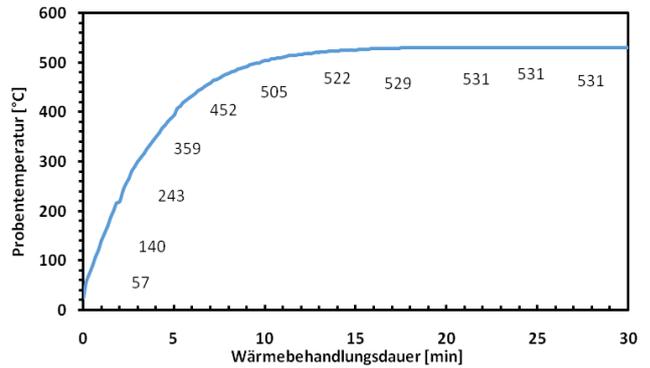
**Wärmebehandlungstemperatur: 400°C**



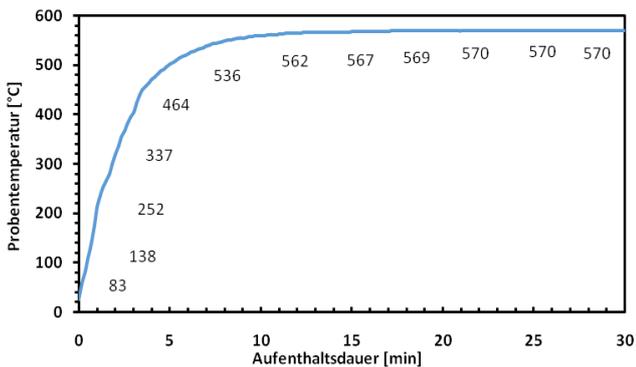
**Wärmebehandlungstemperatur: 450°C**



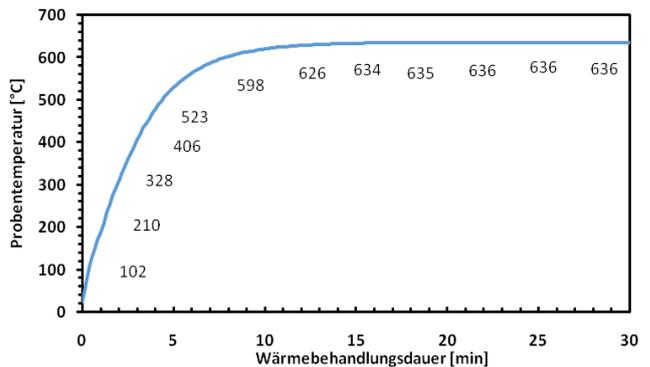
**Wärmebehandlungstemperatur: 500°C**



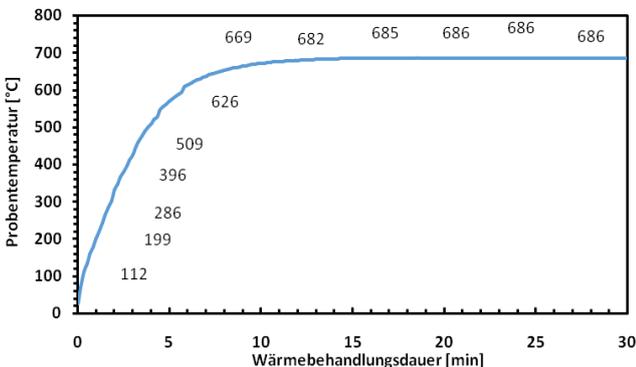
**Wärmebehandlungstemperatur: 550°C**



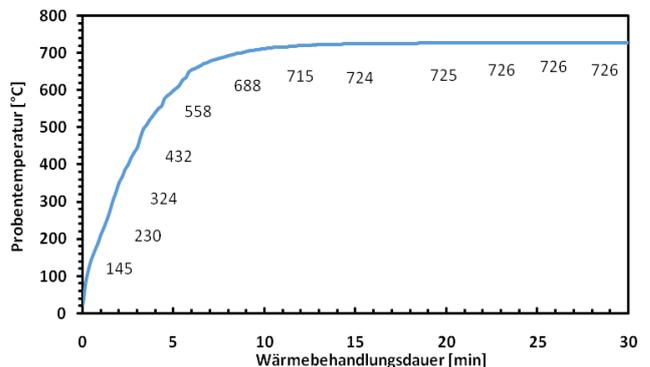
**Wärmebehandlungstemperatur: 600°C**



**Wärmebehandlungstemperatur: 650°C**

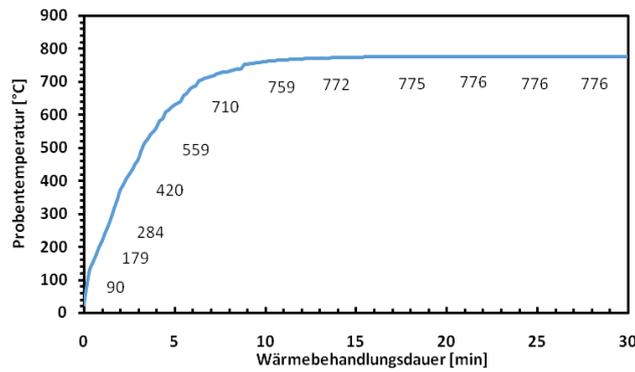


**Wärmebehandlungstemperatur: 700°C**



**Wärmebehandlungstemperatur: 750°C**

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Dissertation ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar. The approved original version of this doctoral thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.



**Wärmebehandlungstemperatur: 800°C**

**Abb. 25: An den Proben gemessene Temperatur-Zeitprofile in den Kalibrationsfahrten in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungsdauer (WBT: eigentlich Einstelltemperatur der Heizzone; WBZ: eigentlich Aufenthaltsdauer der Proben in der vorgeheizten Heizzone)**

Wie zu sehen ist, wurde auf Grund der einfacheren Ausdrucksweise die verwendete Muffeltemperatur, d.h. die Einstelltemperatur des Ofens, als „Wärmebehandlungstemperatur“ bezeichnet. Weiters bezieht sich die Wärmebehandlungszeit auf die Aufenthaltsdauer der Proben in der vorgewärmten Heizzone, ist also die Zeit zwischen Einschieben und Herausschieben („push-in-push-out“). Zur Beschreibung der verwendeten Wärmebehandlungsrouten werden im weiteren Verlauf der Arbeit auch diese Termini verwendet, wobei beachtet werden muss, dass die angegebenen Wärmebehandlungszeiten stets die Aufheizphase der Proben inkludieren. Dabei ermöglicht der Abgleich der angeführten Wärmebehandlungsparameter mit den gezeigten Diagrammen die Kenntnis des tatsächlichen Temperaturprofils der Proben.

### 3.2.2. Charakterisierung der SMC-Komponenten

Im Zuge der Probencharakterisierung spielten vor allem die magnetischen Eigenschaften, der elektrische Widerstand und der Kernverlust der SMC-Komponenten eine entscheidende Rolle, um die Materialqualität abschätzen zu können. Darüber hinaus wurden zum Teil auch metallographische Untersuchungen durchgeführt, um z.B. die Korngröße der SMC-Komponenten abschätzen zu können. In den folgenden Kapiteln wird die praktische Methodik der verwendeten Messverfahren zur Ermittlung der oben angeführten Eigenschaften näher erläutert.

#### 3.2.2.1. Metallographische Untersuchungen

Für die metallographischen Untersuchungen wurden zunächst Probenstücke (10 mm x 5 mm x 6 mm) trocken mittels einer unlackierten Handsäge abgeschnitten, welche anschließend bei 180°C in Bakelit eingebettet wurden. Trotz der geringen Festigkeit der Presslinge konnte bei sorgfältiger Präparation der Schlitze auf ein Infiltrieren der SMC-Komponenten mit dem Kunstharz verzichtet werden. Die entsprechenden Schleif- und Polierschritte werden durch das nachfolgende Schema zusammengefasst.

- 1. Schritt: Schleifen mittels einer 250 µm-Schleifscheibe für 3 min unter der Zufuhr von Kühlwasser an einem *TegraPol-31 der Fa. Struers*
- 2. Schritt: Polieren für 10 min mittels einer 9 µm-Schleifscheibe an einem *TegraPol-31 der Fa. Struers* unter automatischer Dosierung von *DiaPro Allegro (9 µm Diamantsuspension)* mittels eines *TegraDoser-5 der Fa. Struers*
- 3. Schritt: Polieren für 6 min mittels einer 3 µm-Schleifscheibe an einem *TegraPol-31 der Fa. Struers* unter automatischer Dosierung von *DiaPro-Dac3 (3 µm Diamantsuspension)* mittels eines *TegraDoser-5 der Fa. Struers*
- 4. Schritt: Polieren mittels einer 1 µm-Schleifscheibe an einem *TegraPol-31 der Fa. Struers* unter automatischer Dosierung von *NiaPro-Nap (1 µm Diamantsuspension)* mittels eines *TegraDoser-5 der Fa. Struers*

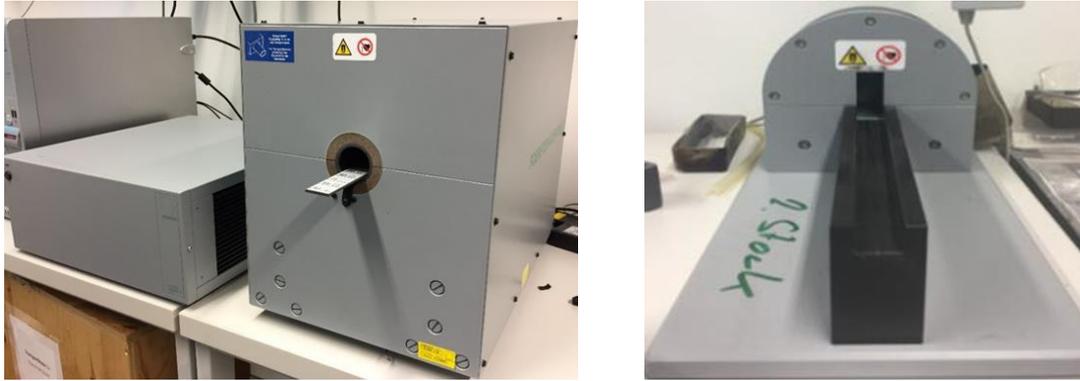
Als weiterer Schritt wurden die Oberflächen mittels einer 3% Nital-Lösung für ca. 1 min geätzt, woraufhin die Gefügestruktur am Lichtmikroskop untersucht wurde. Die aufgenommenen Gefügebilder wurden primär verwendet, um durch das Linienschnittverfahren die Korngröße der SMC-Pulver zu bestimmen.

#### 3.2.2.2. LECO-Messungen

Die instrumentelle Methodik der Messmethode ist dem Kapitel 3.1. zu entnehmen. Anzuführen ist, dass von den gepressten Quaderproben durch trockenes Schneiden mit einer unlackierten Handsäge Probenstücke mit einer Geometrie von ca. 10 mm x 6 mm x 2 mm abgeschnitten und für die Messungen verwendet wurden.

### 3.2.2.3. Magnetische Eigenschaften

Die Messung der magnetischen Eigenschaften erfolgte mittels eines *Foerster Koerzimat 1.096 der Fa. Foerster, Deutschland*. Zu Beginn war es notwendig, von den hergestellten Quaderproben durch trockenes Schneiden mit einer unlackierten Handsäge Stücke mit einer Geometrie von 10 mm x 6 mm x 5 mm abzuschneiden, welche für die Messungen verwendet wurden.



**Abb. 26: Aufbau für die Messung der magnetischen Eigenschaften, Foerster Koerzimat 1.096 (links), Sättigungsmagnet (rechts).**

Die Ermittlung der Koerzitivfeldstärke wurde gemäß EN 10330 in einem offenen Magnetisierungskreis durchgeführt. In diesem Verfahren wurde die Probe in einer Spule bis zur Sättigung aufmagnetisiert. Von diesem Punkt aus wurde durch das Anlegen eines Gegenfeldes die Polarisation aufgehoben und die dafür notwendige Feldstärke aufgezeichnet. Abb. 26 zeigt das verwendete Messgerät für die Aufnahme der Koerzitivfeldstärke.

Zur experimentellen Bestimmung des magnetischen Sättigungsmoments der SMC-Proben wurde ebenfalls der *Foerster-Koerzimat 1.096 der Fa. Foerster, Deutschland*, verwendet, in diesem Fall der Zusatz für die Sättigungsmessung (Abb. 26). Das Prüfteil wurde durch einen Probenschieber im Luftspalt des Sättigungsmagneten positioniert. Beim Herausziehen des Schiebers aus dem Magneten wurde das magnetische Sättigungsmoment gemäß der Abziehmethode nach IEC 60404-14 durch Helmholtzmessspulen und ein Fluxmeter detektiert. Die massenspezifische Sättigung ergab sich daraufhin durch den Bezug des gemessenen magnetischen Sättigungsmoments auf die Probenmasse. Hinzuzufügen ist, dass eine Kalibration mittels eines Reineisenstandards durchgeführt wurde, wobei sich ein Korrekturfaktor von 0,98 ergab.

### 3.2.2.4. Elektrischer Widerstand

Die Messung des elektrischen Widerstands der kompakten SMC-Proben erfolgte mittels eines Strom-Spannung-Messgeräts, welches an der Technischen Universität Wien hergestellt wurde (2018) und anhand der nachfolgenden Abbildung dargestellt ist.



Abb. 27: Verwendetes Widerstandsmessgerät (links) und Schaltbild des Widerstandsmessgeräts (rechts).

#### Technische Daten zum verwendeten Messgerät:

- Versorgungsspannung netzseitig: 100 V-240 V, 50 Hz – 60 Hz, max. 1,2 A
- Versorgungsspannung niederspannungsseitig: 19 V DC
- Maximaler Probenstrom: 1 A DC
- Typische Probengröße: 55 x 10 mm x 7 mm

Im Zuge der Messung wurden die Proben in die entsprechende Halterung eingeklemmt, wodurch ein guter Kontakt zwischen Probe und Cu-Elektroden gewährleistet wurde. Durch Verbindung mit der Messspannung kam es zum Stromfluss innerhalb des gezeigten Stromkreises. Anschließend wurde über den Spannungsabfall am Referenzwiderstand ( $10\ \Omega$ ) mittels eines VC-11 Multimeters der Fa. Volcraft die Stromstärke im Stromkreis indirekt gemessen. In weiterer Folge erfolgte die Aufnahme der Spannung an der Probe, wobei eine viermalige Messung pro Variante mit variierenden Abständen (1 cm – 4 cm) der Messspitzen erfolgte. Die Berechnung des Widerstands zwischen den Messspitzen an der Probe wurde mittels der folgenden Formel durchgeführt.

$$R_P = \frac{U_P * 10\Omega}{U_R}$$

$R_P$ ..... Widerstand zwischen den Messspitzen ( $\Omega$ )

$U_P$ ..... Spannung an der Probe zwischen den Messspitzen (V)

$U_R$  ..... Spannung am Referenzwiderstand (V)

Durch die Ermittlung der einzelnen Widerstandswerte, der Querschnitte der Proben sowie der Abstände der Messspitzen konnte der spezifische elektrische Widerstand der Probe durch die angeführte Gleichung berechnet werden. Das verwendete Messgerät konnte in einem breiten Messbereich von  $1 - 10^6\ \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$  reproduzierbare Werte liefern.

$$R_S = R_P * \frac{A}{l}$$

$R_S$ ..... spezifischer elektrischer Widerstand der Probe ( $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ )

A ..... Probenquerschnitt ( $\text{mm}^2$ )

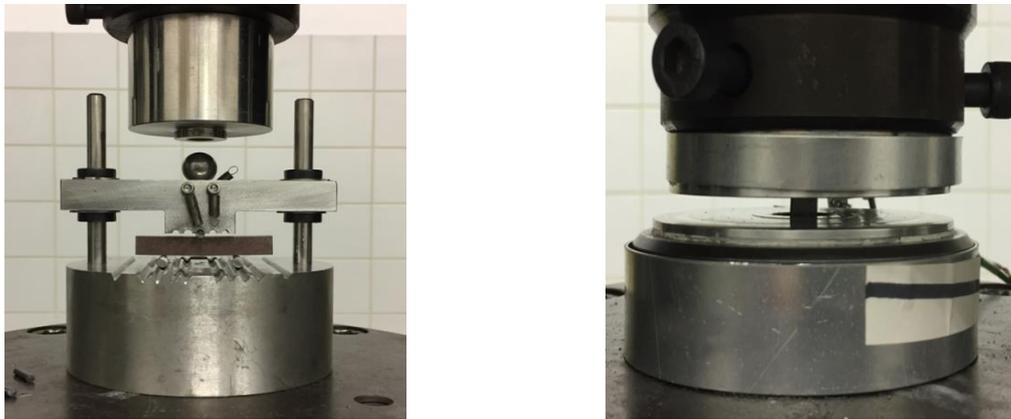
l..... Abstand der Messspitzen (m)

### 3.2.2.5. Mechanische Prüfverfahren

Neben den Messungen für die elektrischen und magnetischen Eigenschaften erfolgten auch 3-Punkt-Biege- und Druckfestigkeitsbestimmungen, um die mechanische Stabilität der hergestellten SMC-Komponenten zu bewerten. Beide Verfahren wurden an einer Universalmaterialprüfmaschine Zwick 1474 der Fa. Zwick Roell AG, Deutschland, bei Raumtemperatur durchgeführt.

Bei der Bestimmung der 3-Punkt-Biegefestigkeit wurde eine Balken-Biege-Prüfvorrichtung bestehend aus zwei Auflagezylindern und einem Belastungszylinder, jeweils aus gehärtetem Stahl und einem Durchmesser von 5 mm, verwendet. Die Auflagerollen wurden parallel montiert und ein Abstand von 24 mm eingestellt, sodass dieser in etwa mit dem normgerechten Abstand der DIN ISO 3995: Grünfestigkeit von Metallkörpern (ca. 25 mm) übereinstimmt. Im Zuge der Messung wurde ein Vorschub von 0,5 mm/min verwendet, wodurch gewährleistet wurde, dass laut DIN ISO 3995 der Bruch mindestens 10 s nach Beginn der Messung erfolgte. Die Geometrie der untersuchten Proben entsprach in allen Fällen dem Typ Charpy (55 mm x 10 mm x 6-9 mm).

Für die Bestimmung der Druckfestigkeit wurden von den zu untersuchenden SMC-Proben der Geometrie „Charpy“ (55 mm x 10 mm x 6-9 mm) kleinere Quader mit den Dimensionen 10 mm x 6-9 mm x 6-7 mm an einem Labotom-Trenngerät der Fa. Struers unter Zuführen von Kühlwasser abgeschnitten. Im Zuge der Messung wurden die Proben zwischen zwei Messplatten aus gehärtetem Stahl positioniert, wobei ein Vorschub von 5 mm/min gewählt und die Maximalkraft vor Eintritt des Bruchs aufgezeichnet wurde.



*Abb. 28: Aufbau der mechanischen Prüfverfahren, 3-Punkt-Biegefestigkeit (links) und Druckfestigkeit (rechts).*

### 3.2.2.6. Kernverlust

Zunächst gilt es festzuhalten, dass die Bestimmung des Kernverlusts maßgeblich von der Probengeometrie der magnetischen Kernkomponente abhängig ist. Deshalb werden in der Regel Ringronden vermessen, da hier ein möglichst gleichförmiges Magnetisierungsfeld mit in sich geschlossenen Feldlinien aufgebaut werden kann [37]. Allerdings wurden in der vorliegenden Arbeit keine ringförmigen, sondern quaderförmige Proben des Typ Charpy (55 mm x 10 mm x 6-9 mm) hergestellt, weshalb von der Prüfung nach IEC 60404-6:2003 abgewichen werden musste. Daher wurde für die Aufnahme der Hysteresekurven ein

Permeameter, das der beschriebenen Methodik in 2.3.2. ähnelt, verwendet, wobei ein Ferrit als Jochmaterial herangezogen wurde. Der verwendete Aufbau ist in der nachfolgenden Abbildung dargestellt.

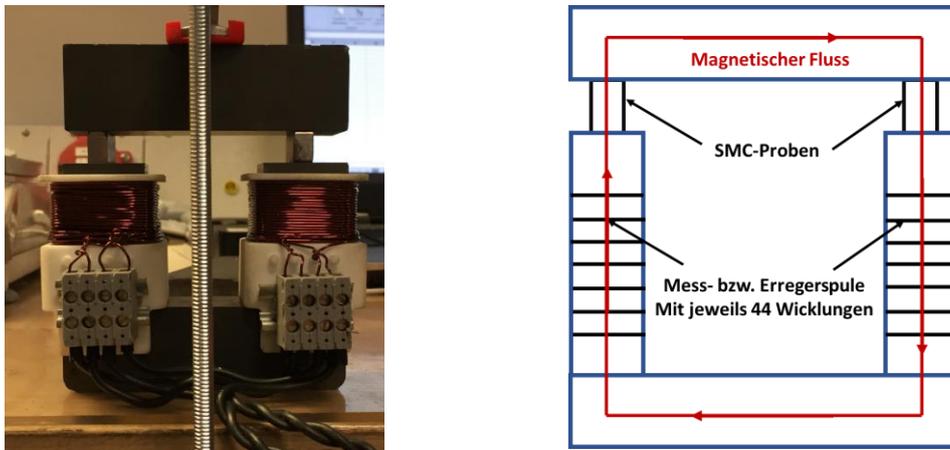


Abb. 29. Verwendetes Joch zur Aufnahme der Hysteresekurven und Bestimmung des Kernverlusts (links), Darstellung des magnetischen Flusses (rechts).

### Durchführung der Messungen

Vor der praktischen Durchführung wurden die zu charakterisierenden Proben der Geometrie Charpy in der Mitte halbiert, um sicherzustellen, dass  $A_{\text{Probe}} < A_{\text{Joch}}$  gilt (Joch: 30 mm x 30 mm). Bereits frühere Arbeiten konnten zeigen, dass sofern  $A_{\text{Joch}} < A_{\text{Probe}}$  vorliegt, beim Übergang Ferrit-SMC eine unbekannte Ausdehnung des magnetischen Flusses eintritt und die wirkende magnetische Flussdichte in der SMC-Komponente mehr oder weniger undefiniert ist [41]. Weiters erfolgte die Bestimmung der Auflagefläche der Proben im Joch sowie die Länge der fließenden Magnetfeldlinien in den SMC-Proben. Anschließend wurden die beiden identischen Probenteile in den Luftspalten des Ferritkerns platziert, woraufhin der gesamte Messkreis mittels einer Schraubzwinde mit Kunststoffklemmen festgespannt wurde. Zudem wurde die Probenausrichtung variiert, um mögliche Anisotropien zu erfassen. Um in den späteren Resultaten die von den magnetischen Feldlinien durchflossene (d.h. die in Kontakt mit dem Joch befindliche) Probenfläche zu identifizieren, erfolgt die Darstellung der nachfolgenden Indizierung:

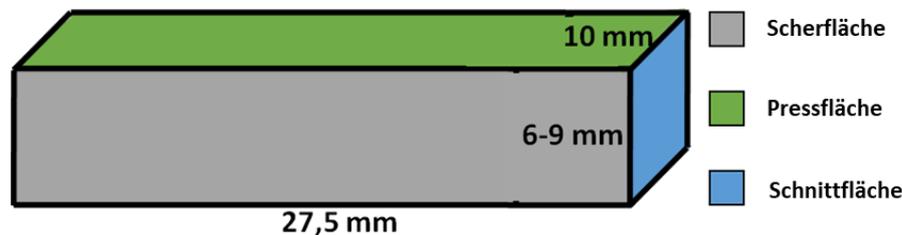


Abb. 30: Benennung der verschiedenen Probenoberflächen der hergestellten SMC-Komponenten.

Auf Basis der Kenntnis des wirksamen Probenquerschnitts sowie der maximalen Flussdichte (0,35 T: Sättigung des Ferritkerns) in den SMC-Proben wurde vom Messsystem der Strom in der Erregerspule so lange erhöht, bis in der Messspule der gewünschte magnetische Fluss erfasst wurde, welcher sich auf Basis der nachfolgenden Gleichung ergab:

$$\Psi_{max}(V * s) = 0,35 (T) * \text{Auflagefläche} (m^2)$$

Im Zuge der Messungen wurden unterschiedliche Ummagnetisierungsfrequenzen (50, 250, 500, 700, 1000 Hz) verwendet, wobei in den SMC-Proben stets eine maximale Flussdichte von 0,35 T angefahren wurde. Die Ermittlung des Leistungsverlusts (W) erfolgte durch die Messung des magnetischen Flusses bei dazugehöriger magnetischer Durchflutung zu jedem Zeitpunkt beim Durchfahren der Hysteresekurve bei entsprechender Ummagnetisierungsfrequenz. Da in der verwendeten Messapparatur keine Luftspule nach Chattock zur Verfügung stand, wurde für die magnetische Durchflutung zunächst angenommen, dass die gesamte magnetische Spannung  $n \cdot A$  an den SMC-Proben abfällt. Auf Grund dessen weichen die erhaltenen Absolutwerte für den Wärmeverlust von den tatsächlichen Werten erheblich ab, siehe die folgenden Erläuterungen. Der Energieverlust (W) in einem magnetischen Widerstand zwischen den Punkten A-B, der in Wärme überführt wird, ist gegeben durch:

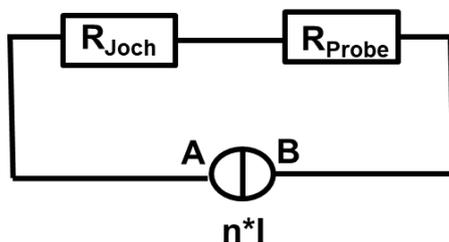
$$P_{A-B}(W) = (\int \Psi(V * s) * d\Phi_{A-B}(A)) * f (s^{-1})$$

$P_{A-B}$ ..... Verlust zwischen den Punkten A-B (W)

$\Psi$  ..... Magnetischer Fluss (V)

$\Phi_{A-B}$  ..... Magnetische Spannung an den Punkten A-B, berechnet aus dem Spulenstrom und der Windungszahl der Erregerspule (A)

Da in der durchgeführten Messmethodik für die Bestimmung der Verluste die gesamte magnetische Spannung des magnetischen Kreises herangezogen wird, werden auch die gesamten Verluste des Messsystems erfasst, die in Wärme überführt werden.



$$\Phi_{Ges}(A) = \Phi_{Probe}(A) + \Phi_{Ferrit}(A)$$

Abb. 31: Schaltbild des magnetischen Kreises in der verwendeten Messapparatur.

Auf Grund dessen, dass auch das Ferrit-Joch mit einem definierten magnetischen Widerstand ein Bestandteil des magnetischen Kreislaufs ist, werden bei den durchgeführten Berechnungen auch dessen Wärmeverluste aufgezeichnet. Diese Tatsache führt zu signifikant höheren Absolutwerten für den massenspezifischen Hystereseverlust der SMCs. Die gemessenen Wirbelstromverluste hingegen bleiben nahezu unbeeinflusst, da die Wirbelströme im Ferritkern durch dessen hervorragende isolierende Eigenschaften vernachlässigbar klein sind. Dies bedingt in weiterer Folge, dass bei der Bestimmung der Hystereseverluste nur Proben mit identischer Geometrie miteinander verglichen werden können. Dies kommt dadurch zu Stande, dass mit steigender Auflagefläche der magnetische Fluss innerhalb des Ferritkerns erhöht werden muss, um im SMC-Material eine magnetische Flussdichte von 0,35 T zu erreichen. Dies führt wiederum zu höheren Wärmeentwicklungen im Ferritkern, wodurch ein höherer Wert für den massenspezifischen Hystereseverlust ausgegeben wird.

### Korrektur der Messergebnisse

Durch Korrekturmessungen besteht die Möglichkeit, die zuvor angesprochenen Messverfälschungen zu entfernen. Dafür wurde das Joch - ohne Proben - komplett geschlossen und mittels einer Schraubzwinde analog zu den Probenmessungen festgespannt. Um zu gewährleisten, dass innerhalb des Ferritkerns die identische Wärmeleistung wie bei den Probemessungen freigesetzt wird, wurde der magnetische Fluss auf die Auflagefläche der fraglichen SMC-Probe bezogen, wodurch vom System innerhalb des Ferrits auch die gleichen Flussdichten angefahren wurden. In weiterer Folge wurde die Messung gestartet, wobei die erhaltenen Ergebnisse die Wärmeverluste ( $W$ ) innerhalb des Ferritkerns repräsentieren. Auf Grund dessen, dass im Ferritkern bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenz auch die gleichen Wärmeverluste ( $W$ ) wie bei den Messungen mit Probe entstehen, kann der Wärmeverlust ( $W$ ) über die folgende Beziehung in der SMC-Probe berechnet werden:

$$P_{Probe}(W) = P_{Gesamt}(W) - P_{Ferrit}(W)$$

### Auswertung der Messungen

Die erhaltenen Messwerte für  $P_{Probe}(W)$  wurden auf die Probenmasse und Ummagnetisierungsfrequenz bezogen, wodurch die massenspezifische Energieverluste/Umlauf  $E_c$  bei 0,35 T bestimmt wurden. Diese Werte wurden gegen die dazugehörige Ummagnetisierungsfrequenz aufgetragen, woraufhin eine Regressionsgerade erstellt wurde. Aus dieser Gerade konnten die materialspezifischen Konstanten  $C_H$  und  $C_{EC}$  angenähert werden.

$$E_c = C_H * f + C_{EC} * f^2$$

$C_H$ .....Flussdichteabhängige Hystereseverlustkonstante

$C_{EC}$  .....Flussdichteabhängige Wirbelstromverlustkonstante

In weiterer Folge können die flussdichte- und frequenzunabhängigen Materialkonstanten  $k_H$  und  $k_{EC}$  berechnet werden:

$$k_H = \frac{C_H}{B^x} \quad k_{ED} = \frac{C_{EC}}{B^2} \quad x \approx 2; B=0,35 \text{ T}$$

Laut Literatur kann „ $x$ “ in der oben angeführten Gleichung die Werte 1,6 – 2,5 bis zu einer maximalen magnetischen Flussdichte von 1,5 T annehmen [102]. Die geräteintegrierte Software gab in den Berechnungen einen Wert von  $x \approx 2$  vor, vermutlich um hinsichtlich der möglichen Grenzwerte einen bestmöglichen Kompromis einzugehen. Aus diesen Konstanten können die Kernverluste bei gewünschter magnetischer Flussdichte und Ummagnetisierungsfrequenz angenähert werden. In der vorliegenden Arbeit wurde eine magnetische Flussdichte von 1,5 T in den Berechnungen herangezogen:

$$P_c(1,5 \text{ T}) = k_H * 1,5^2 * f + k_{EC} * 1,5^2 * f^2 = P_H + P_{EC}$$

$P_H$ .....Hystereseverlust @ 1,5 T,  $x$  Hz (J/kg)

$P_{EC}$  .....Wirbelstromverlust @  $x$  T,  $x$  Hz (J/kg)

$k_H$ .....Flussdichte- und Frequenzunabhängige Materialkonstante für den Hystereseverlust

$k_{EC}$ .....Flussdichte- und Frequenzunabhängige Materialkonstante für den Wirbelstromverlust

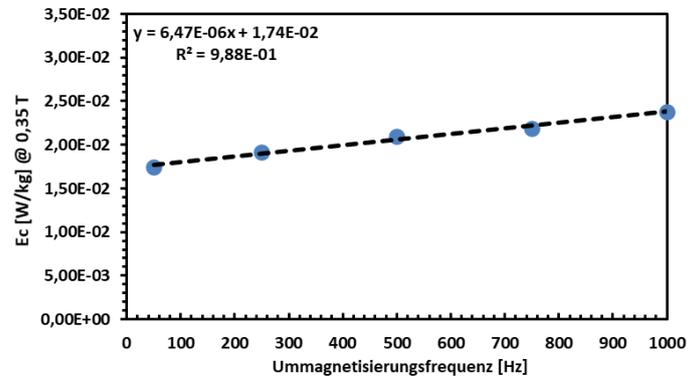
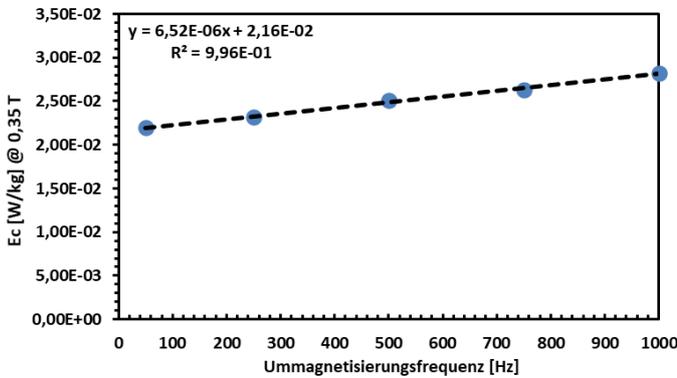
Durch das folgende Beispiel wird die Bestimmung des Kernverlusts (1,5 T und 1 kHz), ausgehend von der Bestimmung des Energieverlusts pro Umlauf bei 0,35 T und dazugehöriger Ummagnetisierungsfrequenz demonstriert:

**Tab. 5: Gemessene Energieverluste (0,35 T) bei der Somaloy 700 3P-Probe in Abhängigkeit von der Ummagnetisierungsfrequenz sowie Energieverluste des Ferritkerns an Hand der „Korrekturmessung“, Proben gepresst in der Hartmetallmatrize bei 800 MPa und erholungsgeglüht bei 550°C für 15 min nach der DS-Route, Auflagefläche: 160 mm<sup>2</sup>, Probenmasse: 24,58 g.**

Verluste der Probenmessung			Verluste der „Blindmessung“			Verluste im SMC		
Frequ. [Hz]	Energieverlust /Umlauf [J]	Leistungsverlust [W]	Frequ. [Hz]	Energieverlust /Umlauf [J]	Leistungsverlust [W]	Frequ. [Hz]	Energieverlust /Umlauf [J]	Leistungsverlust [W]
50	5,39E-04	0,027	50	9,68E-05	0,005	50	4,42E-04	0,022
250	5,68E-04	0,142	250	8,53E-05	0,021	250	4,82E-04	0,121
500	6,16E-04	0,308	500	8,85E-05	0,044	500	5,27E-04	0,264
750	6,46E-04	0,485	750	9,40E-05	0,070	750	5,52E-04	0,414
1000	6,92E-04	0,692	1000	9,31E-05	0,093	1000	5,99E-04	0,599

Ohne Berücksichtigung der Ferritverluste		Mit Berücksichtigung der Ferritverluste	
Frequenz [Hz]	Energieverlust/Umlauf [J/kg]	Frequenz [Hz]	Energieverlust/Umlauf [J/kg]
50	2,20E-02	50	1,74E-02
250	2,31E-02	250	1,91E-02
500	2,51E-02	500	2,10E-02
750	2,63E-02	750	2,19E-02
1000	2,82E-02	1000	2,38E-02



**Abb. 32: Erstellung der Regressionsgerade zur Ermittlung der materialspezifischen Konstanten  $k_H$  und  $k_{EC}$ , links ohne und rechts mit Berücksichtigung der Ferritverluste.**

**Tab. 6: Berechnung der massenspezifischen Kernverluste bei 1,5 T und 1 kHz aus den materialspezifischen Konstanten  $C_H$  und  $C_{EC}$ .**

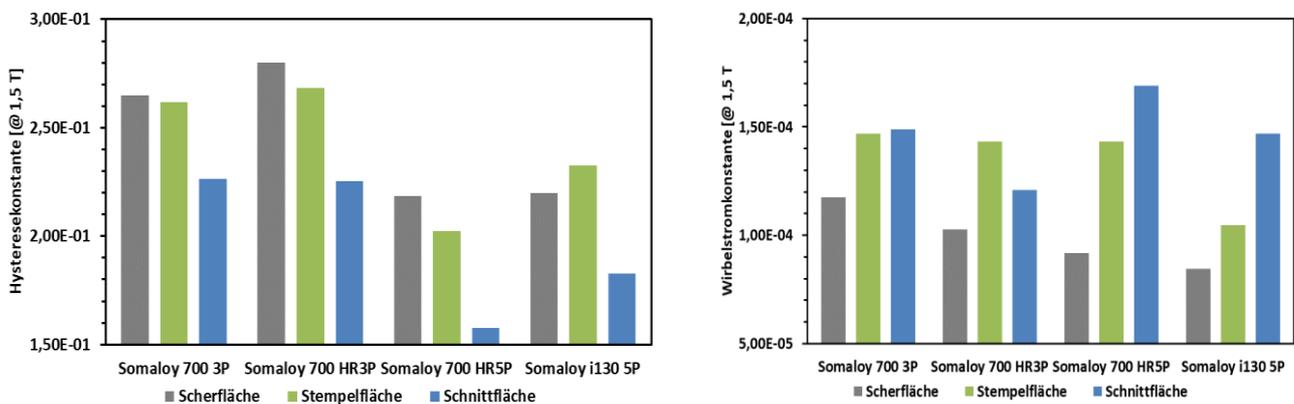
Ohne Berücksichtigung der Ferritverluste	Mit Berücksichtigung der Ferritverluste
$k_H: 2,16 * 10^{-2} / 0,35^2 = 0,177$ $k_{EC}: 6,52 * 10^{-6} / 0,35^2 = 5,32 * 10^{-5}$	$k_H: 1,74 * 10^{-2} / 0,35^2 = 0,144$ $k_{EC}: 6,47 * 10^{-6} / 0,35^2 = 5,06 * 10^{-5}$
<b>50 Hz</b>	<b>50 Hz</b>
$P_H = 0,176 * 1,5^2 * 50 = 20 \text{ W/kg}$ $P_{EC} = 5,32 * 10^{-5} * 1,5^2 * 50^2 = 0,30 \text{ W/kg}$	$P_H = 0,142 * 1,5^2 * f = 16 \text{ W/kg}$ $P_{EC} = 5,06 * 10^{-5} * 1,5^2 * f^2 = 0,30 \text{ W/kg}$
<b>Pc: 20,30 W/kg</b>	<b>Pc: 16,30 W/kg</b>
<b>1000 Hz</b>	<b>1000 Hz</b>
$P_H = 0,176 * 1,5^2 * 1000 = 397 \text{ W/kg}$ $P_{EC} = 5,35 * 10^{-5} * 1,5^2 * 1000^2 = 114 \text{ W/kg}$	$P_H = 0,142 * 1,5^2 * 1000 = 323 \text{ W/kg}$ $P_{EC} = 5,06 * 10^{-5} * 1,5^2 * 1000^2 = 114 \text{ W/kg}$
<b>Pc: 516 W/kg</b>	<b>Pc: 438 W/kg</b>

## Vorversuche

Im Zuge der Kernverlustmessungen am Permeameter wurden einige Vorversuche am beschriebenen Messaufbau durchgeführt. Dabei erfolgte die Untersuchung der folgenden Faktoren:

- Richtungsabhängigkeit der erhaltenen Messergebnisse
- Korrektur der Messresultate durch die „Blindmessungen“
- Einfluss der Probengröße auf die Wirbelstromverluste

Zunächst wurde die Richtungsabhängigkeit der Messergebnisse untersucht, wobei von gefertigten SMC-Komponenten (55 mm x 10 mm x 10 mm, gepresst in der Stahlmatrize) mittels einer Accutom-50-Trennapparatur der Fa. Struers würfelförmige Stücke (10 mm x 10 mm x 10 mm) abgeschnitten wurden. Diese Stücke wurden anschließend oberflächlich geschliffen und poliert, um eine gleichmäßige Beschaffenheit aller Oberflächen zu gewährleisten. Durch die würfelförmige Geometrie sollten Einflussfaktoren, wie unterschiedliche Auflageflächen, vermieden werden. Anschließend wurden die Proben unter Variation der Ausrichtung im Joch platziert und die Messung gestartet. Dabei ist zu erkennen, dass sowohl die Hysterese- als auch die Wirbelstromverluste merklich von der Probenorientierung abhängig sind. Die niedrigsten Hystereseverluste werden erhalten, wenn die Schnittfläche von den magnetischen Feldlinien durchströmt wird. Wie die unten angeführten Aufnahmen am Lichtmikroskop darlegen, liegt in den SMC-Komponenten eine Gefügetextur vor. Daher erscheint die Anisotropie der magnetischen Eigenschaften auch nicht weiter überraschend, bedenkt man, dass die Verschiebbarkeit der Weiß'schen Bezirke stark von der Textur abhängig ist (wobei anzunehmen ist, dass neben der Gefügetextur auch eine kristallographische Textur vorliegt).



**Abb. 33: Abhängigkeit der Hysterese- (links) und der Wirbelstromverluste (rechts) von der durchströmten Probenoberfläche, Proben gepresst bei 800 MPa und RT im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, im erhaltenen Zustand (3P-Serie: 550°C für 15 min; 5P-Serie: 650°C für 15 min), Auflagefläche der Proben: 100 mm<sup>2</sup>.**

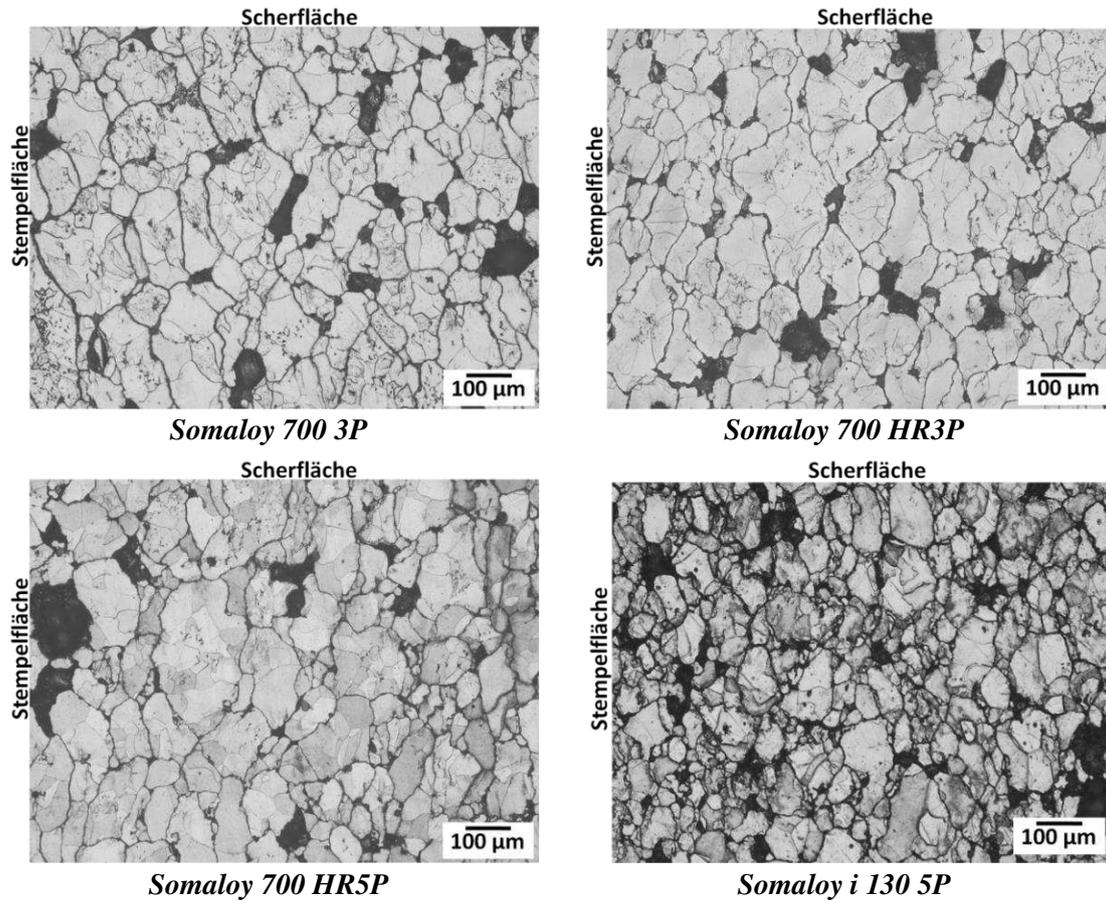


Abb. 34: Gefügebilder der untersuchten SMC-Varianten, Proben gepresst bei 800 MPa und RT in der Stahlmatrize, Ansicht auf die Schnittfläche der Proben.

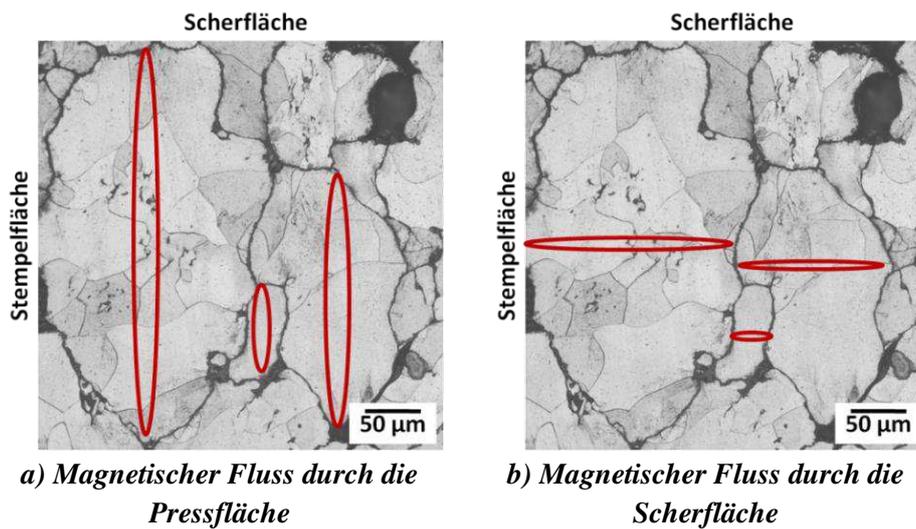


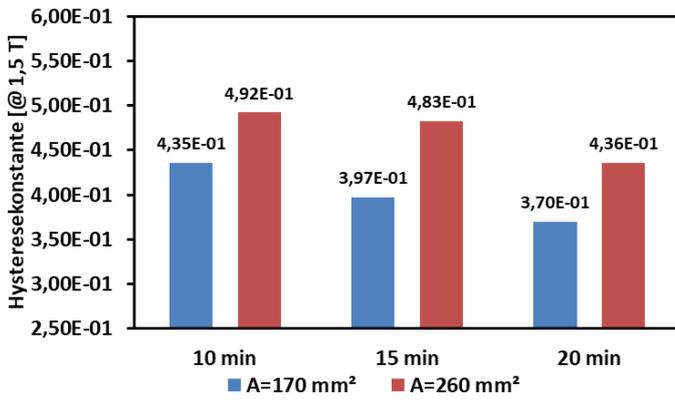
Abb. 35: Abhängigkeit der Radien der Wirbelströme von der durchströmten Probenoberfläche, Ansicht auf die Schnittfläche der Proben.

Zudem ist auch bei den Wirbelstromverlusten eine signifikante Abhängigkeit von der Probenausrichtung gegeben. Dabei werden die niedrigsten Wirbelstromverluste erhalten, wenn die Scherfläche von den magnetischen Feldlinien durchflossen wird. Die Tatsache, dass beim Fluss durch die Pressfläche höhere Wirbelstromverluste resultieren ist primär auf die Anisotropie des Pressgefüges zurückzuführen, da durch die bevorzugte Ausrichtung der Partikel höhere Wirbelstromradien ermöglicht werden (siehe Abb.35). Die höheren

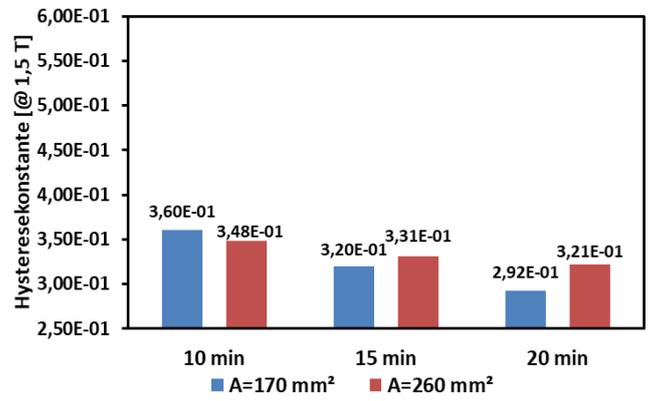
Wirbelstromverluste beim Fluss durch die Schnittfläche erscheinen aber überraschend, da äquivalente Oberflächen- und Gefügestrukturen wie bei der Scherfläche vorliegen. Ursache könnte sein, dass der Schnitt durch die Probe nicht exakt parallel erfolgte und durch die ausgebildeten Luftspalte zwischen Permeameter und Auflagefläche der SMC-Proben die resultierenden Einschnürungen des magnetischen Flusses (lokale Erhöhung der magnetischen Flussdichte) zusätzliche Verluste in Form von Wärme erzeugten.

Wie bereits beschrieben, erfolgte die Durchführung von „Korrekturmessungen“, um die Anteile der Ferritverluste herauszurechnen. Vor allem der Vergleich der unkorrigierten und korrigierten Messresultate in Abb. 36 verdeutlicht den großen Einfluss der Ferritanteile aus dem Permeameter bezüglich der Hystereseverluste.

**Somaloy 700 3P**

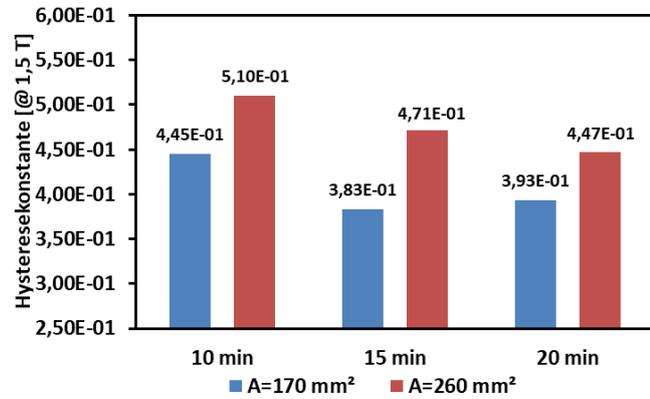


*Mit Ferritanteilen*

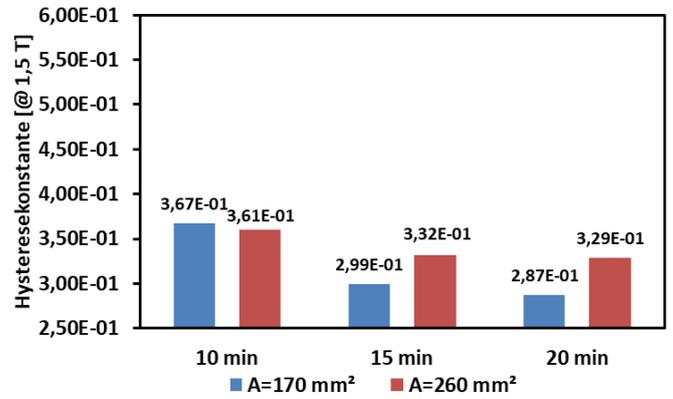


*Ohne Ferritanteile*

**Somaloy 700 HR3P**

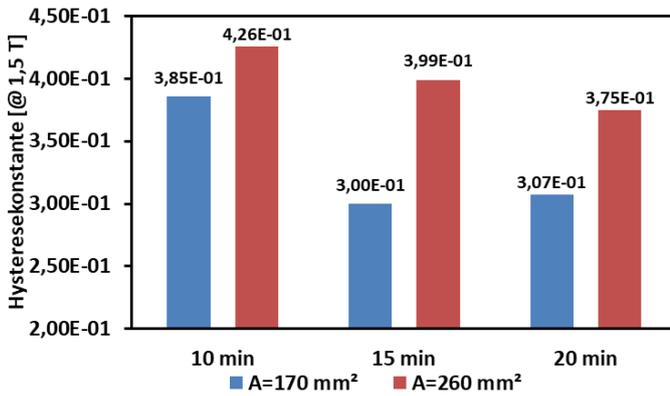


*Mit Ferritanteilen*

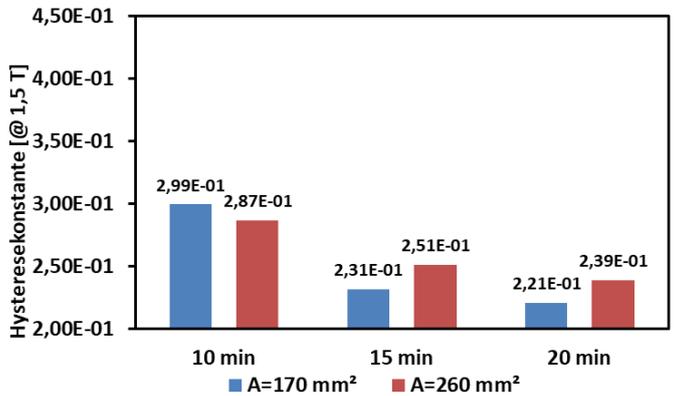


*Ohne Ferritanteile*

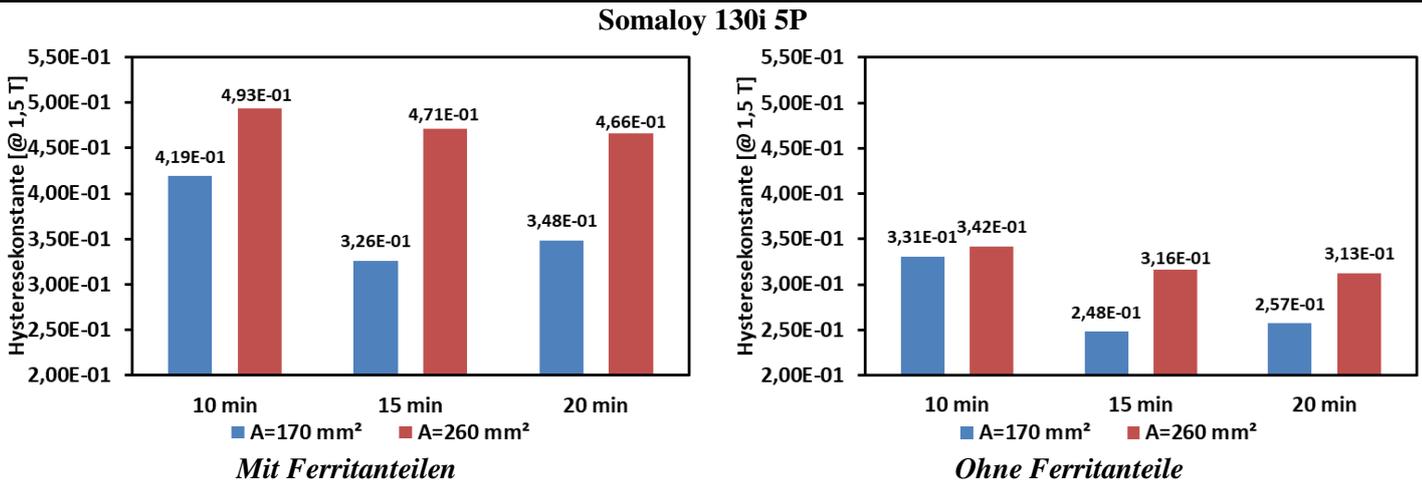
**Somaloy 700 HR5P**



*Mit Ferritanteilen*

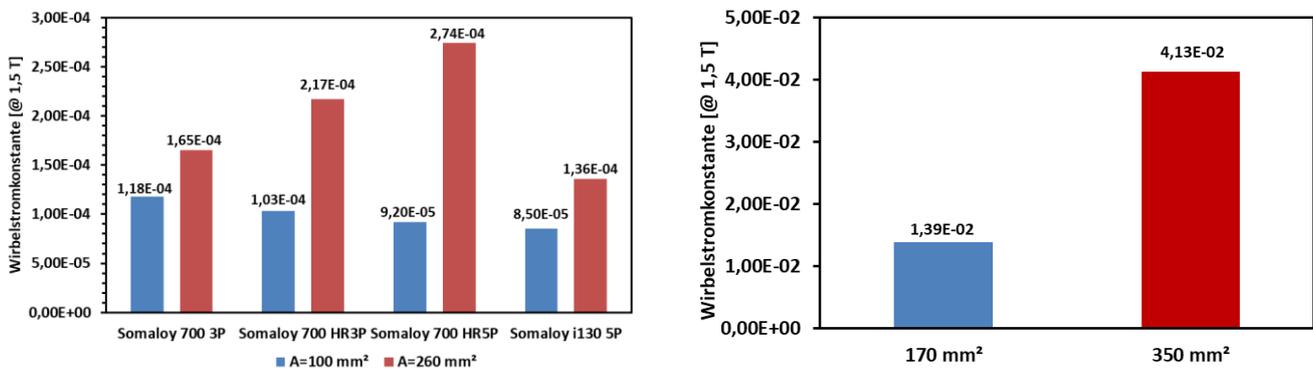


*Ohne Ferritanteile*



**Abb. 36: Hysteresekonstante @ 1,5 T der unterschiedlichen SMC-Varianten in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungsdauer vor und nach Abzug der Ferritanteile, magnetischer Fluss durch die Scherfläche, Proben gepresst bei 800 MPa und RT (A=170 mm<sup>2</sup> gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize; A=260 mm<sup>2</sup> gepresst im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, Länge der Feldlinien: 20 mm), im erhaltenen Zustand (3P-Serie: 550°C; 5P-Serie: 650°C).**

Aus den angeführten Diagrammen wird ersichtlich, dass die vorigen Ausführungen bestätigt wurden, wonach durch die Korrekturmessungen die ausgegebenen Absolutwerte für die Hystereseverluste deutlich reduziert wurden. Zudem konnten auch die Diskrepanzen der Messergebnisse zwischen Proben unterschiedlicher Auflagefläche, die bei identischen Bedingungen erholungsgeglüht wurden, deutlich verringert werden. Dennoch zeigten die Vorversuche, dass die Verluste von Proben unterschiedlicher Größe nicht miteinander zu vergleichen sind, was auf die starke Abhängigkeit der Wirbelstromverluste von der vorhandenen Auflagefläche zurückzuführen ist.



**Abb. 37: Abhängigkeit der Wirbelstromkonstante von der Auflagefläche. Links: untersuchte SMC-Varianten, gepresst bei 800 MPa und RT im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, im erhaltenen Zustand (3P-Serie: 550°C für 15 min; 5P-Serie: 650°C für 15 min), magnetischer Fluss durch die Scherfläche; Rechts: einzelnes Stück eines Stahllaminats (Dicke: 0,30 mm), ausgerichtet quer zum magnetischen Fluss.**

Die dargestellten Resultate zeigen deutlich, dass eine Verringerung der Auflagefläche zu einer signifikanten Reduzierung der Wirbelstromverluste führt. Eine mögliche Ursache könnte die massive Beschädigung der Isolierung an den Scherflächen der SMC-Komponenten sein, welche wahrscheinlich durch die entstehenden Reibungen beim Auspressen entstehen:

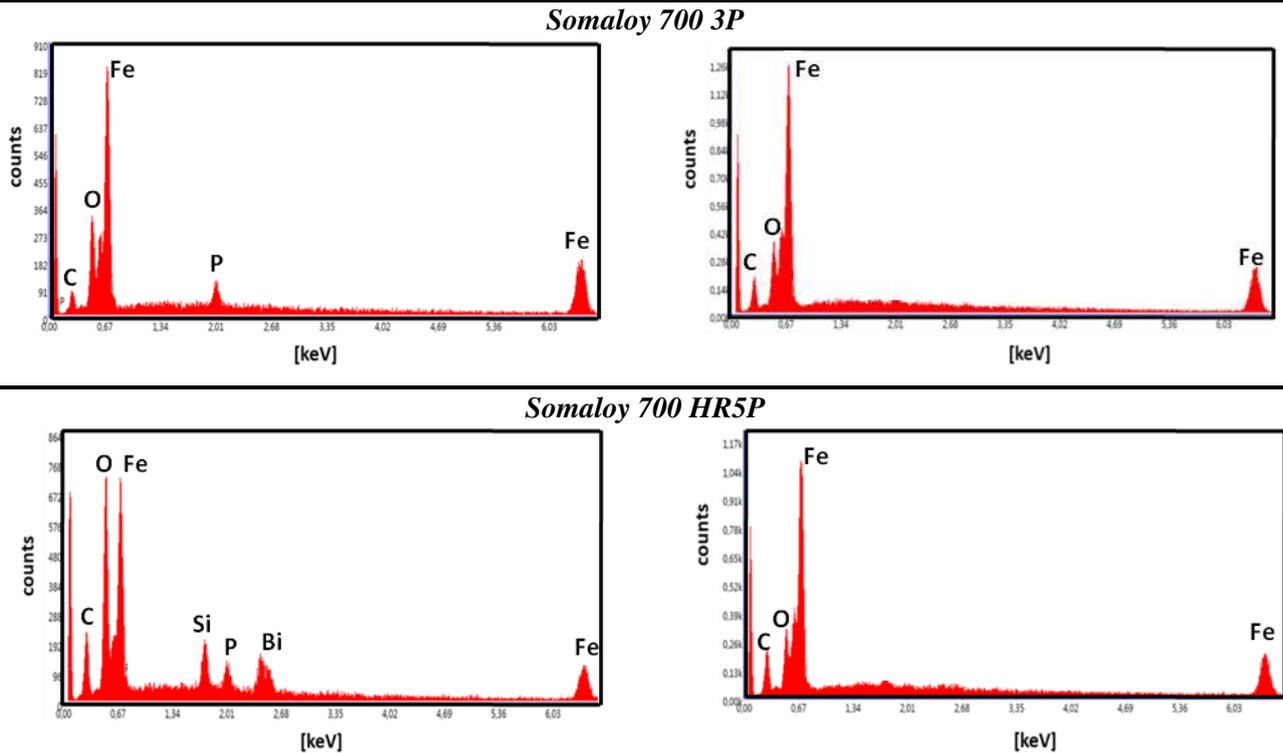


Abb. 38: EDX-Spektren an den untersuchten SMC-Presslingen, Bruchfläche (links) und Scherfläche (rechts), Proben gepresst bei 800 MPa bei RT.

Aus den EDX-Spektren ist deutlich zu erkennen, dass an der Scherflächen der Proben nahezu keine Isolierung vorhanden ist, ersichtlich anhand der fehlenden Signale der relevanten Elemente P, Si und Bi (siehe 4.1.). Dieser Zustand kommt dadurch zustande, dass durch das Verschmieren des Fe beim Auspressen eine durchgängige metallische Schicht erzeugt wird. Deshalb liegt an den Scherflächen der SMC-Komponenten näherungsweise der gleiche Zustand wie beim einzelnen Stück des Stahllaminats in Abb. 39 vor, welches quer zum magnetischen Fluss ausgerichtet wurde:

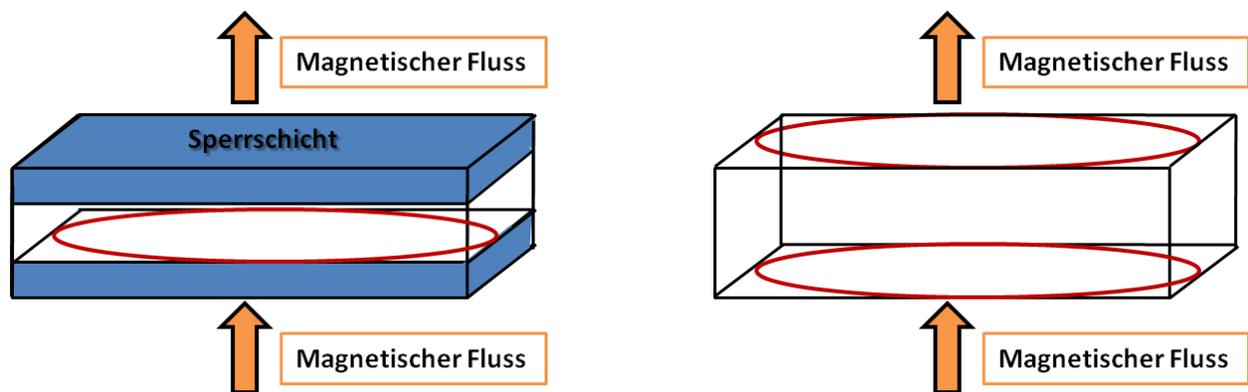
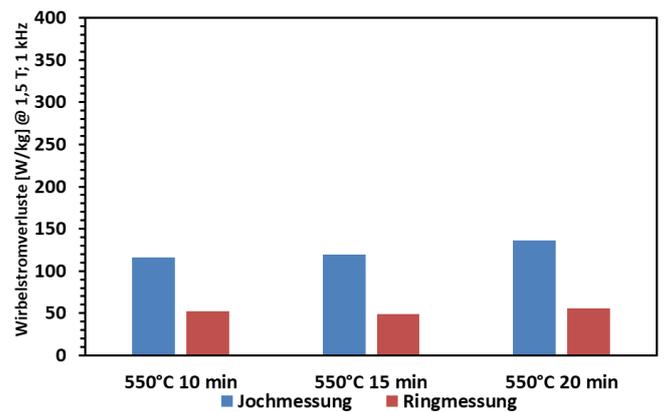
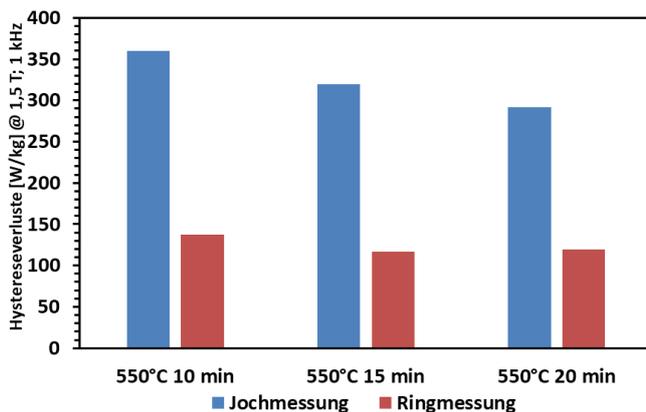


Abb. 39: Ausbreitung der Wirbelströme, (links) dargestellt anhand des Stahllaminats (quer ausgerichtet zum magnetischen Fluss); (rechts) dargestellt an der Oberfläche der SMC-Proben.

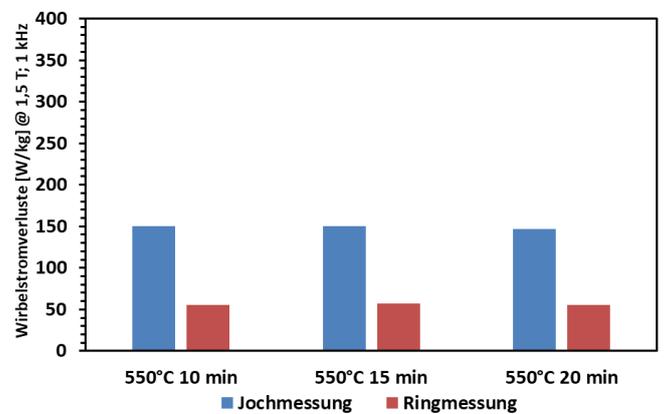
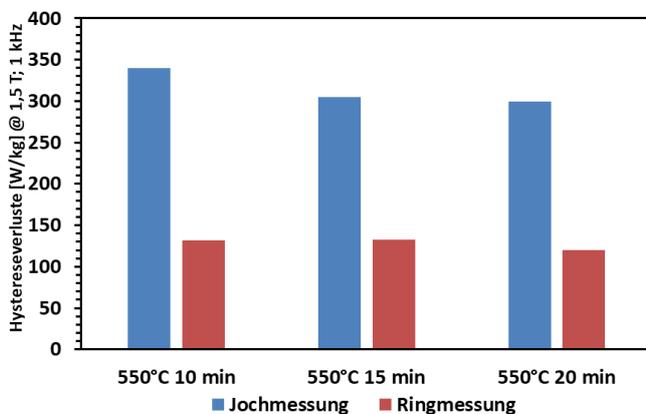
An Hand der außergewöhnlich hohen Wirbelstromkonstante des Stahllaminats, welches quer zum magnetischen Fluss ausgerichtet ist, besteht auch berechtigter Grund zur Annahme, dass die oberflächlichen Wirbelströme an den SMC-Proben einen signifikanten Anteil zum gesamten Wirbelstromverlust beisteuern. Da die Verringerung der Auflagefläche die Radien

der oberflächlichen Wirbelströme reduziert, wird infolgedessen auch ein Abfall der gesamten Wirbelstromverluste hervorgerufen. An dieser Stelle darf darauf verwiesen werden, dass wesentlich geringere Wirbelströme zu erwarten sind, sofern der magnetische Fluss durch die unbehandelten Stempelflächen gerichtet ist, da diese direkt nach dem Pressen keine durchgängige metallische Schicht aufweisen. Allerdings konnte diese Oberflächenbeschaffenheit nicht aufrechterhalten werden, da die Proben geschliffen wurden, um beim Pressen gebildete Krater, welche durch den Spalt zwischen Matrize und Stempel entstanden, zu entfernen, was auch zur Ausbildung einer durchgängig metallischen Oberfläche führte. Zudem zeigte Abb.33, dass ein direkter Vergleich von Messungen unterschiedlicher Probenorientierung ohnehin nicht zulässig ist. Auf jeden Fall machen diese Zusammenhänge darauf aufmerksam, dass die Resultate für die Wirbelstromverluste nicht mit Werten verglichen werden können, die aus Ringmessungen erhalten wurden. Verdeutlicht wird diese These durch die Resultate in Abb. 40. Um Ergebnisse der Joch- und der Ringmessung miteinander vergleichen zu können, wurden die kommerziellen Somaloy 700-Typen in einem Ringpresswerkzeug ( $d_{\text{außen}}$ : 55 mm;  $d_{\text{innen}}$ : 45 mm) mit Schwebematrize aus Hartmetall bei Raumtemperatur mit 800 MPa gepresst. Diese Proben wurden analog zu den Ausführungen in 3.2. nach der Double Step-Methode erholungsgelüht. Die Messung des Kernverlusts erfolgte an den ringförmigen Proben gemäß IEC 60404-6:2003.

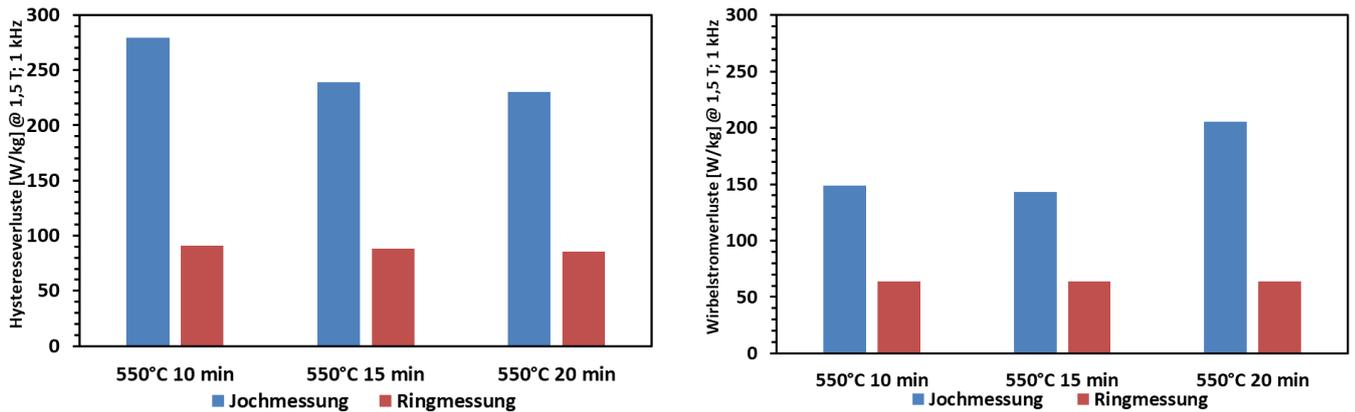
Somaloy 700 3P



Somaloy 700 HR3P



## Somaloy 700 HR5P



**Abb. 40: Vergleich zwischen den Joch- und Ringmessungen, Proben gepresst bei 800 MPa und RT in einem Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize, magnetischer Fluss der Jochmessung durch die Scherflächen der Proben, Auflagefläche ca. 170 mm<sup>2</sup>.**

Auf jeden Fall machen die dargestellten Resultate deutlich, dass die Messergebnisse stark von der Ausrichtung und Größe der Probe abhängig sind. Daher wird bei der Präsentation der nachfolgenden Ergebnisse die Größe der Auflagefläche inklusive der Durchflutungsrichtung angegeben. Die Länge der magnetischen Feldlinien in den SMC-Körpern wird nicht explizit angegeben, da diese bei allen hergestellten SMC-Körpern mit 20 mm (Breite der Schlagbiegeproben nach Charpy: 10 mm, 2 Proben pro Messung) konstant war.

## 4. Ergebnisse und Diskussion

Aus Gründen der Leserlichkeit werden die Rohdaten, welche für die Erstellung der eigenschaftsrelevanten Diagramme verwendet wurden, vor allem im Anhang zusammengefasst. Im folgenden Kapitel 4.1. werden zunächst die Resultate bezüglich der Pulvercharakterisierung erläutert, woraufhin in 4.2. die Untersuchung der kompakten SMC-Proben folgt.

### 4.1. Pulvercharakterisierung

Die folgende Tabelle zeigt die Fließfähigkeit und Füllichte der untersuchten SMC-Typen. Zu Vergleichszwecken sind auch die entsprechenden Daten eines Reineisentyps (ABC 100.30 der Fa. Höganäs) angegeben.

**Tab. 7: Fließfähigkeit und Füllichte der untersuchten Pulver.**

Pulver	Fließfähigkeit (s/50 g)	Stabw. (s/50 g)	Füllichte (g/cm <sup>3</sup> )	Stabw. (g/cm <sup>3</sup> )
Somaloy 700 3P-0,4% Lub	31	0,14	3,259	0,011
Somaloy 700 HR3P-0,4% Lub	31	0,45	3,220	0,016
Somaloy 700 HR5P-0,4% Lub	32	0,32	3,360	0,015
Somaloy 130i 5P-0,4% Lub	28	0,11	3,499	0,008
ABC 100.30	26	0,22	3,214	0,014
ABC 100.30 + 0,40% HWC	29	0,15	3,192	0,022

Es zeigte sich, dass im Vergleich zu den untersuchten Reineisenpulvern die SMC-Pulver vor allem bei der Fließfähigkeit schlechter abschneiden. Die Ursache ist, dass es sich bei den SMC-Pulvern um kommerzielle Varianten handelt, welche bereits ausgewählte Mengen an Schmieradditiven enthalten. Dies kann durch die Tatsache bestätigt werden, dass auch die Fließfähigkeit des ABC 100.30-Pulvers durch die Zugabe von 0,40 wt% HWC deutlich verschlechtert wird (26 s/50g → 29 s/50g). Dazu kommt, dass die feinere Variante (Somaloy 130i 5P) eine geringfügig bessere Fließfähigkeit aufweist.

Um einen Überblick über die anwesenden Elemente in den SMC-Pulvern zu erhalten, wurden die RFA-Messungen, welche direkt an den losen Pulvern durchgeführt wurden, herangezogen. Tab. 8 legt dar, dass für die untersuchten Elemente äußerst geringe Anteile detektiert wurden. Einerseits könnte hier argumentiert werden, dieser Zusammenhang kommt dadurch zu Stande, dass die vorliegende Eisenbasis der SMC-Pulver eine hohe Reinheit aufweist. Andererseits muss aber auch beachtet werden, dass hier das lose Pulver gemessen wurde, und hinsichtlich der vorhandenen Isolierschichten eine Aussage über die Reinheit des Fe durch die vorliegenden Messresultate nicht zu 100% zulässig ist. Allerdings darf auf die Resultate in 4.2.2. verwiesen werden, wo gezeigt wird, dass die gepressten SMC-Varianten, trotz Porosität (Wirkung als Demagnetisierungsfelder) und der vorliegenden Isolierschichten (diese reduzieren den Anteil an ferromagnetischen Material) sehr hohe massenspezifische magnetische Sättigungen im Bereich von 262  $\mu\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{kg}$  – 265  $\mu\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{kg}$  aufweisen und im Bereich des Literaturwertes von reinem Fe liegen (273  $\mu\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{kg}$ ). Dementsprechend kann von einer relativ hohen Reinheit der

Fe-Basis ausgegangen werden. Zwar besteht, wie in der Literatur des Öfteren beschrieben wird, die Möglichkeit, vorlegierte Pulver (z.B. mit Si) zu verwenden, um die Wirbelstromverluste zu reduzieren, was aber auf der anderen Seite zu einer weitaus schlechteren Verpressbarkeit führt. Daher legen diese Ergebnisse nahe, dass bei den verwendeten SMC-Typen möglichst hohe Dichten in Kombination mit weichmagnetischen Eigenschaften angestrebt werden.

**Tab. 8: Resultate der RFA-Messung.**

Element	Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P
Mo	0,01%	0,01%	0,01%	0,01%
Nb	-	-	-	-
Cu	0,02%	0,03%	0,03%	0,03%
Ni	0,03%	0,02%	0,02%	0,02%
Mn	0,06%	0,06%	0,06%	0,05%
Cr	0,04%	0,03%	0,04%	0,02%
V	-	-	-	-
Ti	-	-	-	-
S	-	0,01%	0,01%	-
P	0,03%	0,04%	0,02%	0,05%
Si	0,01%	0,01%	0,03%	0,06%

### 4.1.1. Identifizierung der Isolierschichtbestandteile

Die REM-Aufnahmen und EDX-Messungen weisen darauf hin, dass die SMC-Partikel mit den entsprechenden Presshilfsmitteln beschichtet und diese nicht einfach zugemischt wurden. Dies ist durch die Tatsache zu begründen, dass, trotz der bekannten Zusätze an Gleitmitteln neben den SMC-Partikeln keinerlei freie organische Partikel nachgewiesen werden konnten. Zudem zeigen die EDX-Spektren signifikante Mengen an C an der Oberfläche der SMC-Pulver.

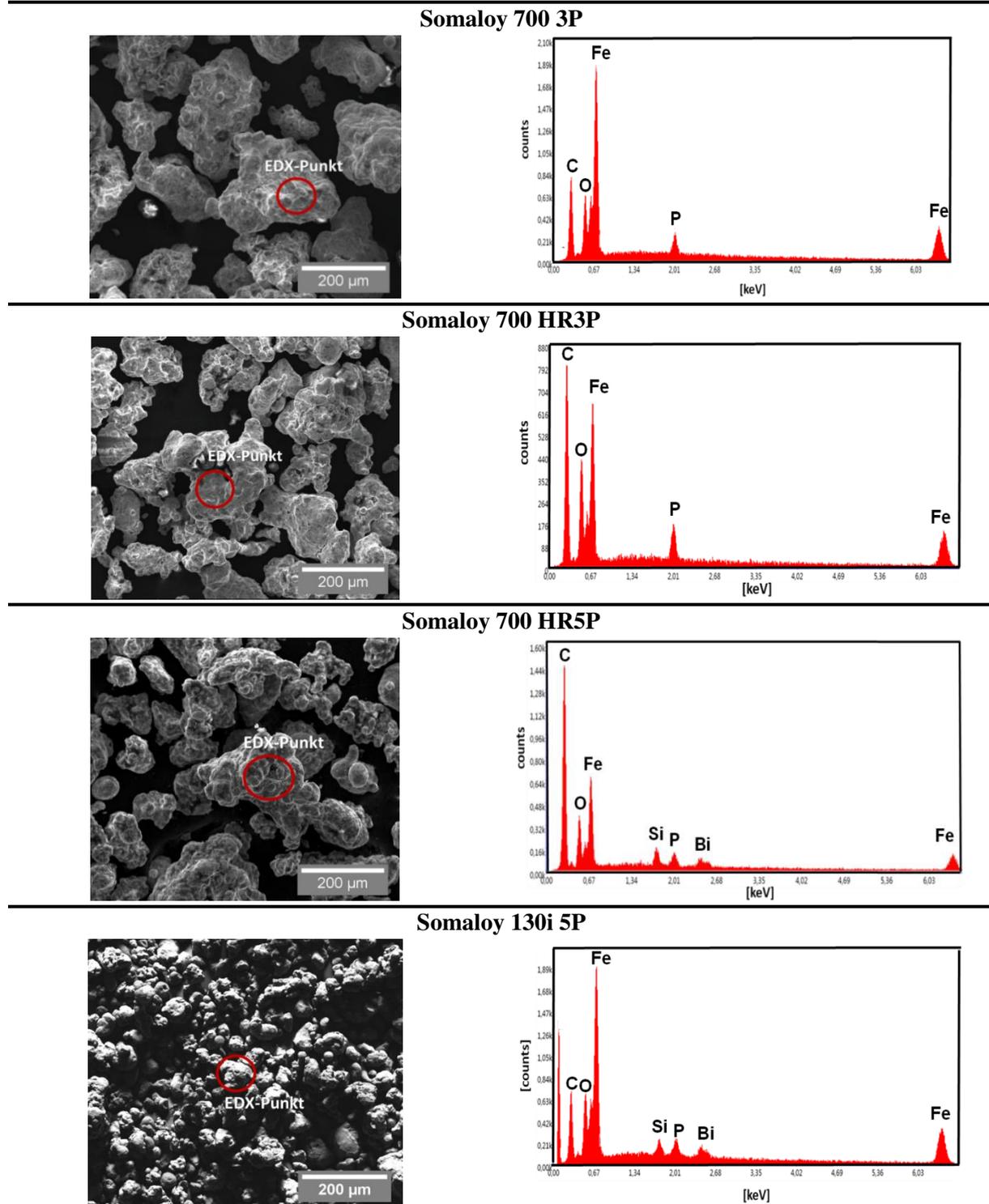


Abb. 41: EDX-Spektren inklusive Markierungspunkte, aufgenommen bei 10 keV.

Anhand von Tab. 9 sind die identifizierten Isolierschichtbestandteile in den jeweiligen SMC-Typen aufgelistet. Dieser Tabelle ist zu entnehmen, dass sich die eingesetzte Isolierung der 3P-Serie grundlegend von jener der 5P-Serie unterscheidet. Diese Tatsache ist auch nicht weiter überraschend, bedenkt man, dass es sich hier um unterschiedliche SMC-Serien des Herstellers handelt. Im Zuge der XPS-Messungen wurde die Oberfläche schrittweise durch Sputtern solange abgetragen, bis Signale aus dem Substrat - metallisches Fe - detektiert wurden (Anmerkung: hohe Oberflächensensitivität des Verfahrens). Dabei wurden ausgehend vom Ausgangszustand (ungesputterte Pulver) bis zum Erreichen des Metallsubstrats keine weiteren Verbindungen als diejenigen, welche in Tab.9 dargestellt sind, identifiziert. Dementsprechend ist die Anwesenheit von weiteren Bestandteilen in der Sperrschicht auszuschließen. Zudem sind keine organische Isolierschichtbestandteile vorhanden, da nach zufriedenstellender Entwachsung bzw. nach dem Erholungsglühen kaum noch nennenswerte C-Gehalte erfasst wurden (siehe Abb.63).

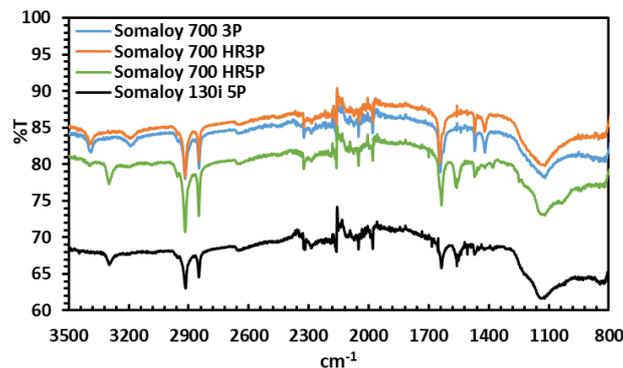
**Tab. 9: Isolierschichtbestandteile der untersuchten SMC-Typen.**

Somaloy 700 3P/Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P/Somaloy 130i 5P
1) $FePO_4$	1) $FePO_4$
2) Eisenoxid	2) Organisches Si
	3) $Bi-Bi_2O_3$
	4) Eisenoxid

In den nachfolgenden Kapiteln folgt die Darstellung der Resultate, welche zur Identifizierung der jeweiligen Isolierschichtbestandteile führten.

#### 4.1.1.1. $FePO_4$

Einerseits erfolgte der Nachweis der  $FePO_4$ -Schicht durch die P-Signale in den EDX-Spektren (Abb. 41). Weiters konnte durch die ATR-IR- und XPS-Messungen eindeutig ermittelt werden, dass der oberflächennahe P in Form eines Phosphats vorliegt (Abb. 42). Dabei stimmt die Lage der Phosphatbande in den IR-Spektren bei ca.  $1100\text{ cm}^{-1}$  sehr gut mit den Literaturwerten überein [103-104].



**Abb. 42: ATR-IR-Spektren der untersuchten SMC-Typen (Ausgangszustand).**

Die weiteren Banden, welche neben der Phosphatbande detektiert wurden, sind auf organische Bestandteile zurückzuführen, welche den beigemengten Presshilfsmitteln zuzuordnen sind. Bezüglich der XPS-Spektren ist anzumerken, dass unterschiedliche Sputterraten notwendig waren, um ausreichend Signale aus der Isolierschicht zu erhalten. Zu Beginn dominierte in den XPS-Spektren nämlich der C aus dem Presshilfsmittel. Zudem ist auch bekannt, dass speziell

sehr oberflächensensitive Verfahren wie XPS dünne Lagen an C-reichen Verbindungen, die an der Oberfläche adsorbiert vorliegen und v.a. aus der Umgebungsluft stammen, erfassen. Daher handelt es bei den nachfolgenden Angaben der XPS-Messungen um jene Ergebnisse, die bei Sputterzeiten von 100 s – 200 s erhalten wurden.

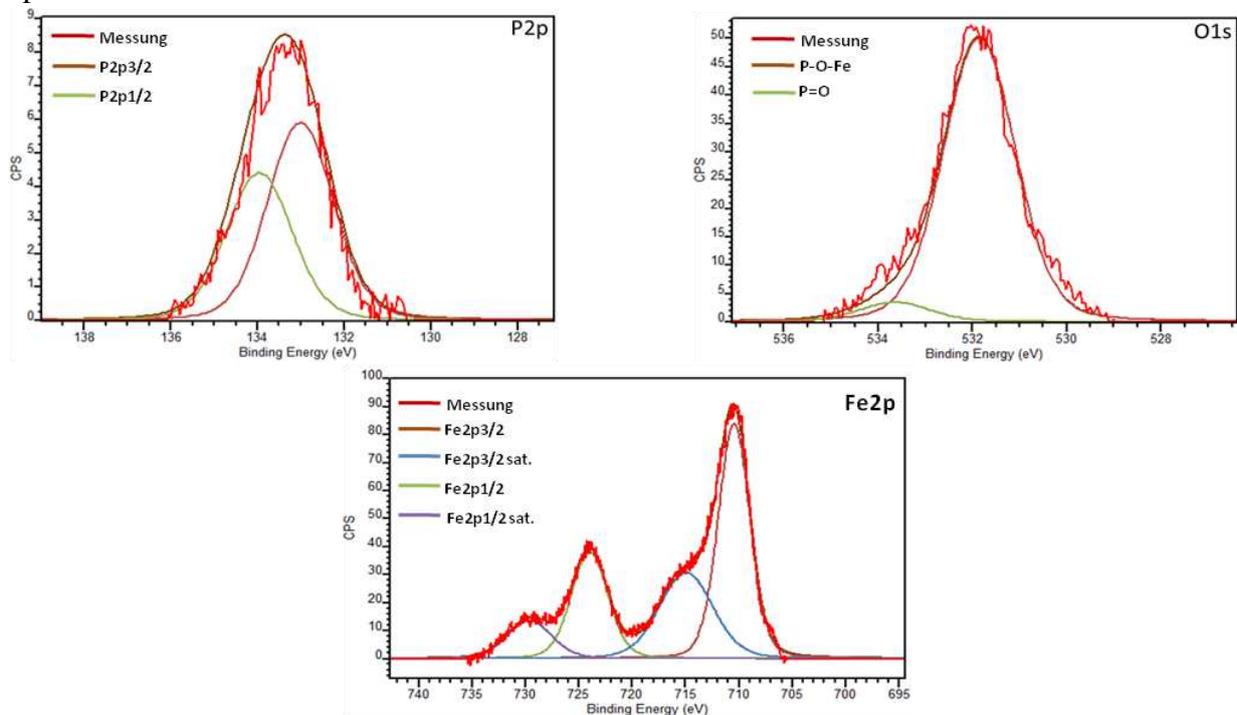


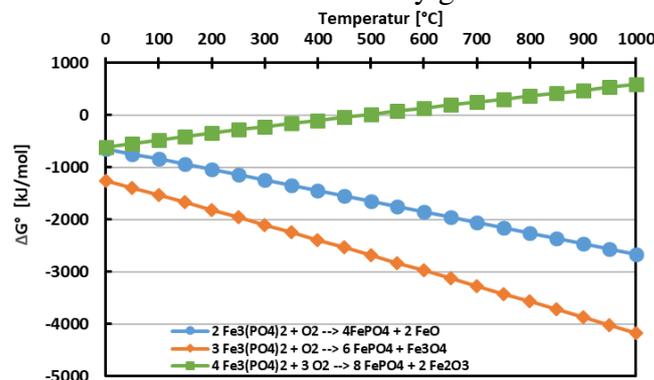
Abb. 43: P2p-, O1s und Fe2p-Detailspektren, repräsentativ gezeigt anhand des Somaloy 700 3P-Pulvers (Ausgangszustand, Sputterzeit: 120 s), inklusive erstellter Fit-Kurven.

Tab. 10: Bindungsenergien der P2p- und O1s- Zustände, erhalten aus den XPS-Detailspektren, inklusive Vergleich mit den Literaturwerten für FePO<sub>4</sub> [21-22; 105-106].

P2p-Zustände				
Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P	FePO <sub>4</sub> -Literatur
P2p3/2: 133,1 eV	P2p3/2: 133,1 eV	P2p3/2: 133,5 eV	P2p3/2: 133,4 eV	P2p3/2: 133,7 eV
P2p1/2: 134,0 eV	P2p1/2: 134,0 eV	P2p1/2: 134,4 eV	P2p1/2: 134,4 eV	P2p1/2: 134,6 eV
O1s-Zustände				
Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P	FePO <sub>4</sub> -Literatur
Fe-O-P: 531,7 eV	Fe-O-P: 531,4 eV	Fe-O-P: 531,3 eV	Fe-O-P: 531,5 eV	Fe-O-P: 531,7 eV
P=O: 533,5 eV	P=O: 533,2 eV	P=O: 533,1 eV	P=O: 533,3 eV	P=O: 533,5 eV
Fe2P-Zustände				
Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P	Fe(III)-Literatur
Fe2p3/2: 710,7 eV	Fe2p3/2: 710,6 eV	Fe2p3/2: 710,6 eV	Fe2p3/2: 710,7 eV	Fe2p3/2: 710,8 eV
Fe2p1/2: 724,3 eV	Fe2p1/2: 724,2 eV	Fe2p1/2: 724,2 eV	Fe2p1/2: 724,3 eV	Fe2p1/2: 724,4 eV

Die FePO<sub>4</sub>-Schicht konnte durch sämtliche Detailspektren (P2p-, O1s- und Fe2p) nachgewiesen werden, da in allen Fällen eine überaus zufriedenstellende Übereinstimmung mit Datenbankwerten erhalten wurde (Abb. 43 und Tab. 10). Sowohl die Lage des P2p-Signals bei ca. 133 eV als auch die Aufspaltung der P2p3/2- und P2p1/2-Zustände von ca. 0,9 eV deckt sich mit den Angaben aus den verwendeten XPS-Datenbanken [21-22; 105-106]. Bei Betrachtung der Phosphatbindung wird ersichtlich, dass zwei verschiedene Typen von Sauerstoffatomen -Fe-O-P bzw. P=O - zu berücksichtigen sind, welche jeweils eine andere chemische Umgebung aufweisen. Daher wurden durch die Phosphatbindung zwei

unterschiedliche Signale im O1s-Spektrum generiert. Auch hier wurde, analog zu den P2p-Spektren, eine gute Übereinstimmung zwischen Messung und Literaturwert für die Phosphat-Bindung erzielt, sowohl in der Lage (ca. 531 eV) als auch in der Aufspaltung des Signals (ca. 1,8 eV). Zudem konnte anhand des Oxidationszustandes des Fe nachgewiesen werden, dass es sich bei der vorliegenden Schicht um Fe(III)-Phosphat handelt. Die Literatur ist hierzu nämlich oft widersprüchlich. Zum einen werden Arbeiten publiziert, in denen im Bereich von SMC-Pulvern stets von Eisen(III)-Phosphat die Rede ist [60-61; 73]. Zum anderen existieren Publikationen - speziell solche, die das Phosphatieren von Eisenpulvern behandeln [89] - bei denen die Ausbildung von Eisen(II)-Phosphat beschrieben wird. Eine mögliche Ursache könnte sein, dass sich zwar beim Phosphatieren von Eisenpulvern zunächst Eisen(II)-Phosphat ausbildet, welches allerdings bei der späteren Lagerung an Luft durch den anwesenden Sauerstoff zum Eisen(III)-Phosphat oxidiert wird. Diese Ausführungen werden auch durch thermodynamische Simulationen von HSC. Chemistry gestützt:

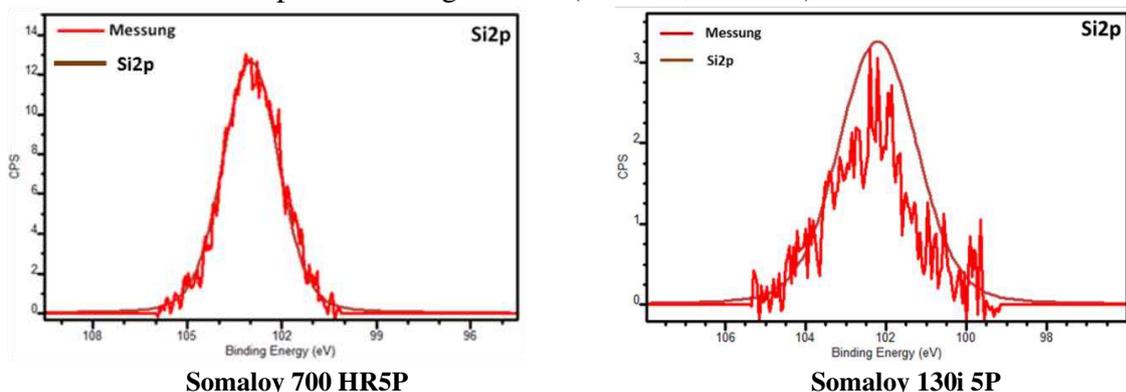


**Abb. 44:** Freie Reaktionsenthalpie der Reaktion von Fe(II)-Phosphat mit Sauerstoff unter der Bildung von verschiedenen Eisenoxiden, berechnet mit HSC Chemistry.

Die angeführte Graphik zeigt, dass im Temperaturbereich von 0°C – 500°C alle gezeigten Reaktionen thermodynamisch möglich sind, repräsentiert durch eine negative freie Reaktionsenthalpie. Demnach ist  $\text{Fe}_3(\text{PO}_4)_2$  bei Lagerung an Luft instabil, wobei es zur Ausbildung des nachgewiesenen  $\text{FePO}_4$  kommt.

#### 4.1.1.2. Organisches Si

Weiters wurde bei den Pulvern der 5P-Serie, im Gegensatz zur 3P-Serie, die Anwesenheit von weiteren Komponenten nachgewiesen, wodurch die Isolierschicht einen komplexeren Aufbau aufweist. Einerseits wurde eine organische Si-Schicht durch die entsprechenden Si-Signale in den EDX- und XPS-Spektren nachgewiesen (Abb. 41, Abb. 45).



**Abb. 45:** Nachweis von Si in den Somaloy Pulvern der 5P-Serie anhand der XPS-Detailspektren.

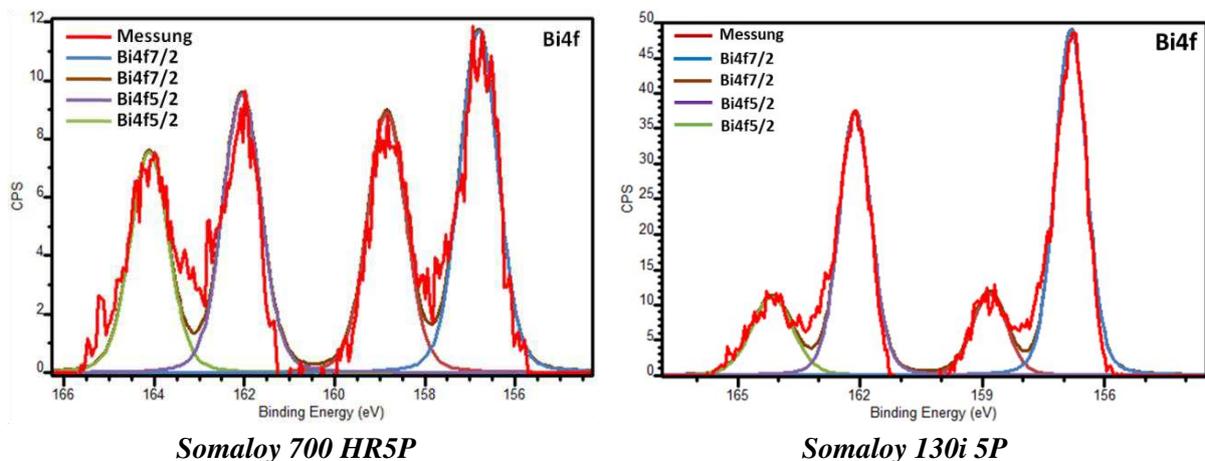
**Tab. 11: Bindungsenergien der Si2p-Zustände, erhalten aus den XPS-Detailspektren [105-106].**

Si2p				
Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P	Si-Literatur	SiO <sub>2</sub> -Literatur	Org. Si-Literatur
102,2 eV	102,3 eV	99,4 eV	103,5 eV	102,0 eV

Dabei weist die Bindungsenergie des Si2s-Zustandes in Tab. 11 auf eine oxidierte Form hin, wobei die beste Übereinstimmung mit organischen Si-Verbindungen gegeben ist. Die Anwendung von Si-reichen Verbindungen in Isolierschichten von SMCs ist in der Literatur bestens bekannt. Dabei können sowohl SiO<sub>2</sub>- als auch organische Si-Schichten (z.B. 3-Amino-Propyltriethoxy-Silan) eingesetzt werden. Beide Varianten werden vor allem bei phosphatierten SMC-Partikeln gerne eingesetzt, um die thermische Beständigkeit der Isolierung zu verbessern [23; 81]. Bei den erwähnten organischen Si-Schichten handelt es sich um thermisch aktivierbare Verbindungen, welche sich bei Wärmebehandlungstemperaturen > 500°C zersetzen können und die gewünschte SiO<sub>2</sub>-Schicht unter Entfernung der organischen Bestandteile ausbilden. An dieser Stelle darf auf die Resultate des Kapitels 4.1.2. verwiesen werden, wobei die analogen Mechanismen in den vorliegenden Pulvertypen nachgewiesen wurden.

#### 4.1.1.3. Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Auch der Nachweis der Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht erfolgte durch die entsprechenden Bi-Signale in den EDX- und XPS-Messungen. Die dazugehörigen Bi4f-Detailspektren verdeutlichen, dass das oberflächennahe Bi sowohl metallisch als auch in Form des Oxids (Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) vorliegt.



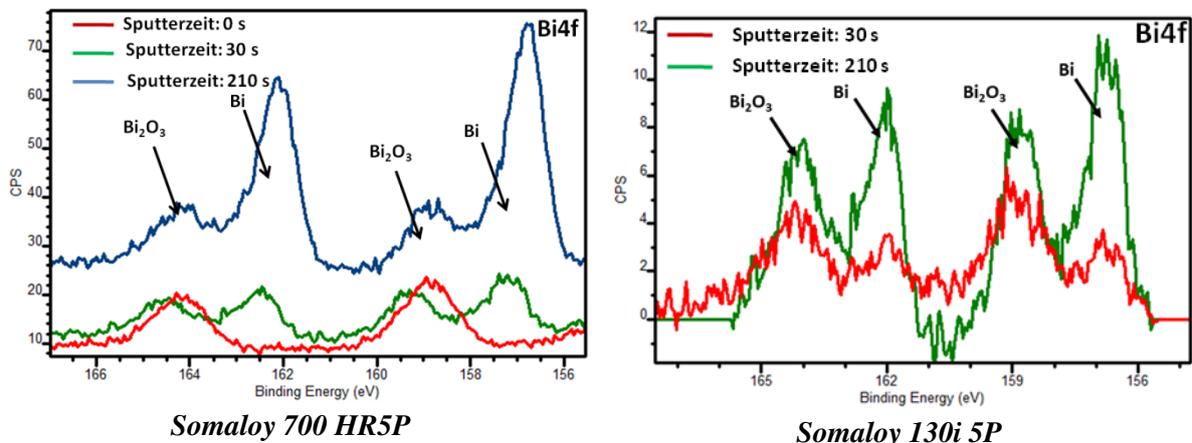
**Abb. 46: Nachweis von Bi in den Somaloy Pulvern der 5P-Serie anhand der entsprechenden XPS-Detailspektren.**

**Tab. 12: Bindungsenergien der Bi4f-Zustände, erhalten aus den XPS-Detailspektren [105-106].**

Bi4f			
Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P	Bi-Literatur	Bi <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -Literatur
Bi4f7/2: 156,8 eV+158,8 eV	Bi4f7/2: 156,9 eV+158,7 eV	Bi4f7/2: 156,9 eV	Bi4f7/2: 159,3 eV
Bi4f5/2: 162,1 eV+164,1 eV	Bi4f5/2: 162,2 eV+164,2 eV	Bi4f5/2: 162,2 eV	Bi4f5/2: 164,4 eV

In beiden Fällen stimmen sowohl die Bindungsenergien als auch die Signalaufspaltungen gut mit den Datenbankwerten überein. Diesbezüglich zeigten steigende Sputterraten, dass die dünne Lage des metallischen Bi unterhalb des Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> vorliegt (Abb. 47). Bei ungesputterten Pulvern dominieren nämlich die Signale des Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Bi-4f7/2 bei ca. 159 eV), während bei

höheren Sputterzeiten jene Signale verstärkt auftreten, die auf metallisches Bi (Bi-4f7/2 bei ca. 157 eV) zurückzuführen sind.

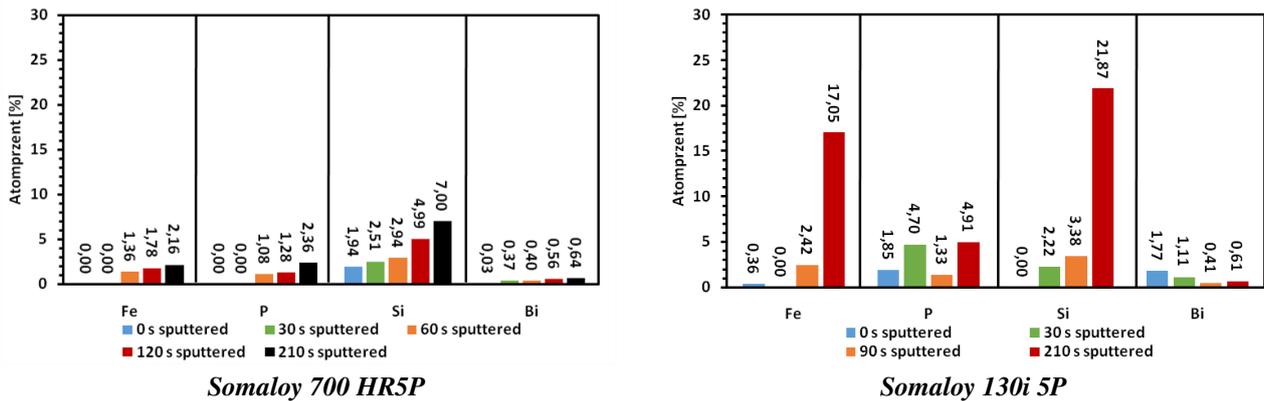


**Abb. 47: Veränderung des Bi-4f-Spektrums bei den Pulvern der 5P-Serie mit steigenden Sputterzeiten.**

Eine Erklärung könnte sein, dass im Zuge der Pulverbeschichtung der Hersteller zunächst metallisches Bi einsetzt, welches nachfolgend durch Lagerung an Luft oder bei milden Temperaturen unvollständig oxidiert wird. Da  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  den elektrisch isolierenden Part darstellt, liegt auch der Schluss nahe, dass diese Verbindung in der fertigen SMC-Komponente die Ausbreitung der Wirbelströme inhibieren soll. Denn auch der Einsatz von  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ -Isolierschichten im Bereich von SMCs wurde bereits in der Literatur beschrieben. Dabei spielen nicht nur die isolierenden Eigenschaften, sondern auch zusätzliche Charakteristiken eine entscheidende Rolle. Durch den Einsatz dieser Verbindung soll nämlich das Ausmaß von mechanisch induzierten Schäden in der Isolierschicht, die beim Pressvorgang entstehen, verringert werden. Als auftretender Mechanismus wurde ein „superplastisches“ Verhalten publiziert, wobei die plastische Deformation des  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  gut mit jener des Eisenbasis-Partikels übereinstimmt und darunterliegende Schäden überdeckt werden. Allerdings ist ein superplastisches Verhalten des  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  bei handelsüblichen Pressbedingungen nicht denkbar, da hier äußerst hohe Temperaturen und sehr lange Haltezeiten erforderlich sind. Hier darf an die Ausführungen im Kapitel 4.1.2. verwiesen werden, die einen alternativen Mechanismus zur Überdeckung von mechanisch induzierten Schäden in der Isolierung beschreiben.

#### 4.1.1.4. Schichtabfolge

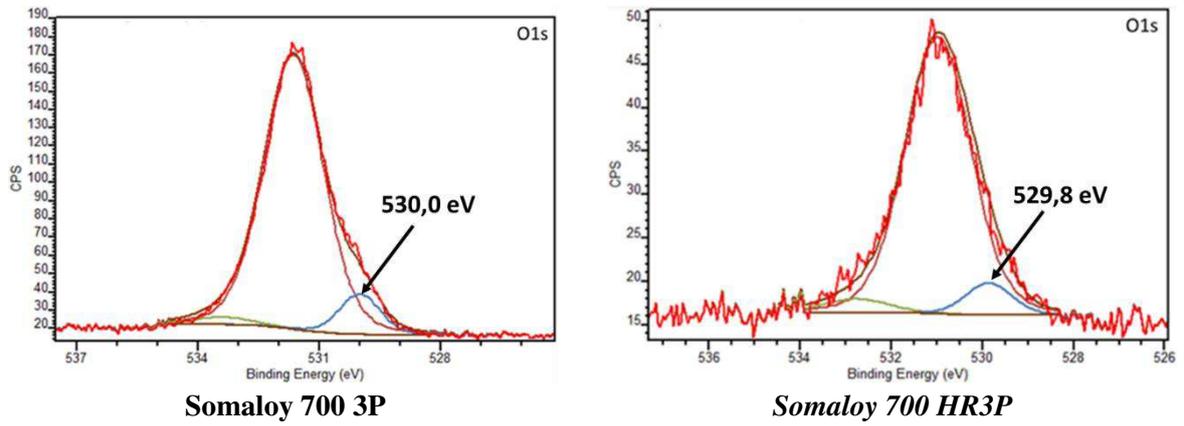
Aus den vorigen Ausführungen geht also hervor, dass die Pulver der 5P-Serie, im Gegensatz zu den 3P-Typen, eine Multi-Layer-Isolierung aufweisen, wobei durch die Modifizierung des  $\text{FePO}_4$  thermisch und mechanisch induzierte Schäden inhibiert werden sollen. Durch die Quantifizierung aus den XPS-Spektren konnte die Schichtabfolge ermittelt werden. Als Grundlage diente die Reihenfolge, mit der die verschiedenen Elektronen durch sukzessives Sputtern erfasst wurden.



**Abb. 48: Quantifizierung der detektierten Elemente durch die XPS-Übersichtsspektren bei den Somaloy-Pulvern der 5P-Serie in Abhängigkeit von der Sputterrate, Pulver im Ausgangszustand.**

Hier verdeutlichen die Graphiken, dass bei kurzen Sputterzeiten keine bzw. nicht ausreichende Signale für Fe und P erhalten wurden, während Si und Bi detektiert werden konnten. Erst bei längeren Sputterzeiten wurde die Oberfläche in einem Ausmaß abgetragen, dass Fe- und P-Elektronen aus der Phosphatschicht den Detektor streuungsfrei erreichen konnten. Dies bedeutet, dass die  $\text{FePO}_4$ -Schicht unterhalb der Si-reichen und der Bi/ $\text{Bi}_2\text{O}_3$ -Schicht liegt. Weiters deuten die Resultate des Somaloy 130i 5P-Pulvers darauf hin, dass die Bi/ $\text{Bi}_2\text{O}_3$ -Schicht die oberste Lage der Isolierung darstellt, da durch sukzessives Sputtern die Bi-Signale fortschreitend reduziert wurden, während jene des Si anstiegen. Bei den Messungen der groben 5P-Variante waren die maximalen Sputterzeiten anscheinend unzureichend, um das analytische Volumen innerhalb der Bi/ $\text{Bi}_2\text{O}_3$ -Schicht zu verringern. Dennoch ist davon auszugehen, dass die Bi/ $\text{Bi}_2\text{O}_3$ -Schicht die oberste Lage darstellt, da die bisherigen Resultate darlegen, dass beide Varianten die gleiche Isolierung tragen. Auffällig sind zudem die ausgeprägten Si-Signale der feinen Variante, welche vermutlich auf lokale Anhäufung der Si-reichen Schicht zurückzuführen sind.

Zudem konnten bei den Pulvern der 3P-Serie zusätzliche Signale in den O1s-Spektren, dargestellt in Abb. 49, nachgewiesen werden. Anzuführen ist, dass diese Signale erst bei längeren Sputterzeiten beobachtet werden konnten, während jene der O-Atome, welche dem Phosphat zugehörig sind, schon früher auftraten. Dementsprechend handelt es sich hier um Elektronen, deren Ursprung unterhalb der vorliegenden  $\text{FePO}_4$  liegt. Laut den Bindungsenergien dieser Elektronen handelt es sich um O-Atome von Metalloxiden [105-106], wobei es sich höchstwahrscheinlich um thermodynamisch stabile Eisenoxide an der Oberfläche des Fe-Substrats handelt. Aufgrund des oberflächlichen  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ , dessen O1s-Signale mit jenen von Eisenoxiden überlappen, konnte bei den Pulvern der 5P-Serie die Anwesenheit von Eisenoxiden anhand der XPS-Messungen nicht beurteilt werden. Allerdings ist anzunehmen, dass die oberflächlichen Eisenoxide auch bei den Pulvern der 5P-Serie vorliegen, da die bisherigen Resultate den Schluss zulassen, dass der chemische Aufbau der Eisenbasis gleich ist (Unterschied zwischen Somaloy 700 und Somaloy 130i ist die Partikelgröße der Pulverfraktion).



**Abb. 49:** Nachweis von Metalloxiden anhand der O1s-Spektren unterhalb der  $FePO_4$ -Schicht, Pulver gesputtert für 180 s.

## 4.1.2. Thermisch induzierte Veränderung der Oberfläche

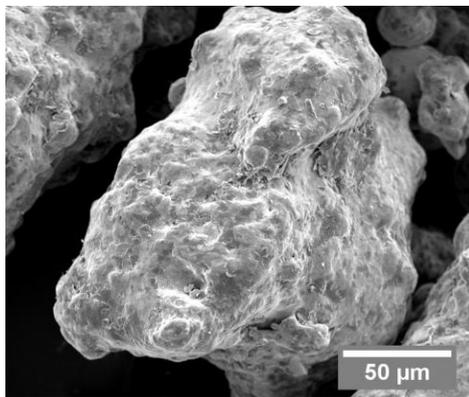
Durch die Wärmebehandlung der SMC-Pulver ergaben sich signifikante Veränderungen in der Oberfläche der Partikel. Diese Veränderungen wurden nach dem folgenden Schema sortiert:

- Oberflächenmorphologie
- FePO<sub>4</sub>-Schicht
- Organisches Si (Pulver der 5P-Serie)
- Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht (Pulver der 5P-Serie)

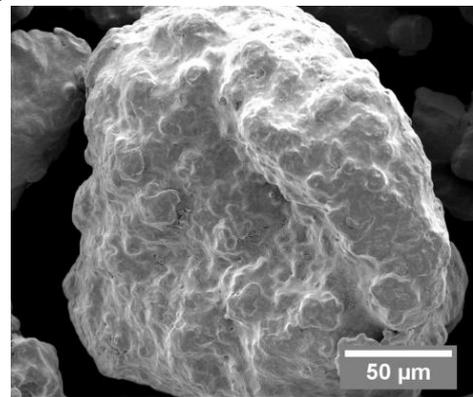
### 4.1.2.1. Oberflächenmorphologie

Die Darstellungen in Abb. 50 verdeutlichen, dass durch die Wärmebehandlung der Pulver eine signifikante Veränderung der Oberflächenstruktur resultiert. Im Ausgangszustand weisen die SMC-Pulver eine „verschmierte“, grobstrukturierte Oberfläche auf, während im wärmebehandelten Zustand glatte und feinstrukturierte Oberflächen erkennbar sind. Diese Zusammenhänge sind primär auf das Entfernen des Presshilfsmittels zurückzuführen, bedenkt man, dass bereits in 4.1.1. argumentiert wurde, dass die SMC-Partikel mit den entsprechenden Gleitmitteln beschichtet wurden. Zudem werden diese Aussagen durch die ATR-IR-Spektren der wärmebehandelten Pulver verifiziert. Hier ist zu erkennen, dass die Banden, die organischen Komponenten zuzuordnen sind, durch steigende Wärmebehandlungstemperaturen deutlich reduziert wurden.

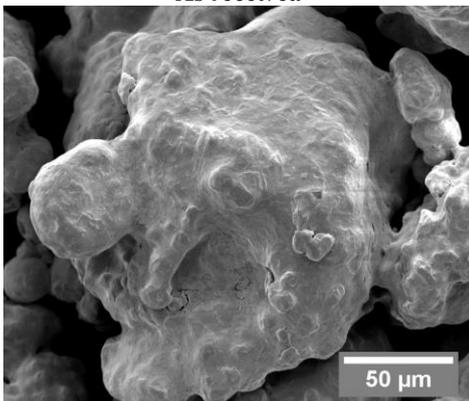
REM-Aufnahmen  
Somaloy 700 3P



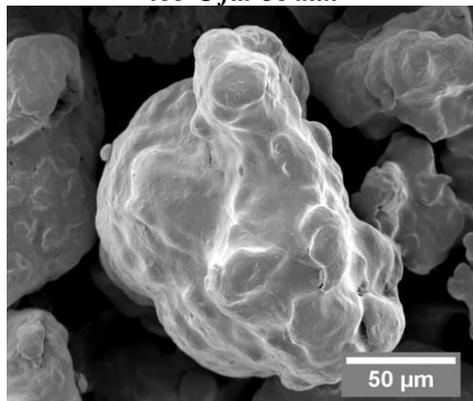
*As received*



*400°C für 30 min*

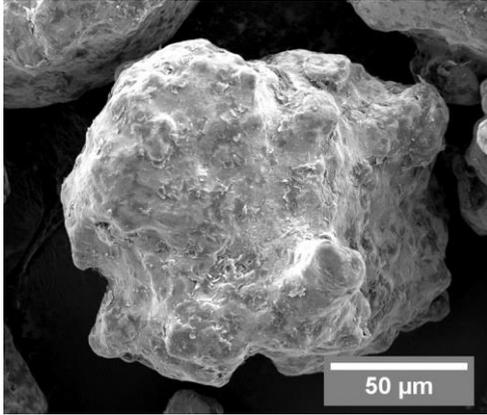


*500°C für 30 min*

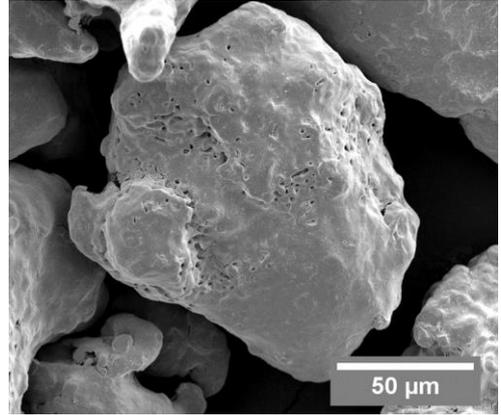


*600°C für 30 min*

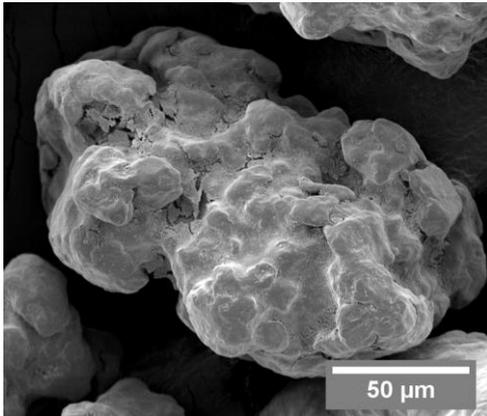
**Somaloy 700 HR3P**



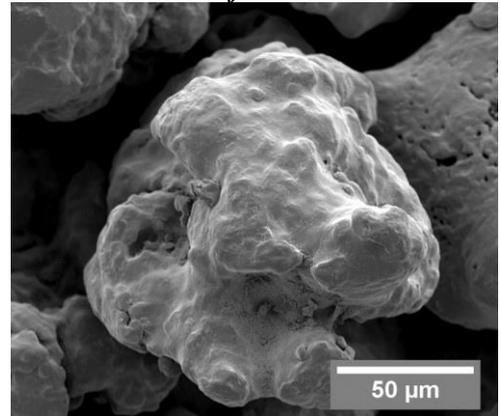
*As received*



*400°C für 30 min*

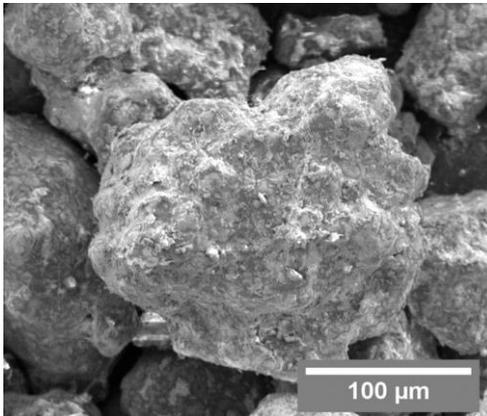


*500°C für 30 min*

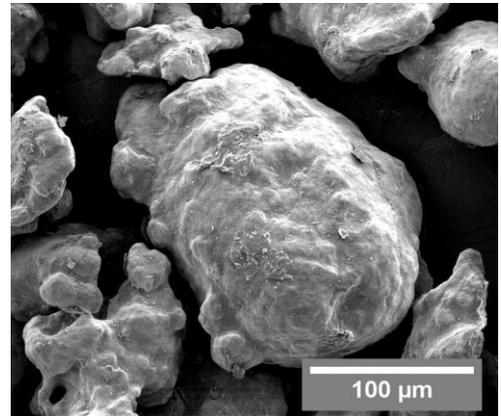


*600°C für 30 min*

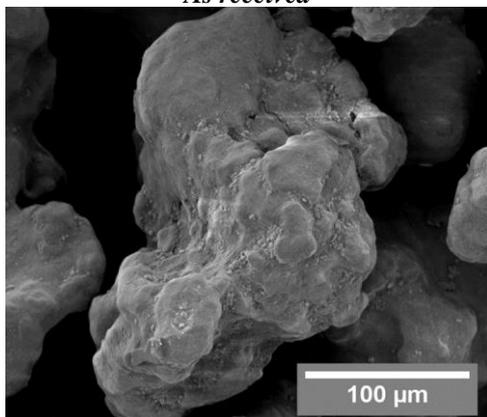
**Somaloy 700 HR5P**



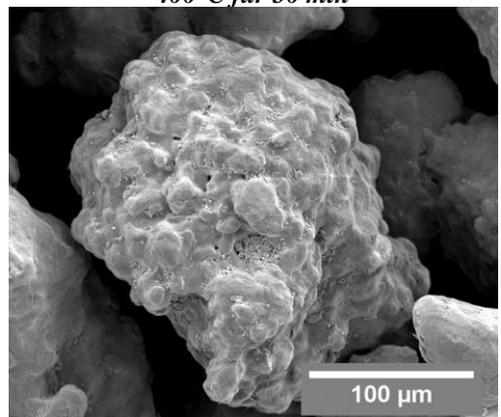
*As received*



*400°C für 30 min*

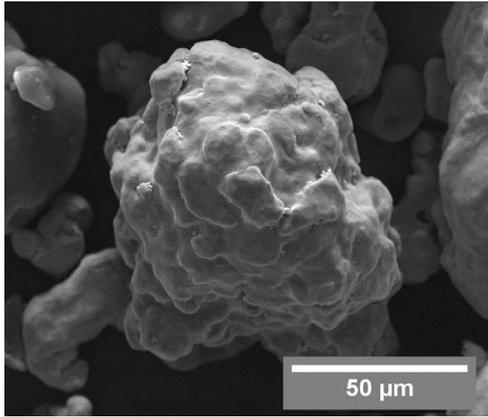


*500°C für 30 min*

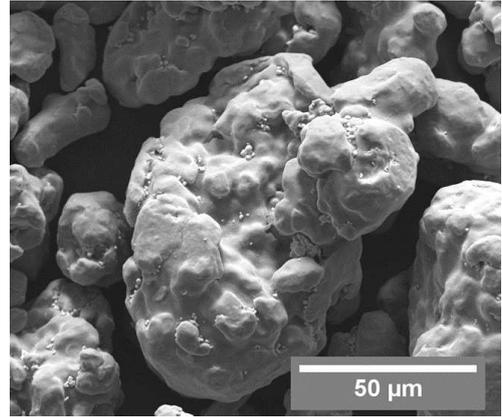


*600°C für 30 min*

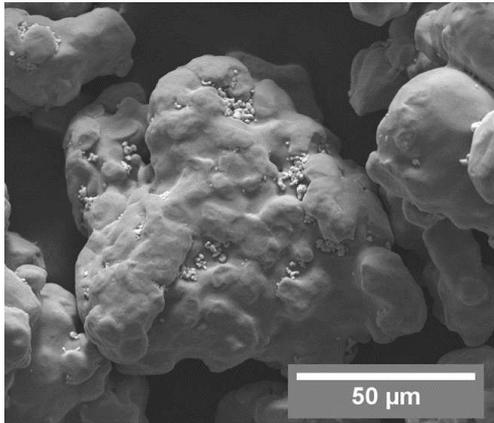
**Somaloy 130i 5P**



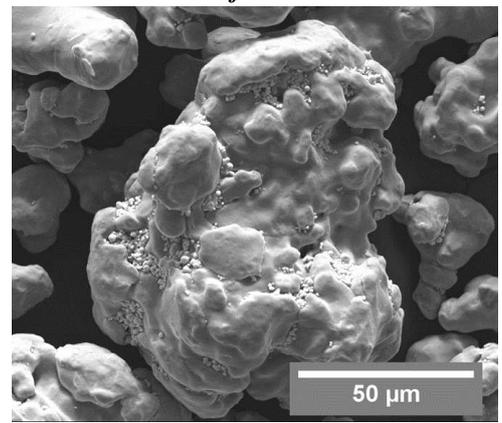
*As received*



*400°C für 30 min*

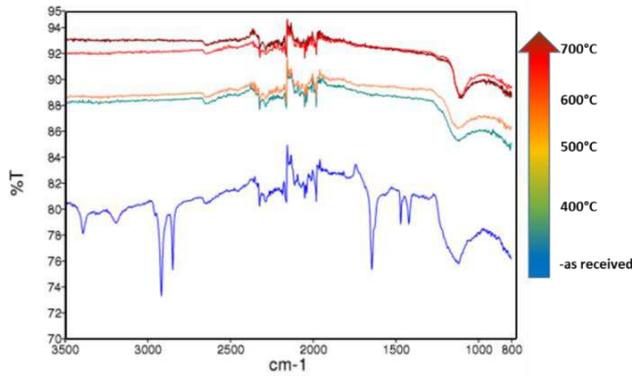


*500°C für 30 min*

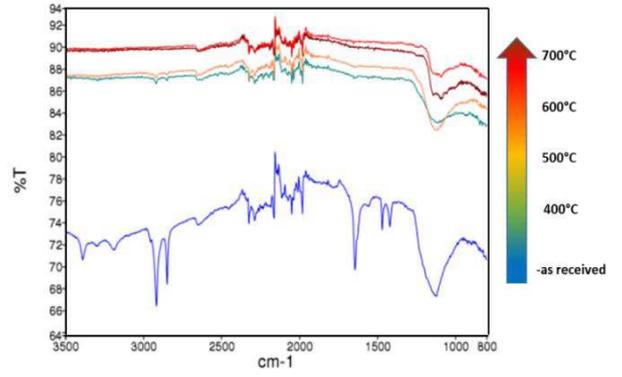


*600°C für 30 min*

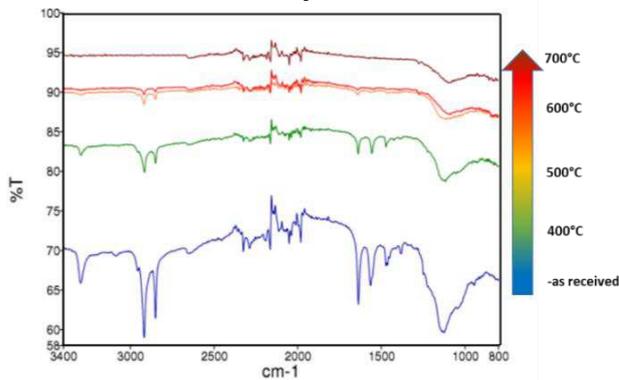
**ATR-IR-Spektren**



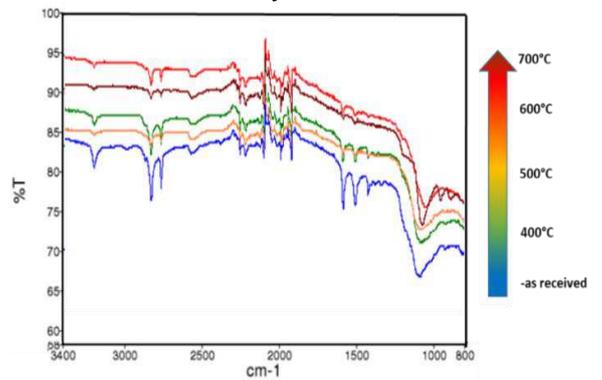
*Somaloy 700 3P*



*Somaloy 700 HR3P*



*Somaloy 700 HR5P*



*Somaloy 130i 5P*

**Abb. 50: Detail-Aufnahmen am REM zur Untersuchung der Oberflächenstruktur (5 keV) sowie ATR-IR-Spektren bei unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen der SMC-Pulver.**

#### 4.1.2.2. FePO<sub>4</sub>

Die ATR-IR-Spektren in Abb. 50 zeigten neben der Reduzierung der Banden von organischen Komponenten auch die Verringerung der Intensität der Phosphatschwingung. Diese Resultate zeigen somit einen (thermisch induzierten) fortschreitenden Abbau der Phosphatschicht, der bereits häufig in der Literatur beschrieben wurde [23; 103]. Dabei ist bekannt, dass FePO<sub>4</sub> in phosphatierten SMCs besonders bei Temperaturen  $\geq 600^\circ\text{C}$  thermisch instabil ist und der Abbau der Isolierschicht beim Glühen auf diesen Temperaturbereichen stark fortschreitet. Um den vorliegenden Mechanismus im Zuge dieser Arbeit näher zu ergründen, wurden weiterführende Untersuchungen durchgeführt. Allerdings war es auf Grund der zu geringen Intensität der Signale nicht möglich, die SMC-Pulver heranzuziehen. Daher wurde reines Eisenphosphat (FePO<sub>4</sub> x 2H<sub>2</sub>O der Fa. Sigma-Aldrich, Deutschland; Hauptbestandteil der Isolierung in den untersuchten SMC-Pulvern) gekauft und mit einem Reineisenpulver (ABC 100.30 der Fa. Höganäs, Schweden) in einer PE-Flasche mit Stahlkugeln und –Spirale durch einen Taumelmischer gemischt. Dadurch sollte der Aufbau von SMCs möglichst realitätsnah simuliert werden. Um Signale einer eventuellen Reaktion zwischen dem FePO<sub>4</sub> und Fe zuzuordnen zu können, wurden auch Untersuchungen an reinem FePO<sub>4</sub> durchgeführt.

Zunächst wurden DTA/TG-Messungen durchgeführt, primär, um zu untersuchen, inwiefern die Anwesenheit von Fe beim Abbau von FePO<sub>4</sub> eine Rolle spielt. Während sich bei der Messung des reinen FePO<sub>4</sub> der Verlauf der DTA-Kurve nach der Beendigung der Dehydratisierungsreaktion bei ca. 380°C (FePO<sub>4</sub> enthält gebundenes Kristallwasser) stabilisiert hat, driftet die Kurve des Fe+FePO<sub>4</sub> in den exothermen Bereich ab, wobei ein Peak bei ca. 550°C detektiert wurde. Demnach konnte Interaktion zwischen dem Fe und dem FePO<sub>4</sub> dargelegt werden. Die charakteristischen Signale bei 760°C und 930°C der Fe+FePO<sub>4</sub>-Probe sind einerseits der Curie-Temperatur und andererseits der Ferrit-Austenit-Umwandlung zuzuordnen. Der endotherme Peak von FePO<sub>4</sub> (ca. 880°C bei  $\Delta T_{\uparrow}$  und 820°C bei  $\Delta T_{\downarrow}$ ) könnte auf eine Umwandlung der Kristallstruktur zurückzuführen sein. Verifiziert werden diese Annahmen durch die Tatsache, dass diese Signale reversible Prozesse darstellen, wie aus der Abkühlungskurve hervorgeht.

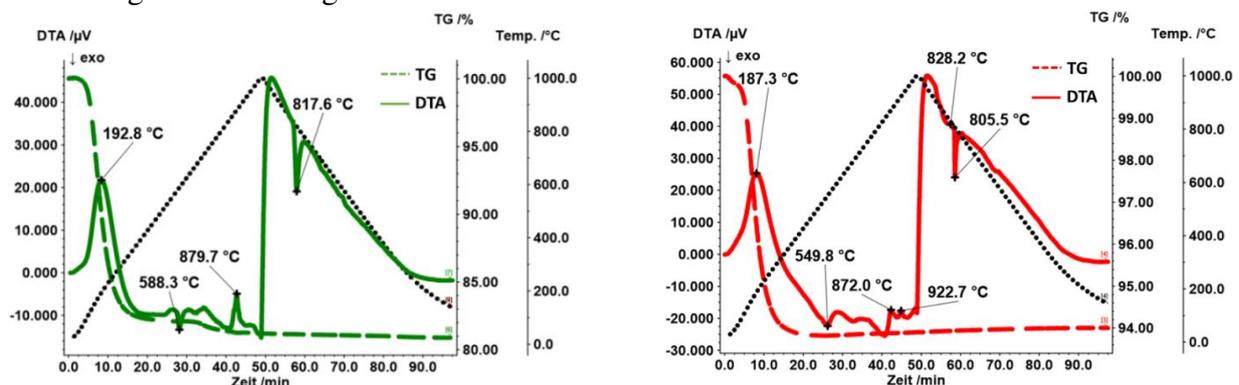


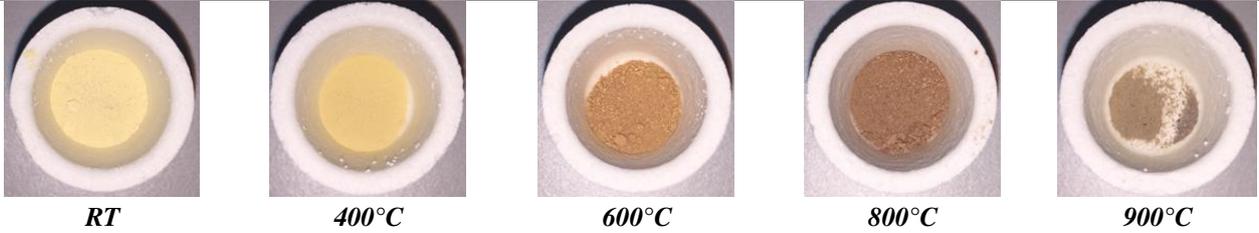
Abb. 51: DTA/TG-Kurven von Fe(III)-Phosphat (links) und Fe(III)-Phosphat+Fe (rechts) bei einer Heiz- und Abkühlrate von 20 K/min.

Im weiteren Verlauf wurden die Pulverproben bei unterschiedlichen Temperaturbereichen Durchführung siehe 3.1.) geblüht. Bereits die optische Betrachtung der wärmebehandelten Proben und die ATR-IR-Messungen verifizierten die DTA/TG-Aufnahmen, da unterschiedliche Farbverläufe sowie ein anderer Abbau der Phosphatbande detektiert wurden

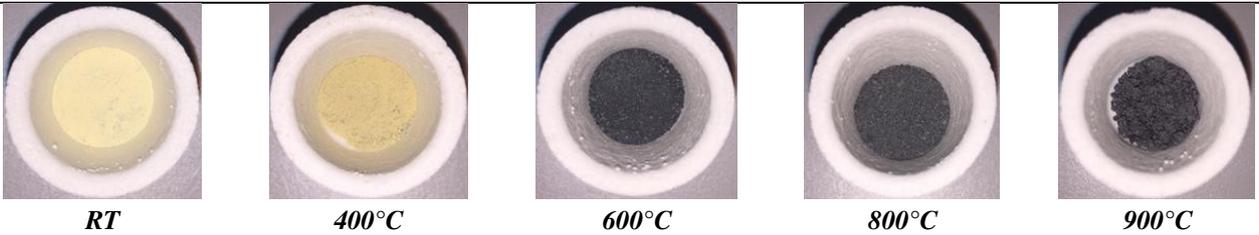
(siehe Abb.52). Dabei legen die ATR-IR-Spektren dar, dass der Abbau von  $\text{FePO}_4$  durch die Anwesenheit des metallischen Fe beschleunigt wird. Um eine detaillierte Betrachtung zu ermöglichen, die beschreibt, inwiefern  $\text{FePO}_4$  im Zuge der Wärmebehandlung gerade bei Temperaturen von  $600^\circ\text{C}$  (kritischer Bereich für  $\text{FePO}_4$  in SMCs [23; 103]) abgebaut wird, wurden die Proben dieser Glüh­temperatur mittels XRD und XPS weiterführend charakterisiert. Zudem wurden auch Glüh­temperatu­ren von  $800^\circ\text{C}$  näher untersucht, um zu beurteilen, ob bei Steigerung der Temperatur eine Veränderung des vorliegenden Mechanismus eintritt.

**Farbentwicklung**

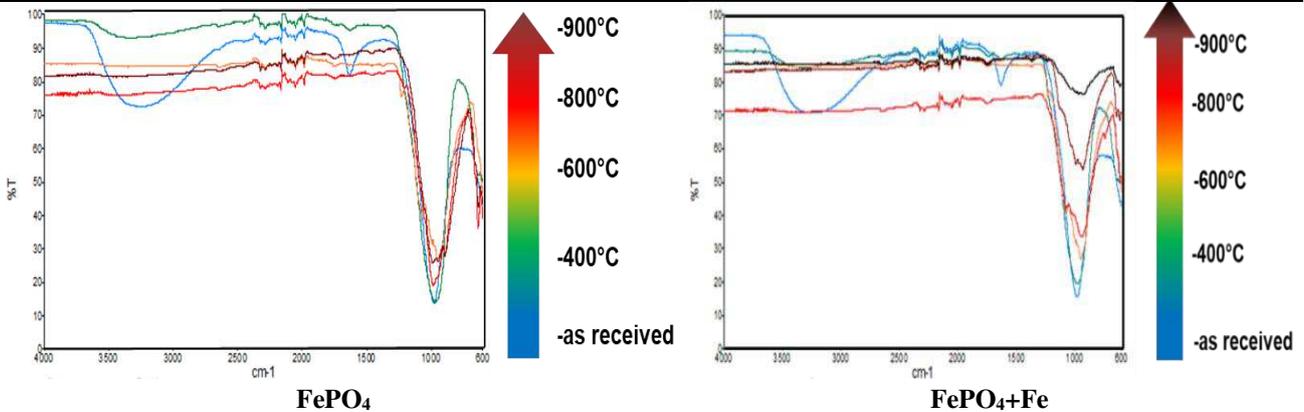
**$\text{FePO}_4$**



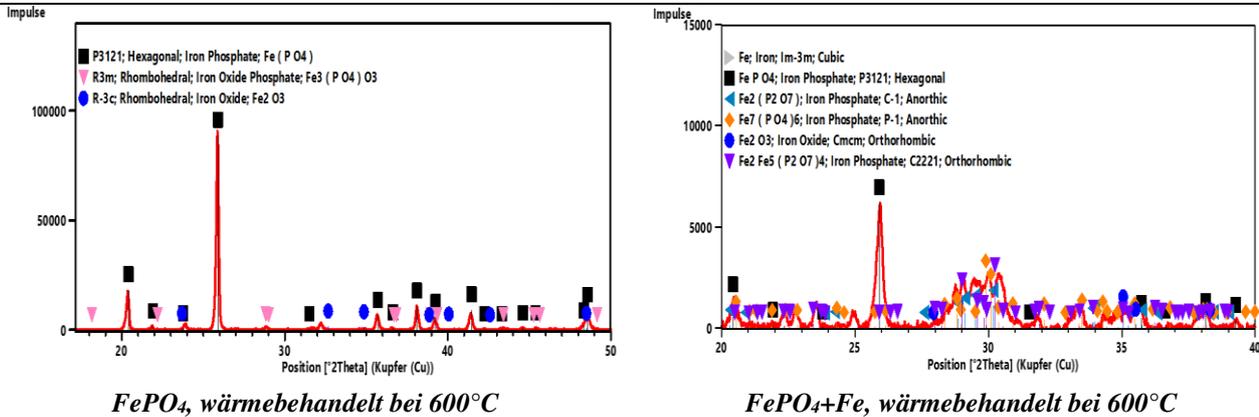
**$\text{FePO}_4+\text{Fe}$**

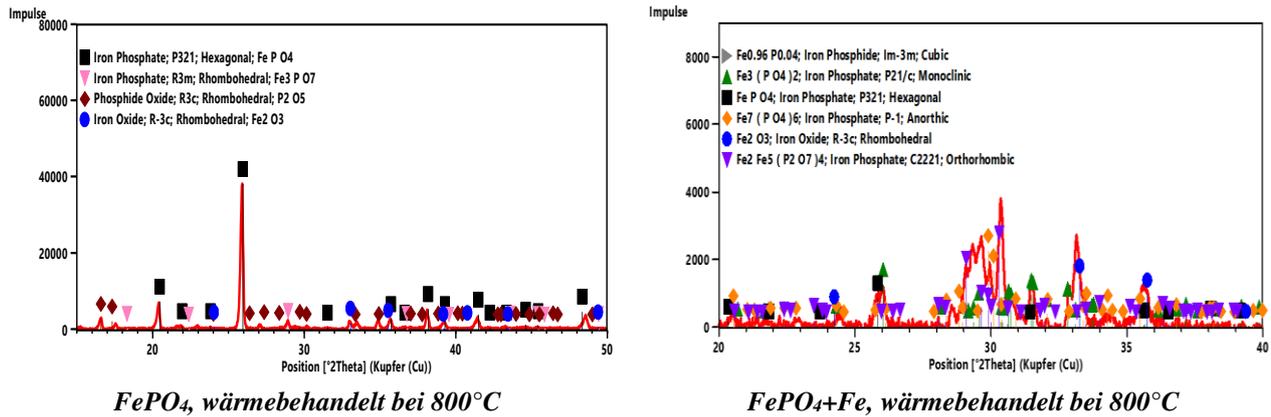


**ATR-IR-Spektren**



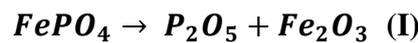
**Röntgendiffraktogramme**



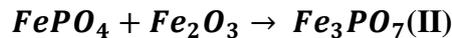


**Abb. 52: Farbänderung der  $FePO_4$  und  $Fe+FePO_4$ -Proben, Evolution der Phosphatbanden und der Röntgendiffraktogramme nach dem Wärmebehandeln.**

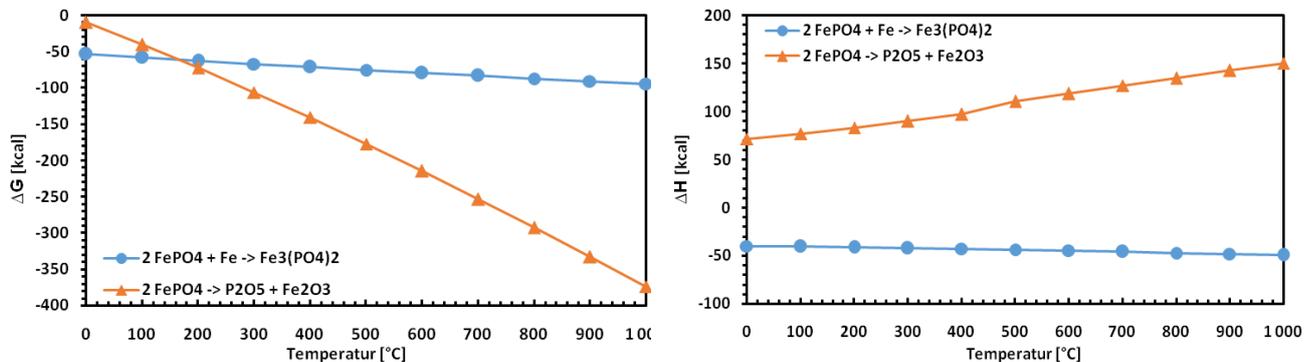
Da beim reinen  $FePO_4$  nur eine schwache Reduzierung der Phosphatbande erzielt wurde, ist davon auszugehen, dass die Zersetzung von reinem  $FePO_4$  im Zuge der Wärmebehandlung bei  $600^\circ C$  und  $800^\circ C$  nur sehr schwach ausgeprägt ist. Hier deuten die XRD-Messungen darauf hin, dass es zur folgender Reaktion kommt:



, wobei nachfolgende Folgereaktion eintritt:



Die thermodynamische Möglichkeit der Reaktion (I) wurde durch HSC Chemistry 4.0, siehe Abb. 53, überprüft, wobei deren Auswertung positiv bewertet werden kann.



**Abb. 53: Berechnung von  $\Delta G$  (links) und  $\Delta H$  (rechts) der angeführten Reaktionen durch HSC Chemistry 4.0.**

Demnach kommt es beim Wärmebehandeln von reinem  $FePO_4$  zur Ausbildung von  $P_2O_5$ , welches bei den verwendeten Glühtemperaturen einen relativ hohen Dampfdruck aufweist. Diesbezüglich konnte bei den TG-Messungen auch ein entsprechendes Signal detektiert werden (Abb. 54), wobei ein eintretender Massenverlust ab einer Temperatur von ca.  $710^\circ C$  erfasst wurde, welcher auf das Abdampfen des flüchtigen  $P_2O_5$  zurückzuführen ist. Die Tatsache, dass das registrierte Signal sehr schwach ausfällt, stimmt auch gut mit den ATR-IR-Spektren überein, wonach die angeführte Reaktion (I) nur sehr langsam abläuft.

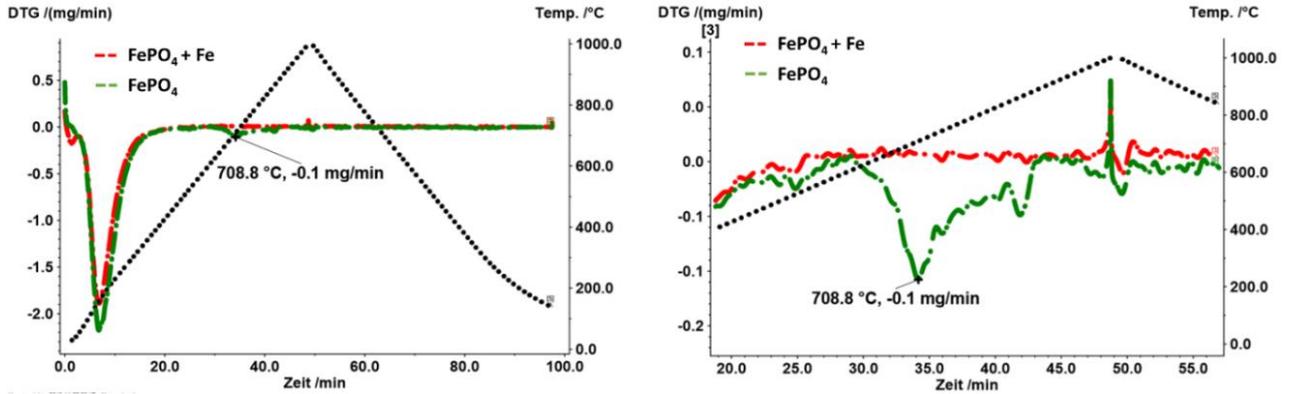
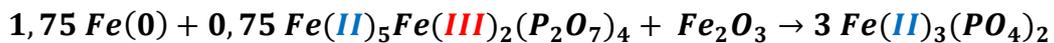
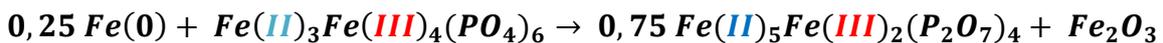
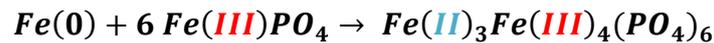


Abb. 54: DTG-(links und vergrößerter Ausschnitt rechts) Resultate an den  $FePO_4$ - und  $FePO_4+Fe$ -Proben, Heiz/Abkühlrate: 20 K/min.

Im Gegensatz dazu wurde anhand der ATR-IR-Spektren beim  $Fe+FePO_4$ -Gemisch (Abb. 52) ein analoges Verhalten zu den SMC-Pulvern detektiert, wonach steigende Wärmebehandlungsbedingungen zu einer ausgeprägten Reduzierung der Phosphatbande führen. Daher liegt der Schluss nahe, dass im Zuge der Wärmebehandlung eine Reaktion zwischen dem  $FePO_4$  und metallischem  $Fe$  stattfindet, wobei der Abbau der Phosphatschicht beschleunigt wird. Die Resultate der Röntgendiffraktogramme (Abb. 52) deuten bei Temperaturen von 600°C und 800°C auf einen ferrothermischen Reduktionsmechanismus hin, wobei metallisches  $Fe$  als Reduktionsmittel wirkt:



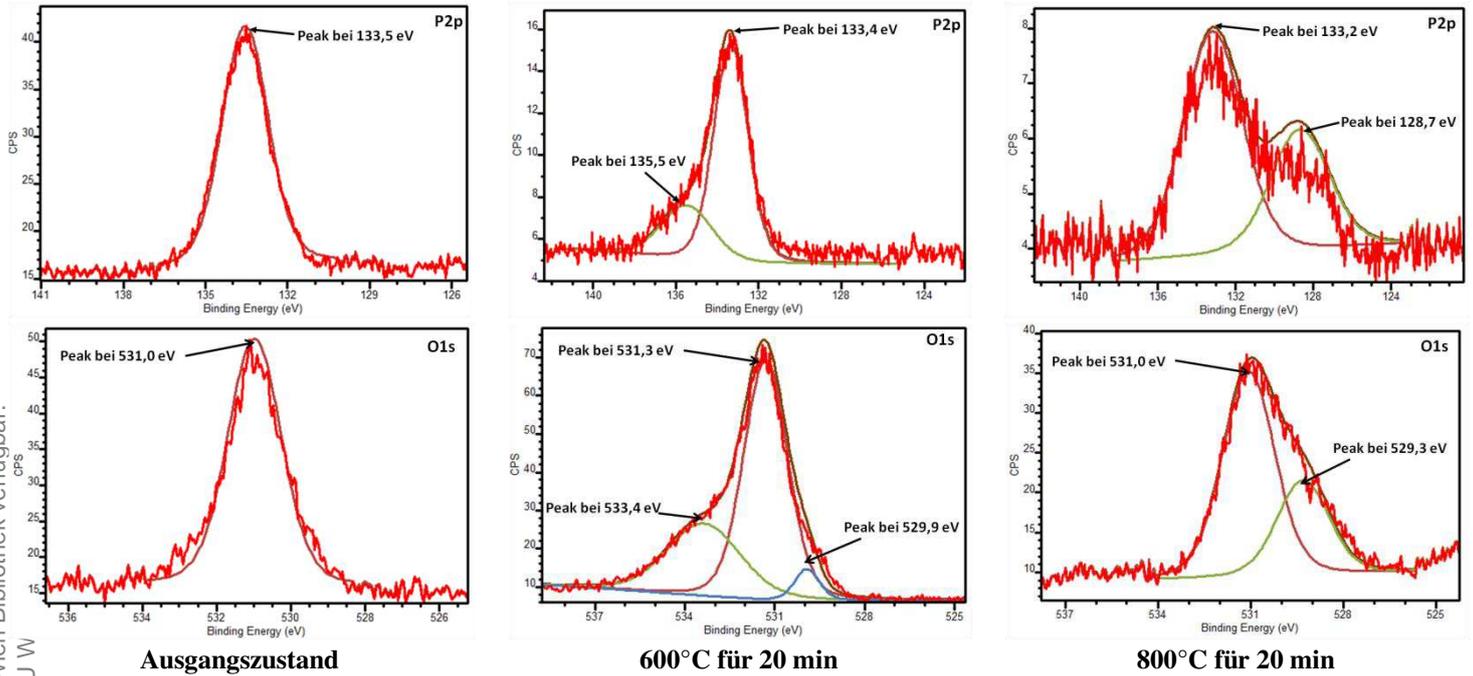
Weiters ist laut den Röntgendiffraktogrammen davon auszugehen, dass es zur Ausbildung von Übergangsphosphaten kommt, wobei es zur fortschreitenden Reduzierung der mittleren Oxidationsstufe des Eisens kommt:



Auch die thermodynamische Möglichkeit dieser Reaktion ist anhand der Simulation in Abb. 53 als positiv zu bewerten. Da es sich laut dieser Angaben um eine exotherme Reaktion handelt, könnte es sich hier um jenen Vorgang handeln, der im Bereich von 500°C - 550°C im Zuge der DTA-Messung gemessen wurde, wonach diese Reaktion auch bereits bei mildereren Temperaturen als 600°C stattfinden würde.

Die Resultate der ATR-IR-Spektren verdeutlichen, dass die ferrothermische Reduktion des  $FePO_4$  lediglich eine Zwischenreaktion darstellt, da der angeführte Mechanismus den Abbau der Phosphatbande nicht beinhaltet. Dementsprechend kommt es in einer Folgereaktion zum Abbau des gebildeten  $Fe_3(PO_4)_2$ ; bei 600°C wurde anhand der XPS-Spektren sowohl durch die

P2p- als auch durch die O1s-Spektren die Ausbildung von  $P_2O_5$  nachgewiesen (siehe Abb. 55 und Tab. 13), bei 800°C zeigen die Messungen die Ausbildung von  $Fe_3P$ .



Ausgangszustand

600°C für 20 min

800°C für 20 min

Abb. 55: Evolution der P2p- und O1s-Spektren der  $Fe+FePO_4$ -Proben in Abhängigkeit vom Wärmebehandlungszustand.

Tab. 13. Bindungsenergien der detektierten P2p und O1s-Zustände von unterschiedlichen  $Fe+FePO_4$ -Proben, inklusive Abgleich mit Datenbankwerten [105-106].

Fe+FePO <sub>4</sub>		
P2p		
(Ausgangszustand)	(600°C für 20 min)	(800°C für 20 min)
133,5 eV	133,4 eV + 135,5 eV	128,7 eV + 133,2 eV
O1s		
(Ausgangszustand)	(600°C für 20 min)	(800°C für 20 min)
531,0 eV	529,9 eV + 531,3 eV + 533,4 eV	529,3 eV + 531,0 eV
Datenbankwerte		
P2p		
FePO <sub>4</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Fe <sub>3</sub> P
133,2 eV	135,3 eV	128,5 eV
O1s		
FePO <sub>4</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Metalloxide
531,0 eV	533,5 eV	529 eV – 530 eV

Auf Grund des vorhandenen Sauerstoffs ist aber bei diesen Reaktionen die Ausbildung eines O-reichen Nebenprodukts essenziell. Dabei konnte sowohl bei 600°C als auch bei 800°C die Ausbildung von  $Fe_{1-x}O$  (Wüstit) durch die XRD-Messungen detektiert werden. Vor allem durch die Reflexe bei 60,351 und 61,342° 2θ, die unter Beteiligung der entsprechenden Elemente keiner weiteren Phase zugordnet werden konnten, ist der Nachweis von  $Fe_{1-x}O$  eindeutig. Zudem darf auch auf die O1s-Spektren der XPS-Messungen hingewiesen werden, welche die Ausbildung von Metalloxiden, wie Wüstit, zeigen.

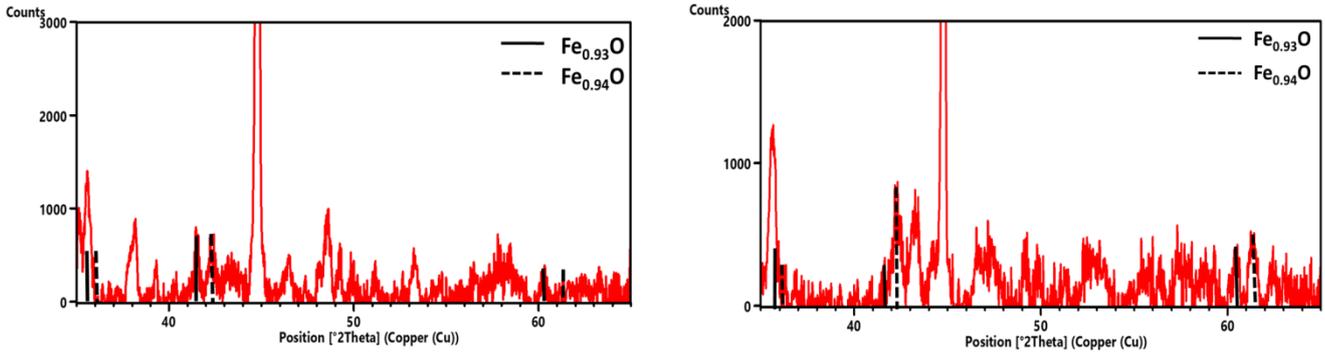


Abb. 56:  $Fe_{1-x}O$ -Reflexe von  $Fe+FePO_4$ -Proben,  $600^\circ C$  für 20 min (links) und  $800^\circ C$  für 20 min (rechts).

Fasst man den Abbau des  $FePO_4$  bei der Anwesenheit von  $Fe$  zusammen, so konnte gezeigt werden, dass bei Temperaturen von  $600^\circ C$  und  $800^\circ C$  ein ferrothermischer Reduktionsmechanismus wirksam ist, wobei das Basismaterial von SMCs - metallisches  $Fe$  - als Reduktionsmittel fungiert. Dabei kommt es zunächst zur Ausbildung von  $Fe_3(PO_4)_2$  als Zwischenprodukt. Bei  $600^\circ C$  (bekannter kritischer Temperaturbereich von  $FePO_4$  in phosphatierten SMCs) kommt es im Zuge von Folgereaktionen zum thermischen Abbau des  $Fe_3(PO_4)_2$ , wodurch zunächst  $P_2O_5$  und  $Fe_{1-x}O$  gebildet wird. Bei  $800^\circ C$  wurde die Ausbildung von  $Fe_3P$  und  $Fe_{1-x}O$  nachgewiesen ( $Fe_{1-x}O$  wird in den Reaktionsgleichungen der Einfachheit halber als  $FeO$  geschrieben).

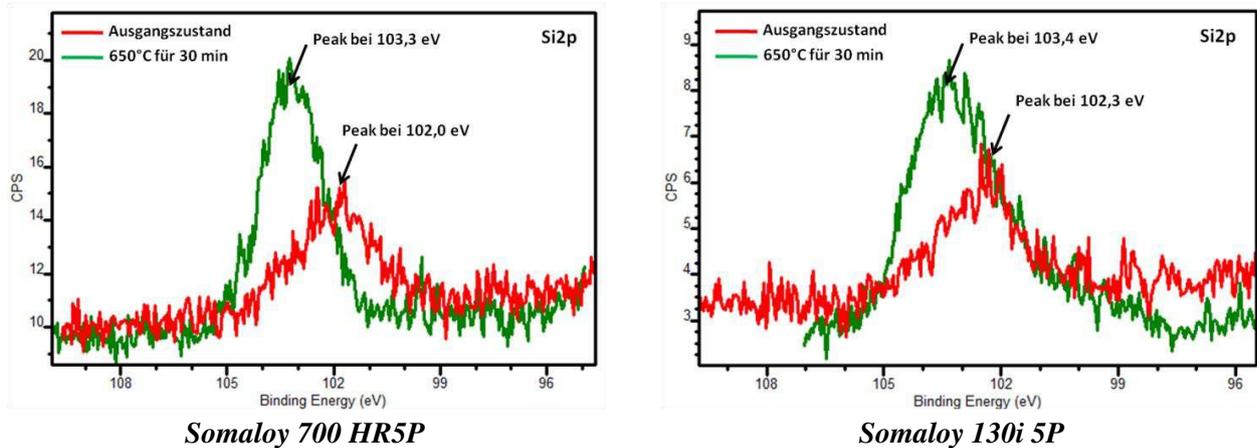
$600^\circ C$	$800^\circ C$
$Fe(0) + 2 Fe(III)PO_4 \rightarrow Fe(II)_3(PO_4)_2$ (I)	$Fe(0) + 2 Fe(III)PO_4 \rightarrow Fe(II)_3(PO_4)_2$ (I)
$Fe(II)_3(PO_4)_2 \rightarrow 3 FeO + P_2O_5$ (II)	$11 Fe(0) + Fe(II)_3(PO_4)_2 \rightarrow 8 FeO + 2Fe_3P$ (II)
$Fe(0) + 2 Fe(III)PO_4 \rightarrow 3 FeO + P_2O_5$	$6 Fe(0) + Fe(III)PO_4 \rightarrow 4 FeO + Fe_3P$

An dieser Stelle darf darauf hingewiesen werden, dass der präsentierte Reaktionsmechanismus bei  $800^\circ C$  zum Abbau von  $FePO_4$  in SMCs bereits in früheren Arbeiten, basierend auf thermodynamischen Simulationen, als wahrscheinlichste Option bezeichnet wurde [107]. Anzuführen ist, dass sich der präsentierte Mechanismus nur auf den Abbau von reinen Eisenphosphatschichten bezieht, welche auch bei den verwendeten Somaloy-Typen dieser Arbeit vorliegen. Sofern aber legierte Eisenbasispulver (z.B. Al, Si) phosphatiert werden, ist die chemische Natur der gebildeten Phosphatschicht eine andere, wodurch auch ein anderer Mechanismus für den Abbau zu erwarten ist [103].

#### 4.1.2.3. Organisches Si

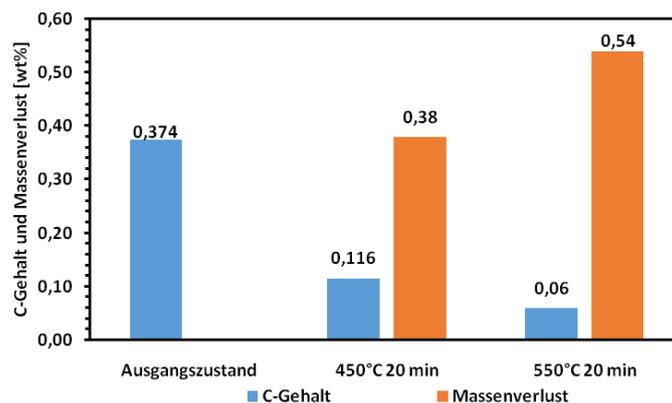
Zunächst ist anzufügen, dass sich diese Ausführungen nur auf die Pulver der 5P-Serie beziehen, da die Si-reiche Isolierschicht nur in diesen Varianten nachgewiesen wurde. Bereits in 4.1.1. wurde argumentiert, dass das detektierte Si in organischer Form (3-Amino-Propyltriethoxy-Silan ist in der Literatur bestens bekannt [94]) vorliegt. Laut diversen Arbeiten handelt es sich bei dieser Verbindung um eine thermisch aktivierbare Isolierschicht, welche erst im Zuge der Wärmebehandlung bei Temperaturen  $> 500^\circ C$  die gewünschte  $SiO_2$ -Schicht ausbildet. Dementsprechend konnte der angesprochene Mechanismus auch in den Pulvern der 5P-Serie

mittels XPS-Messungen nachwiesen werden. Das Tempern der Pulver bei 650°C führt nämlich zu einer chemischen Verschiebung des Si2s-Signals in Richtung höherer Bindungsenergien (Abb. 57), wodurch die Erhöhung des Oxidationszustandes des Si nachgewiesen wurde. Weiters stimmen die Bindungsenergien der Si2s-Elektronen im Fall der wärmebehandelten 5P-Pulver sehr gut mit dem Literaturwert für SiO<sub>2</sub> überein (siehe Tab. 11), wodurch die Ausbildung der SiO<sub>2</sub>-Schicht durch das Tempern eindeutig nachgewiesen werden konnte.



**Abb. 57: Evolution des Si2p-Spektrums durch das Wärmebehandeln der SMC-Pulver nach einer Sputterzeit von 150 s.**

Zudem zeigten die Messungen des C-Gehalts, dass das Tempern im Bereich von 550°C zur Entfernung von organischen Komponenten führt, obwohl bereits im Zuge eines vorgeschalteten Wärmebehandlungsschritts bei mildereren Temperaturen das vorhandene „5P-Lube“ vollständig ausgegast wurde. Diese Zusammenhänge verifizieren die Zersetzung der Si-reichen Schicht und die Ausbildung von SiO<sub>2</sub> (z.B. bei 3-Amino-Propyltriethoxy-Silan → C-reiche Bestandteile: -CH<sub>3</sub>CH<sub>2</sub>, -CH<sub>2</sub>CH<sub>2</sub>CH<sub>2</sub>NH<sub>2</sub>).



**Abb. 58: C-Gehalt und Massenverlust bei den Pulvern der 5P-Serie nach den jeweiligen Wärmebehandlungsschritten.**

Der Vorteil der Silan-Precursoren gegenüber vorgefertigten SiO<sub>2</sub>-Schichten liegt darin, dass eine wesentlich bessere mechanische Beständigkeit gegeben ist. Im Zuge der Wärmebehandlung von SMCs sind nämlich auch thermo-mechanische Mechanismen zu beachten, wobei es auf Grund von stark abweichenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten zu einer Schädigung der Isolierschicht kommen kann. Wie Tab. 14 zeigt, weist besonders SiO<sub>2</sub> eine schlechte Kompatibilität mit dem metallischen Fe auf. Dabei entstehen in der

Aufheizphase unerwünschte Zugspannungen in der Partikelbeschichtung durch die geringere Ausdehnung von SiO<sub>2</sub> im Vergleich zu Fe.

Beim Einsatz des Silans hingegen wirken nur die wesentlich günstigeren Druckspannungen im Zuge der Abkühlphase auf die neu gebildete SiO<sub>2</sub>-Schicht. Weiters zeigt die angeführte Tabelle auch, dass zwischen metallischem Fe und FePO<sub>4</sub> eine hervorragende Kompatibilität gegeben ist. Diese Tatsache könnte auch die hohe Beliebtheit von Eisenphosphatschichten im Bereich von SMCs erklären.

**Tab. 14: thermische Ausdehnungskoeffizienten von relevanten Verbindungen im Bereich der untersuchten SMC-Pulver [108].**

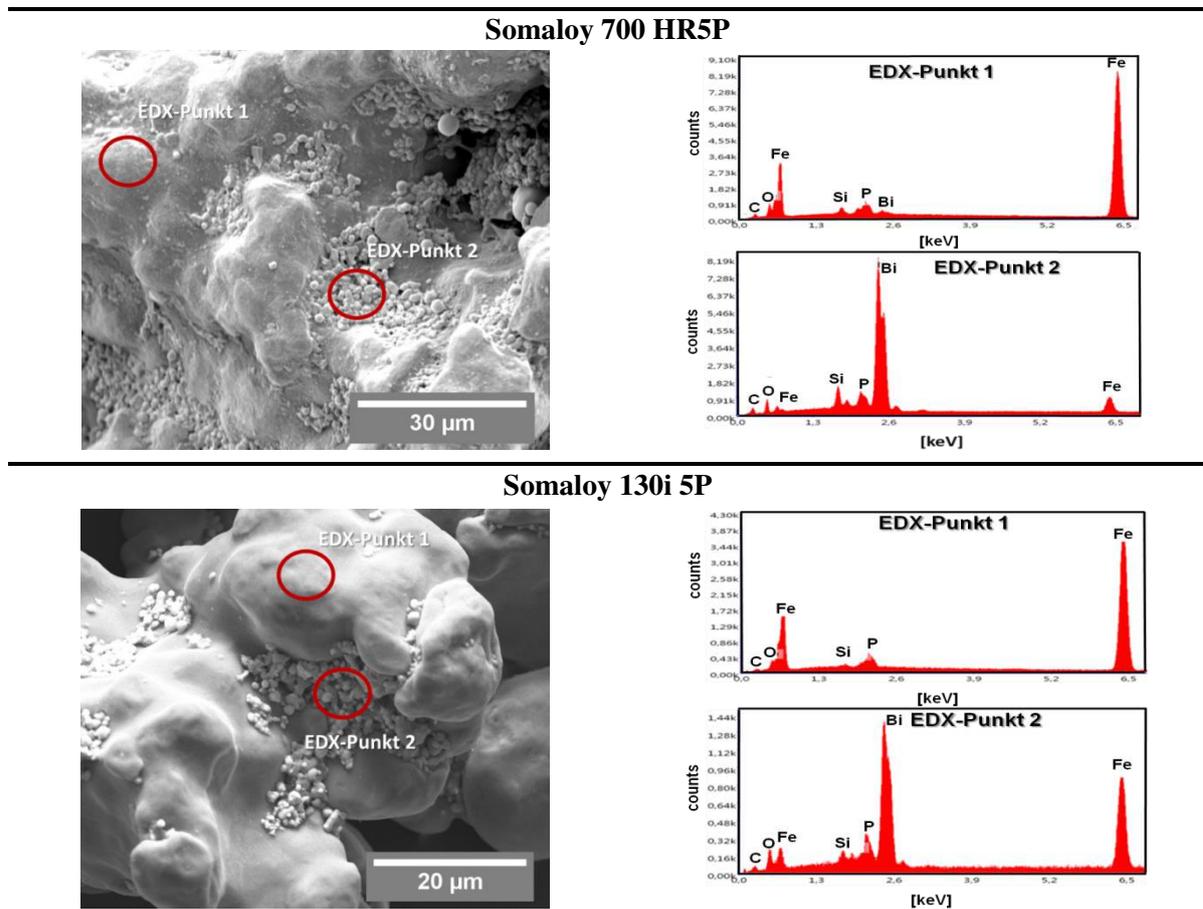
Verbindung	Thermischer Ausdehnungskoeffizient (°C <sup>-1</sup> )
Eisen	12*10 <sup>-6</sup> - 13*10 <sup>-6</sup>
FePO <sub>4</sub>	14*10 <sup>-6</sup>
SiO <sub>2</sub> (kristallin)	0,75*10 <sup>-6</sup>

#### 4.1.2.4. Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Analog zum vorigen Kapitel beziehen sich auch hier die weiteren Ausführungen lediglich auf die Somaloy-Pulver der 5P-Serie, da die genannte Isolierschicht nur in diesen Varianten nachgewiesen wurde. Wie die REM-Aufnahmen in Abb. 59 zeigen, führte das Wärmebehandeln der Pulver auch innerhalb der Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht zu gravierenden Veränderungen. Dabei konnte bei Wärmebehandlungstemperaturen >300°C die Ausscheidung von feinen Partikeln an der Oberfläche nachgewiesen werden. Die diesbezüglichen EDX-Spektren legen eindeutig dar, dass der Hauptbestandteil dieser Partikel Bi ist, wonach es sich, auf Grund der relativ hohen Aufladungen in diesen Bereichen, höchstwahrscheinlich um Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> handelt.

Dieser Zustand könnte durch das Aufschmelzen des metallischen Bi hervorgerufen werden, wobei sich die Bi-Schmelze an bestimmten Bereichen der SMC-Oberfläche sammelt und eventuell durch die Reaktion mit vorhandenem Restsauerstoff im N<sub>2</sub>-Fluss (Ausbildung von Anlauffarben nach dem Glühen bei den gepressten Varianten) oder durch die Lagerung an Luft zu Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oxidiert wird. Diese Resultate führen zu einem alternativen Mechanismus, der beschreibt, wie Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mechanisch induzierte Schäden in der Isolierschicht überdeckt. In der Literatur wurde in diesem Zusammenhang von einem superplastischen Verhalten gesprochen [96], welches bei den vorherrschenden Pressbedingungen aber nicht denkbar ist [97-98]. Vielmehr könnte die Wirkung der Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht erst nach dem Tempern abgerufen werden und nicht bereits nach dem Pressen. Dabei könnte sich die Schmelze vor allem an jenen Bereichen sammeln, wo die Isolierschicht beim Pressen besonders stark geschädigt wurde. Denkbar wäre beispielsweise, dass die metallische Bismutschmelze das Metallsubstrat besser benetzt als oxidische Verbindungen, welche sich in der intakten Isolierschicht befinden. Durch die anschließende lokale Ausbildung von Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> würde somit die Anzahl von Metall-Metall-Kontakten benachbarter Partikel reduziert werden, in dessen Konsequenz die mechanischen Schäden in der Isolierschicht „ausgeheilt“ werden. Diesen Ausführungen zufolge würde es sich bei Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> um eine thermisch aktivierbare Isolierschicht handeln, wobei metallisches Bi den thermisch-aktivierbaren Teil darstellt, während das nachfolgend gebildete Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> für die

gewünschte Isolierung sorgt. In diesem Zusammenhang sind besonders die Resultate in 4.2.1. zu beachten, da der hier beschriebene Mechanismus durch die Messung an kompakten SMC-Proben bestätigt wird.



**Abb. 59: Partikelausscheidungen bei den Somaloy-Pulvern der 5P-Serie durch Wärmebehandlungstemperaturen  $> 300^{\circ}\text{C}$ , repräsentativ dargestellt an Hand der Varianten, die bei  $600^{\circ}\text{C}$  für 30 min getempert wurden, Beschleunigungsspannung: 10 kV.**

### 4.1.3. Ermittlung der Schichtdickenverhältnisse

Im Zuge der Pulvercharakterisierung erfolgte auch eine Quantifizierung der Elemente, die einen wesentlichen Bestandteil der Isolierschicht ausbilden, um die Schichtdicken der untersuchten SMC-Pulver abschätzen zu können (siehe Tab. 15). Bei den verwendeten Verfahren handelte es sich um LECO- und nasschemische ICP-OES-Messungen.

**Tab. 15: Massenanteile der oberflächennahen Elemente in den untersuchten SMC-Pulvern, erhalten aus LECO- (C, S, O, N) und ICP-OES-Messungen (P, Si, Bi), Standardabweichungen der Messungen unterhalb von 10% bezogen auf den Mittelwert.**

Massenprozent							
Pulver	C [wt%]	S [wt%]	O [wt%]	N [wt%]	P [wt%]	Si [wt%]	Bi [wt%]
Somaloy 700 3P	0,309	0,004	0,118	0,013	0,027	-	-
Somaloy 700 HR3P	0,292	0,003	0,173	0,014	0,049	-	-
Somaloy 700 HR5P	0,374	0,005	0,249	0,029	0,040	0,008	0,219
Somaloy 130i 5P	0,391	0,004	0,341	0,042	0,048	0,004	0,263
Atomprozent							
Pulver	C [at%]	S [at%]	O [at%]	N [at%]	P [at%]	Si [at%]	Bi [at%]
Somaloy 700 3P	1,416	0,007	0,406	0,051	0,048	-	-
Somaloy 700 HR3P	1,273	0,009	0,595	0,055	0,087	-	-
Somaloy 700 HR5P	1,993	0,009	0,850	0,113	0,071	0,016	0,057
Somaloy 130i 5P	1,778	0,007	1,164	0,164	0,080	0,010	0,070

Zunächst verdeutlichen aber die angeführten Resultate, dass der C- und N-Gehalt der 5P-Pulver, trotz des identen Anteils an Schmieradditiven von 0,40 wt%, deutlich oberhalb der 3P-Serie liegt. Da nicht anzunehmen ist, dass das „5P-Lube“ nahezu vollständig aus Kohlenstoff aufgebaut ist, legen diese Resultate dar, dass neben dem Presshilfsmittel ein weitere C-reiche Verbindung vorhanden ist, weshalb diese Signale dem eingesetzten Silan zugeordnet werden können. Zudem ist nach durchgeführter Entwachsung ein Reststickstoff von ca. 0,01 at% vorhanden, welcher dem Einsatz von 3-Amino-Propyltriethoxy-Silan, wie bereits erwähnt eine im Bereich von SMCs bekannte Silanverbindung, zugeordnet werden könnte.

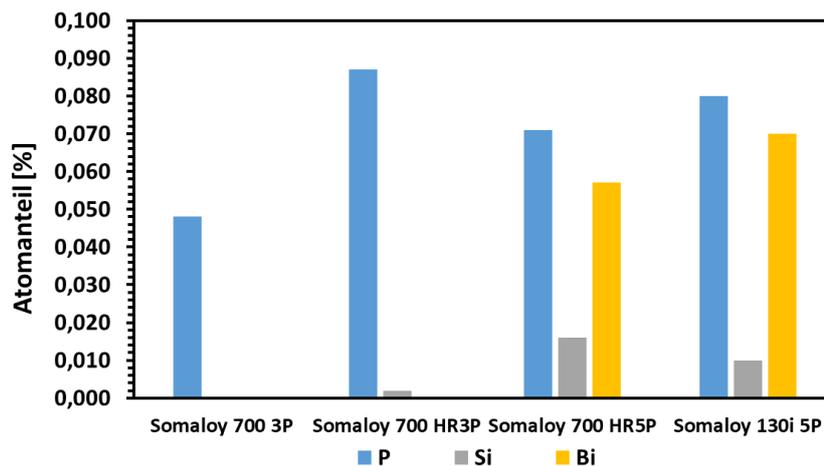
Im Zuge dieser Untersuchungen sind v.a. die Resultate für P, Si, Bi und O von besonderem Interesse, da diese Elemente in den Isolierschichten vorliegen und ihre Gehalte somit mit den jeweiligen Schichtdicken korrelieren. In erster Linie konnte in Tab. 15 ein schlüssiger Zusammenhang detektiert werden, wonach steigende Anteile an P, Si bzw. Bi zur simultanen Erhöhung der O-Gehalte führen. Diese Korrelation ist auch nicht weiter überraschend, bedenkt man, dass es sich bei allen Isolierschichtbestandteilen um O-reiche Verbindungen handelt. Auf Grund des höheren O-Gehalts ist anzunehmen, dass die Isolierschichten der 5P-Pulver weitaus dicker sind als jene der 3P-Varianten, was zum Teil auch auf den mehrschichtigen Aufbau zurückzuführen ist. Auf Grund der niedrigsten P- und O-Gehalte kann auch geschlussfolgert werden, dass das Somaloy 700 3P-Pulver am wenigsten FePO<sub>4</sub> enthält. Zudem wird aus Tab. 15 ersichtlich, dass, wenn man die äquivalenten at% von O komplett an P, Si (als SiO<sub>2</sub>) und Bi bindet, zum Teil deutliche Mengen an Restsauerstoff übrig bleiben:

**Tab. 16: Vorhandener Restsauerstoff in den entsprechenden SMC-Pulvern (nach Abzug des O in den Oxiden von P, Si und Bi).**

Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P
0,214 at%	0,247 at%	0,448 at%	0,719 at%

Die berechneten Mengen an Restsauerstoff kommen einerseits dadurch zustande, dass die vorhandenen Presshilfsmittel auch einen gewissen Anteil an O tragen (siehe hierzu Resultate zum O-Verlust nach dem Entwachsen in 4.2.1., Abb.63). Andererseits konnte auch nachgewiesen werden, dass unterhalb von  $\text{FePO}_4$  Metalloxide – höchstwahrscheinlich zurückzuführen auf thermodynamisch stabile Eisenoxide – vorhanden sind. Dabei ist auch schlüssig, dass hinsichtlich der größeren spezifischen Oberfläche das feinere Somaloy 130i 5P-Pulvers den höchsten „Restsauerstoff“ beinhaltet.

Bei den Pulvern der 5P-Serie, die eine Multi-Layer-Struktur aufweisen, stellt offenbar  $\text{FePO}_4$  auf Grund der dominierenden P-Signale den Hauptbestandteil der Isolierung dar (Abb. 60). Die zusätzlichen Schichten dienen zur Modifizierung der Phosphat-Schicht, wodurch, wie bereits in der Literatur beschrieben [74; 94; 96], die mechanische und thermische Beständigkeit der Partikelbeschichtung verbessert werden soll.

**Abb. 60: Atomanteile der Elemente, die in der Isolierschicht der jeweiligen SMC-Pulver vorliegen.**

Der Vergleich zwischen dem Somaloy 700 5P- und dem Somaloy 130i 5P-Pulver verdeutlicht, dass bei der feinen Variante das Angebot an Isolierschicht signifikant höher ist. Dies geht daraus hervor, dass im Fall des Somaloy 130i 5P-Pulvers deutlich höhere P-, Bi- und O-Gehalte erfasst wurden. Diese Resultate sind primär auf die die geringere Partikelgröße und die damit verbundene größere spezifische Oberfläche dieses Pulvertyps zurückzuführen.

#### 4.1.4. Darstellung der Isolierschichten

Durch die Pulvercharakterisierung wurden vor allem die Bestandteile der Isolierschichten identifiziert. Weiters wurde auch untersucht, inwiefern die Wärmebehandlung der Pulver zur Veränderung der Oberflächenstruktur und der Isolierschicht führt. Zudem wurden die Schichtdicken der eingesetzten Isolierungen gegenübergestellt. Diese Zusammenhänge wurden graphisch in Abb. 61 zusammengefasst.

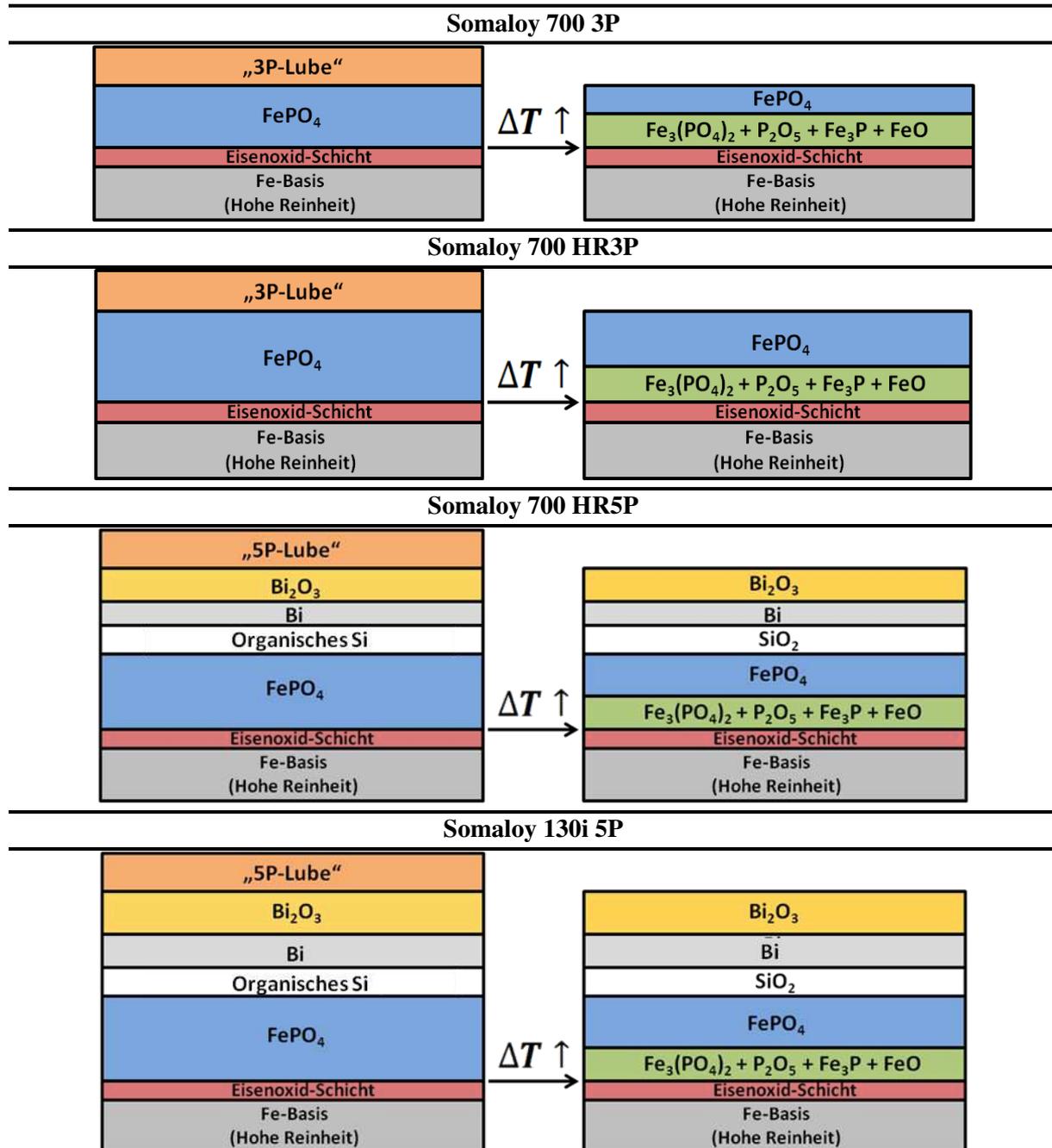


Abb. 61: Schematische Darstellung der jeweiligen Isolierschichten auf den SMC-Partikeln (links: wie angeliefert; rechts nach Wärmebehandlung) unter Berücksichtigung der Bestandteile, thermisch induzierte Strukturänderungen und Schichtdickenverhältnisse; Eisenoxide dürften wesentlich dicker sein, spielen im Bereich der Isolierung aber nur eine untergeordnete Rolle.

Es konnte gezeigt werden, dass bei allen SMC-Varianten  $\text{FePO}_4$  den Hauptbestandteil der Isolierschicht bildet. Die Untersuchung der Schichtdickenverhältnisse zeigte diesbezüglich, dass das Somaloy 700 3P-Pulver die dünnste Phosphatschicht aufweist, während bei den übrigen Varianten wesentlich mehr  $\text{FePO}_4$  eingesetzt wird. Zudem ist beim Somaloy 130i 5P-Pulver das Angebot an Isolierschicht auf Grund der feineren Partikel am höchsten. Weiters ist der Aufbau der Isolierung von den Pulvern der 5P-Serie durch den mehrschichtigen Aufbau weitaus komplexer. In diesen Pulvertypen wurde das  $\text{FePO}_4$  durch den Einsatz von thermisch aktivierbaren Schichten (3-Amino-Propyldiethoxy-Silan und Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) dementsprechend modifiziert. Zudem wurden in allen Fällen nach äquivalenter Bindung der at% von O an  $\text{FePO}_4$ ,  $\text{SiO}_2$  und  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  signifikante Mengen an Restsauerstoff, welche den vorhandenen Presshilfsmitteln und direkt über der Fe-Basis befindlichen Eisenoxiden zugeordnet wurden, identifiziert. Einerseits soll durch die Si-reiche Schicht, die sich im Zuge des Erholens bei Temperaturen  $> 550^\circ\text{C}$  zu  $\text{SiO}_2$  zersetzt, die thermische Beständigkeit der Isolierung erhöht werden. In diesem Zusammenhang konnte nämlich gezeigt werden, dass der Hauptbestandteil der Isolierung –  $\text{FePO}_4$  – bei Temperaturen von  $600^\circ\text{C}$  -  $800^\circ\text{C}$  in einer ferrothermischen Reduktion abgebaut wird, wobei das Basismaterial von SMCs, metallisches Fe, als Reduktionsmittel fungiert. Dabei wird zunächst  $\text{Fe}_3(\text{PO}_4)_2$  als Zwischenprodukt gebildet. Bei  $600^\circ\text{C}$  wird das Phosphat durch die Ausbildung von  $\text{P}_2\text{O}_5$  und  $\text{FeO}_{1-x}$  abgebaut, während es bei  $800^\circ\text{C}$  zur Bildung von  $\text{Fe}_3\text{P}$  und  $\text{FeO}_{1-x}$  kommt. Andererseits sollen mechanisch induzierte Schäden in der Isolierschicht, welche im Zuge des Pressens entstehen, durch die Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht überdeckt werden. Im Zuge dieser Arbeit wurde diesbezüglich ein möglicher Mechanismus herausgearbeitet. Dieser Theorie zufolge stellt metallisches Bi den thermisch aktivierbaren Part dar, welches im Zuge der Wärmebehandlung aufschmilzt und sich auf Grund der besseren Benetzbarkeit des Metallsubstrats im Vergleich zu oxidischen Verbindungen der intakten Isolierschicht speziell in den Bereichen der Partikeloberfläche sammelt, bei denen die Isolierschicht im Zuge des Pressens stark beschädigt wurde. Im weiteren Verlauf kommt es durch die Oxidation mit vorhandenem Restsauerstoff (z.B. aus dem  $\text{N}_2$ -Fluss; Ausbildung von Anlauffarben bei Presslingen) oder mit Luftsauerstoff infolge einer längeren Lagerung zur Ausbildung des isolierenden  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  und zur lokalen „Ausheilung“ von Metall-Metall-Kontakten benachbarter Eisenpartikel. Laut den Datenblättern der Fa. Höganäs ist es nicht vorgesehen die Pulver der 5P-Serie in einer oxidativen Atmosphäre zu behandeln (Anmerkung: laut Datenblatt erfolgt die Erholungsglühung in  $\text{N}_2$ ), wodurch davon auszugehen ist, dass eine Nachoxidation der 5P-Presslinge keine nennenswerten Vorteile bewirkt.

**Tab. 17: Art und Funktion der einzelnen Isolierschichtbestandteile.**

Schicht	Typ	Funktion <sup>2</sup>
Eisenoxid	<u>Anorganisch</u>	-Im Vergleich zu $\text{FePO}_4$ schwache Isolierung
$\text{FePO}_4$	<u>Anorganisch</u> Phosphat	-Isolierung -Haftvermittler für $\text{SiO}_2$
3-Amino-Propyldiethoxy-Silan	<u>Organisch (Silan)</u> ↓nach WB <u>Anorganisch (<math>\text{SiO}_2</math>)</u>	-Isolierung -Thermisch aktivierbar → Zersetzung zu $\text{SiO}_2$ - Erhöhung der thermischen Beständigkeit
Bi-Bi <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	<u>Anorganisch</u> Metall-Metalloxid-Schicht	-Isolierung durch $\text{Bi}_2\text{O}_3$ -thermisch aktivierbare Schicht (Bi schmilzt auf) -Reduzierung der mechanischen Schäden

<sup>2</sup> Gemäß den Angaben aus der Literatur [23; 73; 81; 84; 96]

## 4.2. Kompakte SMC-Proben

In diesem Teil der Arbeit wird zunächst auf die Charakteristika und Rollen der eingesetzten Schmieradditive eingegangen. Anschließend werden die Eigenschaftsprofile der SMC-Komponenten in Abhängigkeit von verschiedenen Prozessrouten präsentiert. Zum Schluss erfolgt ein Fazit über die verschiedenen Verarbeitungsrouten.

### 4.2.1. Charakteristika der Presshilfsmittel

#### 4.2.1.1. Ideale Entwachsungsparameter

Auf Grund der Tatsache, dass im Zuge der „Double Step“-Route vor dem Erholungsglühen ein separater Entwachsungsschritt vorgesehen ist, wurden zunächst die idealen Parameter gesucht, die zur zufriedenstellenden Entfernung der Presshilfsmittel führen. Dafür wurden die Massenverluste (erhalten durch Differenzwägung) nach durchgeführten Entwachsungsversuchen aufgezeichnet und möglichst milde Parameter gesucht, die noch zu einem Massenverlust von rund 0,40 wt% (Gehalt an Presshilfsmittel) führen. Dabei ergaben sich unabhängig vom verwendeten Presswerkzeug die identen Resultate:

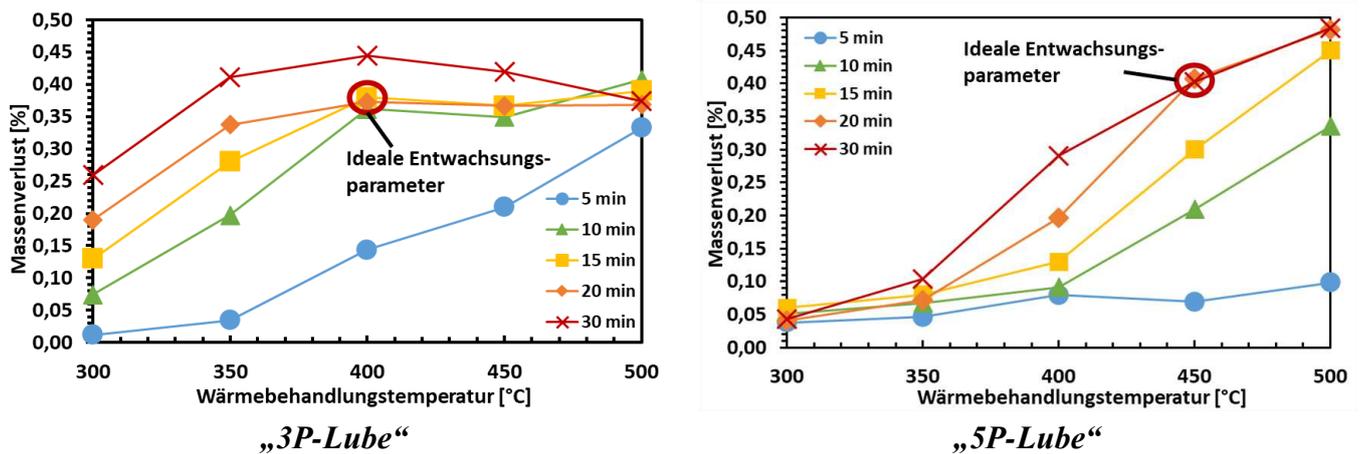


Abb. 62: Ermittlung der idealen Entwachsungs/Aktivierungsparameter bei der Verwendung des „3P-Lube“ (links) bzw. des „5P-Lube“ (rechts), Proben gepresst bei 800 MPa und RT.

Die graphische Auswertung führte zu den folgenden idealen Entwachsungs/Aktivierungsparametern:

Tab. 18: Ideale Entwachsungs/Aktivierungsrouten.

Schmieradditiv	Ideale Entwachsung/Aktivierungsparameter
3P-Lube	400°C; 15 min
5P-Lube	450°C; 20 min

Die Auswertung zeigt, dass im Fall des „5P-Lube“ schärfere Bedingungen notwendig waren, um das vorhandene Presshilfsmittel gänzlich aus den Presslingen zu entfernen. Diese Tatsache ist durch die höhere thermische Beständigkeit des „5P-Lube“ zu begründen. Weiters bestätigen die Kontrollmessungen (Massenverlust über Differenzwägung) im Zuge der „Double Step“-Route, dass bei den verwendeten Parametern des Entwachsungs/Aktivierungsschrittes eine zufriedenstellende Entfernung der Schmieradditive eintrat:

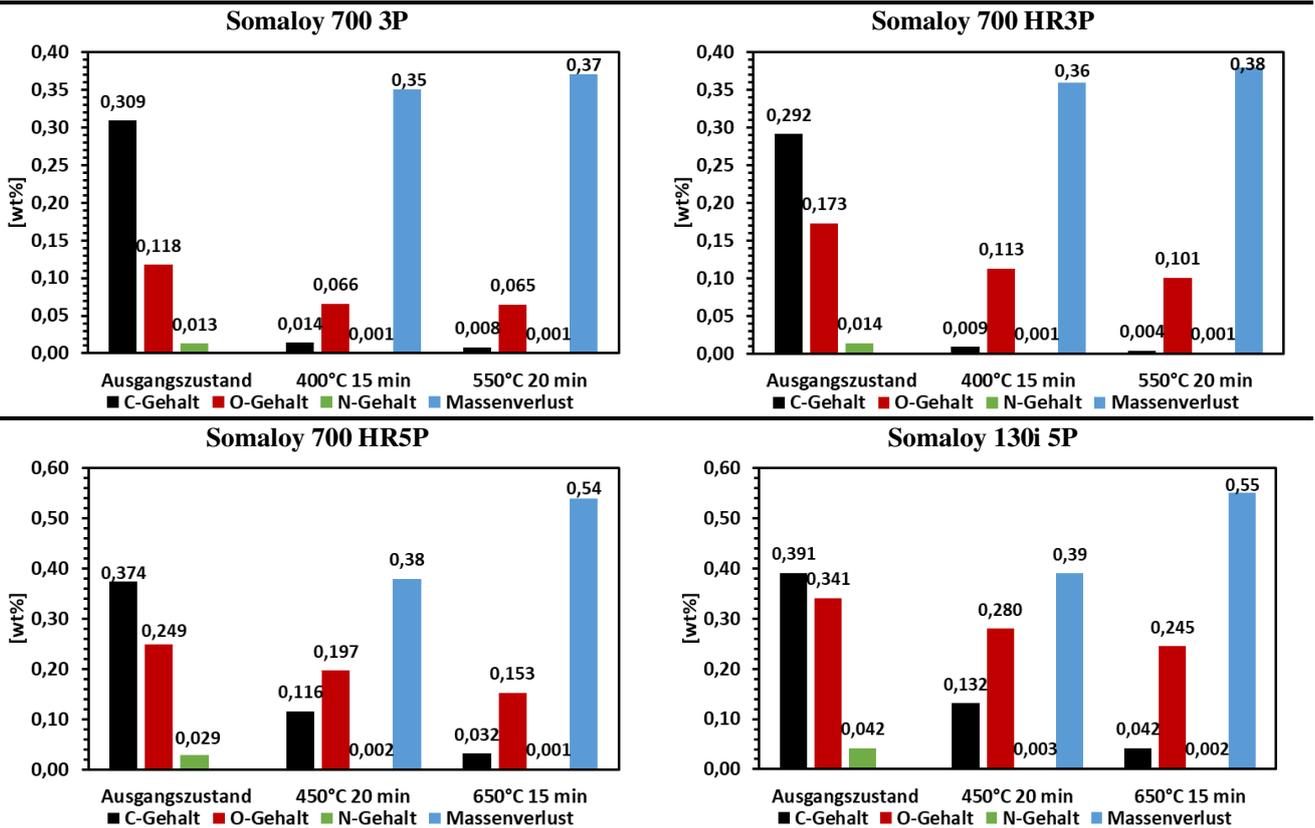


Abb. 63: Double Step-Route: Einfluss des Entwachsens und des Erholungsglühens auf den C-, O- und N-Gehalt und auf den dabei eintretenden Massenverlust, Proben gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize bei Raumtemperatur mit 800 MPa.

Bezüglich der Somaloy-Pulver der 5P-Serie ist auffällig, dass nach dem „Aktivieren“ durch den nächsten Schritt, das Erholungsglühen, ein weiterer Massenverlust von ca. 0,10 wt% - 0,15 wt% eintritt. Vor allem die Resultate für den C-Gehalt weisen darauf hin, dass es sich um das Entfernen von organischen Bestandteilen handelt. Diese Zusammenhänge konnten bereits im Zuge der Pulvercharakterisierung in Kapitel 4.1.2. geklärt werden, wonach es bei Temperaturen der Erholungsbedingungen zur Zersetzung der organischen Si-Schicht kam und das gewünschte SiO<sub>2</sub> gebildet wurde. Zudem wurde auch das Verhalten der Schmieradditive beim Pressen bei unterschiedlichen Matrizen temperaturen untersucht (siehe Abb. 64).

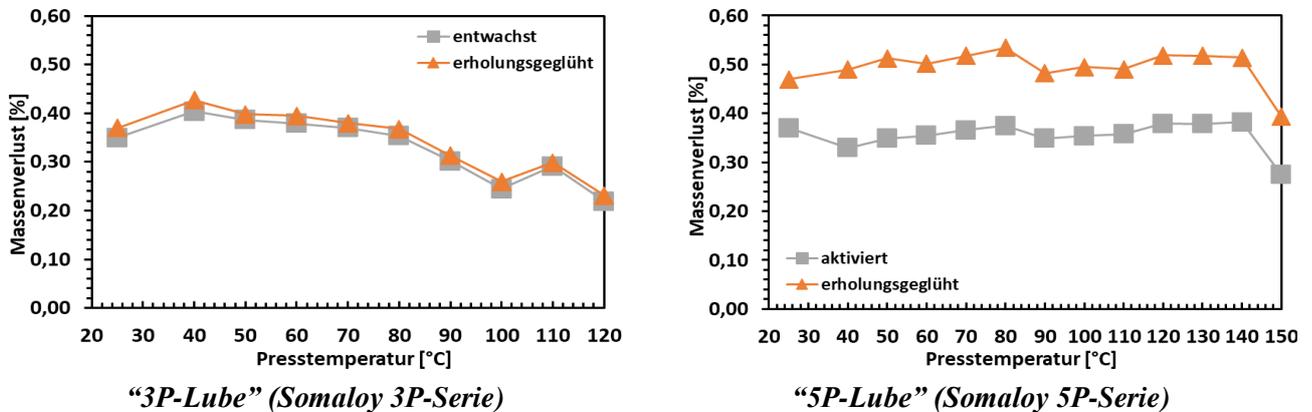
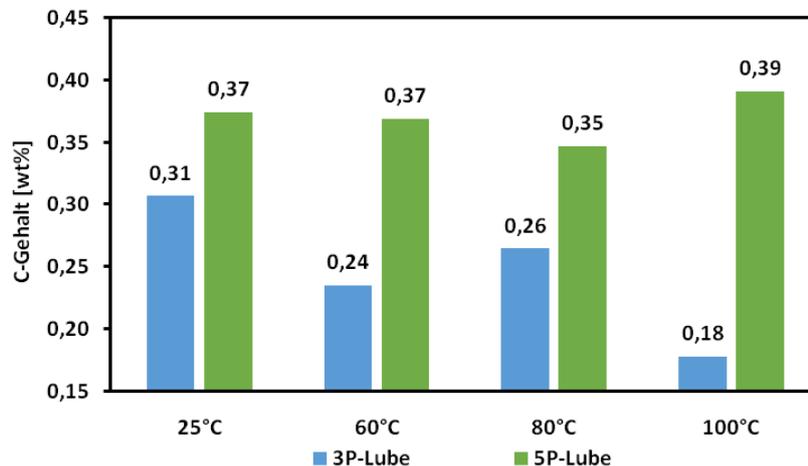


Abb. 64: Verlauf des Entwachsungsvorganges bei der Verwendung von verschiedenen kommerziellen Schmieradditiven, Proben gepresst bei 800 MPa im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, entwacht (3P-Serie:400°C für 15 min; 5P-Serie: 450°C für 20 min) und erholt (3P-Serie: 550°C für 15 min; 5P-Serie:650°C für 15 min).

Die angeführten Resultate legen dar, dass bei Presstemperaturen  $>80^{\circ}\text{C}$  durch die Wärmebehandlungsvorgänge deutlich weniger „3P-Lube“ entfernt wurde. Moderne Schmieradditive, die in der Pulvermetallurgie eingesetzt werden, sind so ausgelegt, dass sie im Zuge des Pressvorgangs zwischen Pulverbett und Matrize wandern, um höhere Gründichten zu generieren und insbesondere den Ausstoßwiderstand zu verringern. Bei höheren Presstemperaturen wird dieser Effekt durch die starke Reduzierung der Viskosität verstärkt hervorgerufen, wodurch ein Teil des Presshilfsmittels gänzlich aus dem Pulverbett herausgedrückt wurde. Dieser Zusammenhang konnte auch anhand der C-Gehalte bestätigt werden, welche darlegen, dass der Presshilfsmittelgehalt der Presslinge deutlich unterhalb des Niveaus der Pulver liegt.

Der Effekt, dass das Presshilfsmittel gänzlich aus dem Pulverbett herausgedrückt wird, trat beim „5P-Lube“ erst bei Temperaturen von  $150^{\circ}\text{C}$  auf. Hier konnte die höhere thermische Beständigkeit des „5P-Lube“ als Ursache identifiziert werden, was sich auch in den höheren erforderlichen Entwachsungstemperaturen bemerkbar machte.

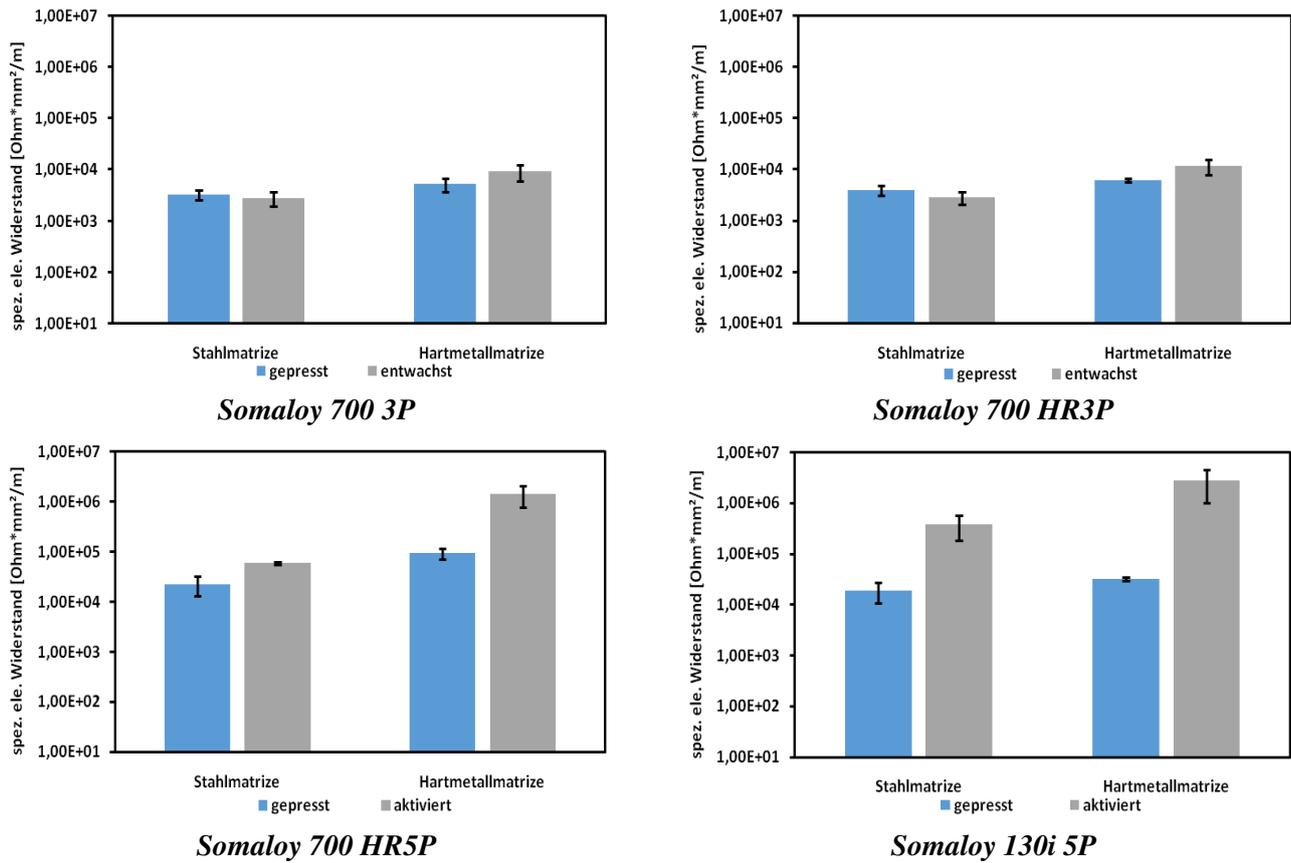


*Abb. 65: C-Gehalte der SMC-Komponenten nach dem Pressen in Abhängigkeit von der Matrizentemperatur, Proben gepresst bei 800 MPa in der Stahlmatrize.*

#### 4.2.1.2. Auswirkungen der Entwachsung auf die Isolationseigenschaften

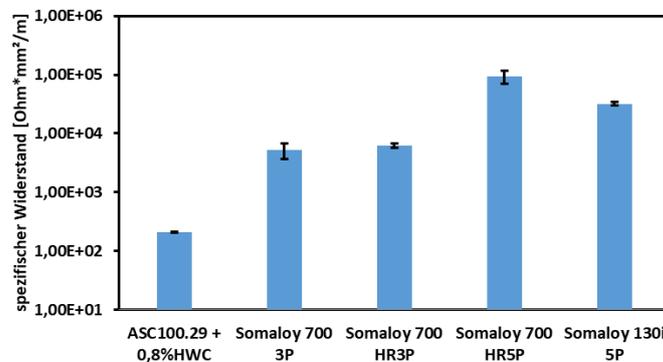
Hier ergab sich der zunächst überraschende Zusammenhang, dass der elektrische Widerstand durch das Entfernen der Schmieradditive nicht reduziert wurde (siehe Abb. 66). Beim Pulver der 5P-Serie wurden die Isolationseigenschaften durch das „Aktivieren“ sogar signifikant verbessert.

Es ist anzumerken, dass in der Literatur festgestellt werden konnte, dass bei Reineisen-Presslingen der Presshilfsmittelgehalt den elektrischen Widerstand determiniert [109], wodurch im Zuge der Entwachsung der elektrische Widerstand massiv reduziert wird. Demzufolge konnten im Bereich von SMCs grundlegend andere Zusammenhänge erfasst werden.



**Abb. 66: Einfluss der Entwachung/Aktivierung (3P-Serie 400°C für 15 min; 5P-Serie: 450°C für 20 min) auf den spezifischen elektrischen Widerstand der SMC-Komponenten, Proben gepresst bei 800 MPa und 25°C in unterschiedlichen Presswerkzeugen.**

In Abb. 67 wird dargelegt, dass der spezifische elektrische Widerstand der SMC-Proben deutlich höher ist als jener der ASC 100.29-0,80 wt% HWC-Proben. Bedenkt man, dass die SMC-Komponenten mit 0,40 wt% lediglich den halben Presshilfsmittelgehalt aufweisen wie die Reineisenpresslinge und dennoch einen weitaus höheren Widerstand aufweisen, lässt sich argumentieren, dass der elektrische Widerstand der SMC-Proben durch die Qualität der Oberflächenbeschichtung determiniert wird und nicht durch das Presshilfsmittel. Infolgedessen bedeuten diese Ausführungen, dass anhand der elektrischen Widerstandswerte unmittelbar die Schädigung der Isolierschicht abgeschätzt werden kann.



**Abb. 67: Vergleich des spezifischen elektrischen Widerstands der SMC-Presslinge und der ASC 100.29-0,80 wt% HWC-Proben (alle Proben im Presszustand, gepresst bei 800 MPa und RT im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize).**

Dennoch scheinen die Ergebnisse bezüglich der 5P-Pulver zunächst überraschend, wonach durch das „Aktivieren“ eine Erhöhung des elektrischen Widerstands eintritt. Eine Erklärung könnte durch den Aufbau der Isolierschicht geliefert werden. Wie bereits in 4.1. ausgeführt, weisen diese Pulvervarianten in der obersten Lage eine Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht auf. Im Bereich von SMCs ist der Einsatz von Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> gut bekannt, wodurch mechanisch induzierte Schäden in der Isolierschicht überdeckt werden sollen [96].

Allerdings wird wie bereits erwähnt in der Literatur hier ein „superplastisches“ Verhalten von Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> beim Pressen als verantwortlicher Mechanismus angeführt. Da aber ein superplastisches Verhalten bei den Pressbedingungen nicht denkbar ist [97-98], wurde in 4.1.2. ein alternativer Mechanismus als Ursache vorgeschlagen, der durch die Resultate dieses Kapitels verifiziert werden konnte. Demnach werden die mechanischen Schäden nicht bereits beim Pressen überdeckt, sondern erst im Zuge der Wärmebehandlung durch den thermisch aktivierbaren Charakter der Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht. Dabei stellt metallisches Bi den thermisch aktivierbaren Part dar, welches bei Temperaturen > 300°C aufschmilzt und sich auf Grund der besseren Benetzbarkeit des Metallsubstrats gegenüber den oxidischen Verbindungen speziell in den geschädigten Bereichen der Isolierschicht sammelt. Anschließend könnte das metallische Bi durch eine Reaktion mit vorhandenem Restsauerstoff (z.B. aus N<sub>2</sub>-Fluss; Ausbildung von Anlauffarben bei Presslingen) oder durch die eintretende Autooxidation bei längerer Lagerung an Luft zu Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oxidiert werden, wodurch eine lokale „Ausheilung“ der Isolierschicht stattfindet.

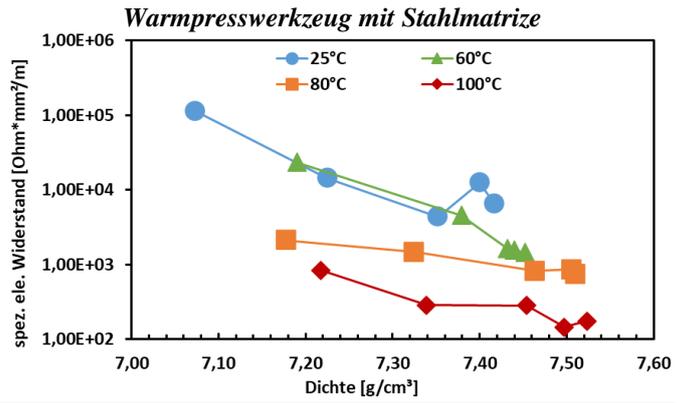
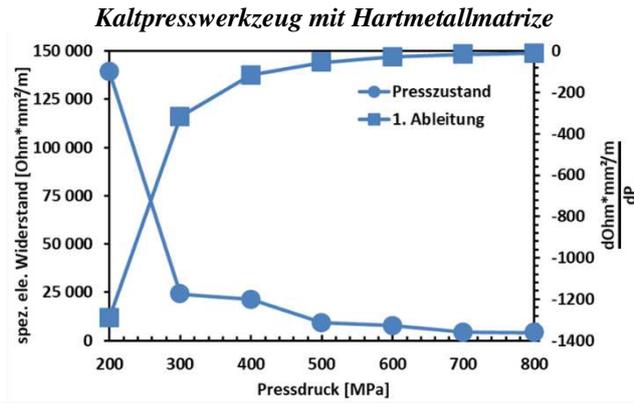
#### 4.2.1.3. Einfluss der Presshilfsmittel auf die Qualität der Isolierschicht

Anhand der Resultate dieser Arbeit konnte nachgewiesen werden, dass die Presshilfsmittel eine wichtige Rolle spielen, um die Intaktheit der Isolierschicht nach dem Pressvorgang in einem zufriedenstellenden Maße aufrecht zu erhalten. Denn die elektrischen Widerstandswerte in Abb. 68 stellen dar, dass besonders bei niedrigen Pressdrücken, also in jenen Druckbereichen, in denen die Partikelumlagerungen dominieren [110], die Sperrschicht geschädigt wird.

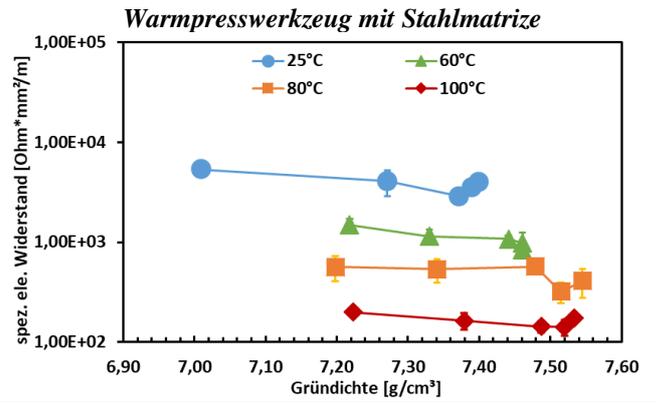
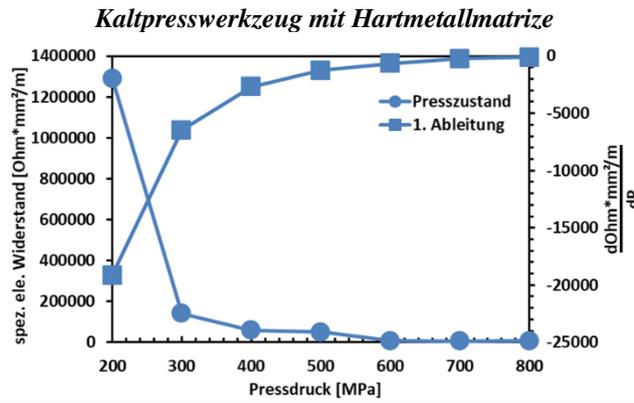
Dementsprechend liegt der Schluss nahe, dass die Isolierschicht in Folge der resultierenden interpartikulären Reibungen mechanisch geschädigt wird. Darüber hinaus wird aus diesen Graphiken auch dargelegt, dass die steigende Partikeldeformation in diesem Mechanismus eine untergeordnete Rolle einnimmt, da in höheren Pressdruckbereichen von 600 MPa – 800 MPa keine signifikanten Schädigungen der Sperrschicht eintritt.

Zudem besteht die Möglichkeit, je nach Variation der Prozessroute (siehe Abb.68, Graphiken rechts; Adaptierung des Pressdrucks und der Presstemperatur; man beachte hier die logarithmische Skalierung der y-Achse) trotz steigender Gründichten bessere Isolationseigenschaften zu generieren.

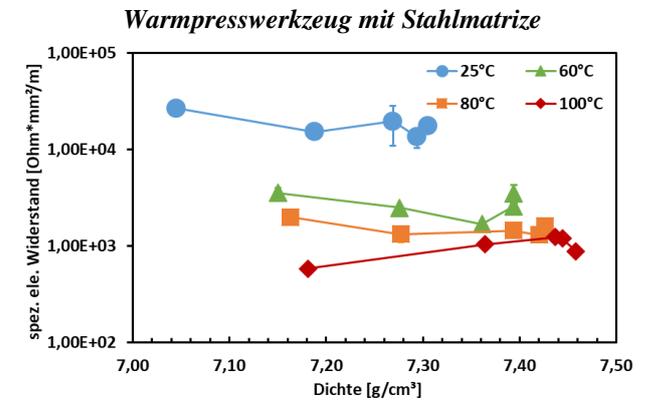
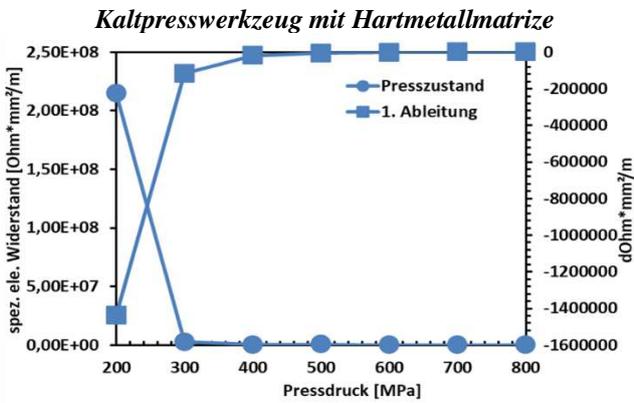
**Somaloy 700 3P**



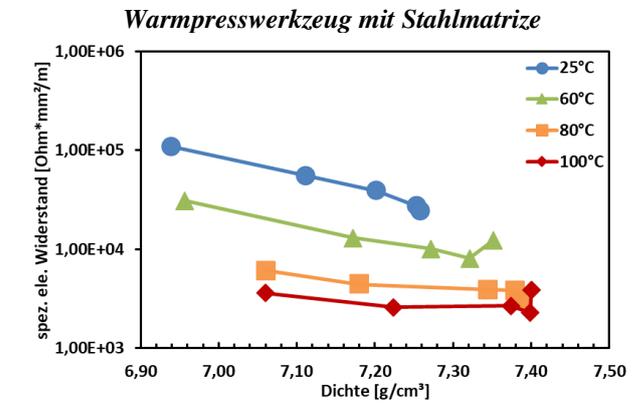
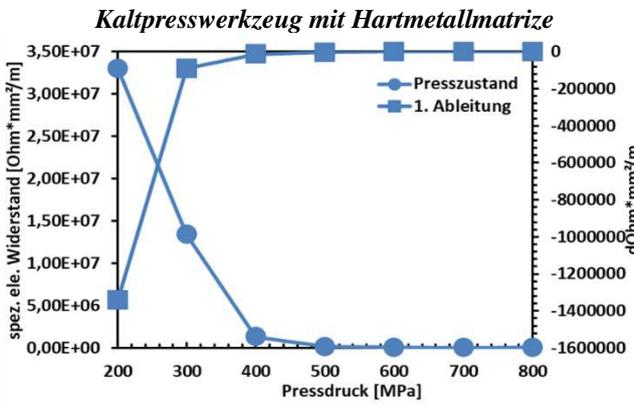
**Somaloy 700 HR3P**

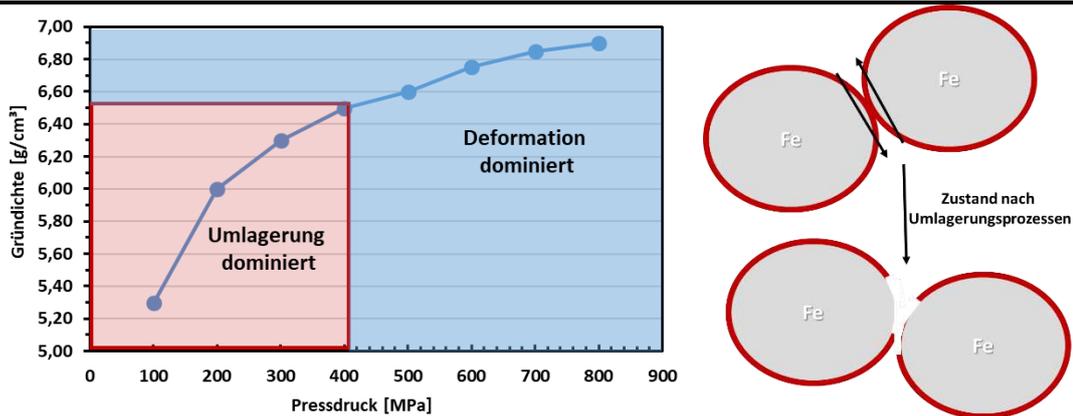


**Somaloy 700 HR5P**



**Somaloy 130i 5P**





**Abb. 68: Ursache der mechanischen Isolierschichtschädigung durch Variation des Pressdrucks, inklusive Darstellung der dominanten Bereiche der Partikelumlagerung und Deformation beim Pressprozess, dargestellt an Hand einer Verpressbarkeitskurve am SMC550kE-Pulver der Fa. Höganäs [110].**

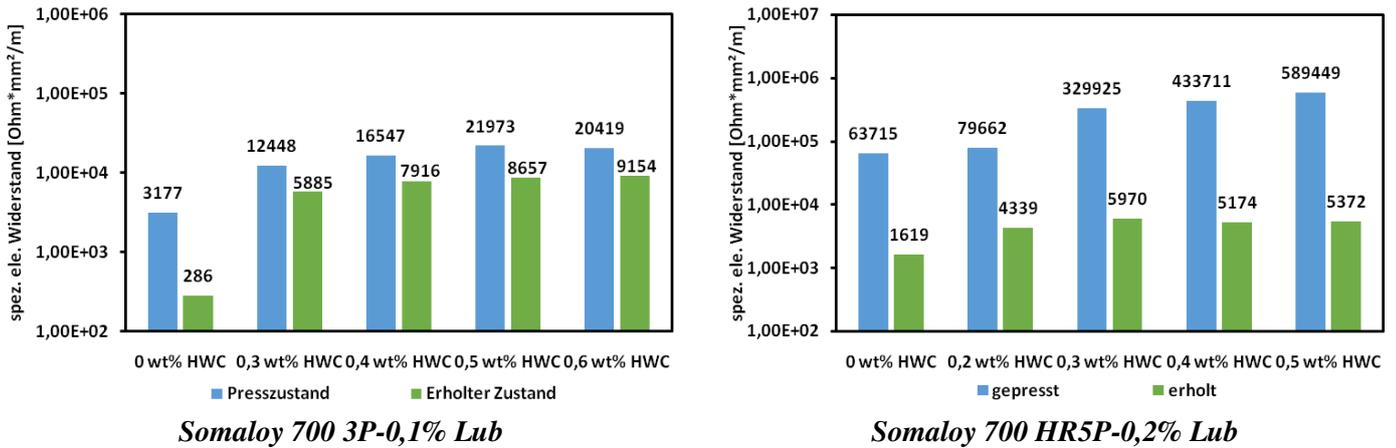
Zweifelsohne weisen diese Resultate darauf hin, dass Presshilfsmittel im Bereich von SMCs eine wichtige Funktion beim Pressen spielen, da durch deren Schmierwirkung die interpartikulären Reibungen gehemmt werden. Um diese These zu untermauern, wurden weiterführende Versuche durchgeführt, wobei untersucht wurde, inwiefern die Art und die Mengen der enthaltenen Schmieradditive die Qualität der Isolierschicht beeinflussen. Dafür wurden zunächst Presshilfsmittel-reduzierte Varianten (Somaloy 700 3P-0,1% Lub und Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub) mit den folgenden Additiven gemischt:

- Höchst Wachs C (Ethylenbistereamid), Höganäs Schweden, 0,2 wt% - 0,6 wt%.
- TIMREX KS75 Graphit, TIMCAL (jetzt IMERYS), Schweiz, 0,6 wt%
- Stearinsäure, Sigma-Aldrich, Deutschland (Reinheit 95%), 0,2 wt% - 0,3 wt%

Für die Herstellung der Pulvermischungen wurden die Presshilfsmittel-reduzierten Varianten mit den entsprechenden Mengen an Schmieradditiven in einer PE-Flasche eingewogen. Anschließend wurden die Pulvermischungen unter der Zugabe von Stahlkugeln und einer Stahlspirale an einem Taumelmischer für 10 min homogenisiert.

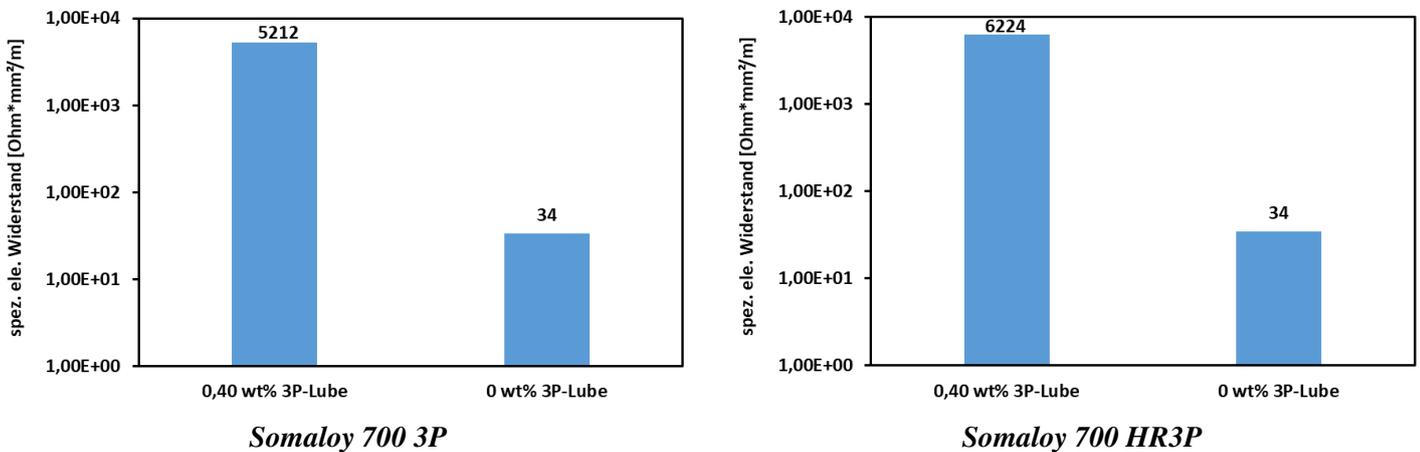
Zudem wurden die kommerziellen 3P-Varianten (0,40 wt% „3P-Lube“) bei 400°C für 30 min entwacht (Praktische Durchführung siehe 3.1. zum Thema Pulverglühungen), um auch Widerstandswerte von Presslingen zu erhalten, wobei die Pulver beim Pressen kein internes Presshilfsmittel aufgewiesen haben. An dieser Stelle muss darauf hingewiesen werden, dass die angeführte Temperatur zur Entfernung des „3P-Lube“ bedenkenlos verwendet werden konnte, denn bereits in Abb. 66 wurde aufgezeigt, dass der Entwachungsvorgang bei 400°C zu keinem thermischen Abbau der Isolierschicht führt. Die oben erwähnten Pulverproben wurden anschließend im Kaltpresspresswerkzeug bei 25°C mit 800 MPa gepresst. In weiterer Folge wurden die elektrischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der eingesetzten Presshilfsmittelmenge sowie vom Schmiermitteltyp untersucht. Die diesbezüglichen Graphiken bestätigen die oben angeführte These, wonach eine verbesserte Schmierwirkung das Ausmaß der Isolierschichtschädigung signifikant reduziert. Dies geht einerseits daraus hervor, dass steigende Gleitmittelgehalte zur Erhöhung des elektrischen Widerstands führen. An dieser Stelle darf daran erinnert werden, dass vorhandene Presshilfsmittel in den gepressten Varianten

aber keinen nachweisbaren Beitrag zur gesamten Isolierwirkung liefern. Daher repräsentiert der elektrische Widerstandswert nur die Intaktheit der vorhandenen Isolierschicht.



**Abb. 69: Einfluss des Presshilfsmittel-Gehalts auf die Isolierfähigkeit der SMC-Proben, Proben gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize bei 800 MPa und RT (3P-Serie: erholt bei 550°C für 10 min; 5P-Serie: erholt bei 650°C für 10 min).**

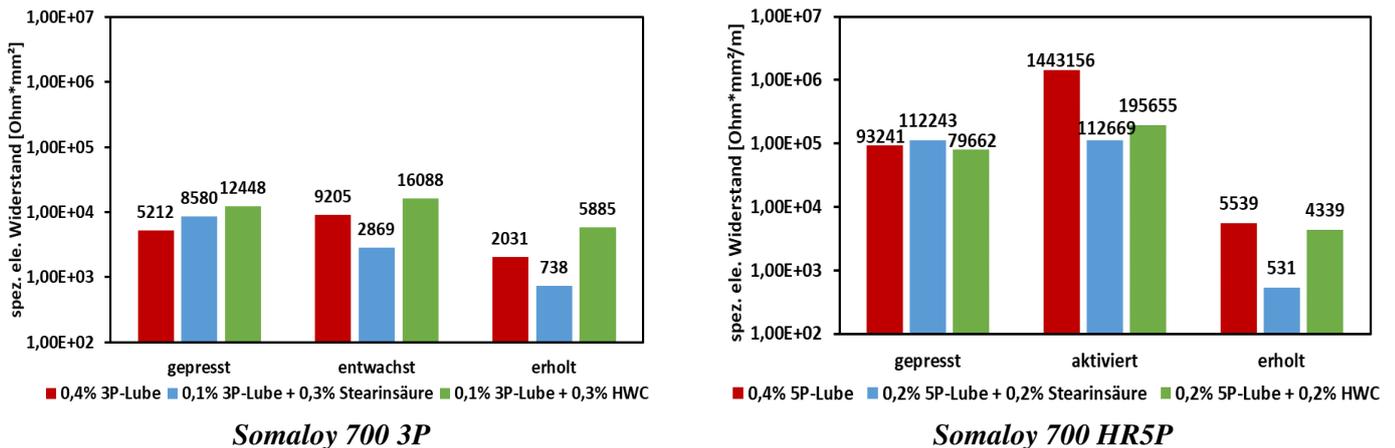
Andererseits zeigen die Resultate in Abb.70, dass das Fehlen der Schmieradditive beim Pressen zu einer massiven Schädigung der Isolierschicht führt, da die Presslinge der entwachsenen Pulver deutlich schlechtere Isolierfähigkeiten aufweisen, als jene der kommerziellen Pulvervarianten. Dementsprechend konnte nachgewiesen werden, dass die Presshilfsmittel de facto nichts zur Isolierung der SMC-Matrix beitragen, diese aber sehr wohl die Qualität der Isolierschicht maßgeblich beeinflussen, da sie die anorganischen Isolierschichten beim Pressen „schonen“.



**Abb. 70: Spezifische elektrische Widerstände der SMC-Presslinge; 0,40 wt% „3P-Lube“: kommerzielle Pulvervarianten, 0 wt% „3P-Lube“: Pulver vor dem Pressen entwachsen, Proben gepresst bei 25°C mit 800 MPa im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize.**

Der Vergleich der organischen Presshilfsmittel in Abb. 71 führt zu weiteren interessanten Zusammenhängen. Dabei zeigte sich, dass Presshilfsmittel nicht nur durch die Schmierwirkungen im Zuge des Pressens, sondern auch durch die Wechselwirkungen beim Entwachsen/Erholen die Qualität der Isolierschicht maßgeblich beeinflussen. Es konnte nämlich festgestellt werden, dass je nach Art des verwendeten Presshilfsmittels der spezifische elektrische Widerstand beim Wärmebehandeln in unterschiedlichem Maße reduziert wird (siehe Abb. 71). So weisen beispielsweise die stearinsäurehaltigen Proben im Presszustand

einen höheren Widerstand auf als die kommerziellen Somaloy-Varianten. Im Gegensatz dazu haben die stearinsäurehaltigen Proben im erhaltenen Zustand aber die schlechtesten Isolationseigenschaften. Diese Zusammenhänge könnten darauf zurückzuführen sein, dass die Zersetzungsprodukte der Stearinsäure weitaus reaktiver sind als jene von HWC, „3P-Lube“ oder „5P-Lube“, wodurch die vorhandenen Isolierschichten durch eintretende Reduktionsreaktionen in höherem Maße angegriffen werden. Abhilfe könnte durch ein „sanftes Entfernen“ der Stearinsäure bei milderem Temperaturen unter der Verwendung von Vakuum geschaffen werden.



**Abb. 71: Vergleich der spezifischen elektrischen Widerstände der untersuchten SMC-Typen beim Einsatz von unterschiedlichen organischen Presshilfsmitteln, Proben gepresst bei 800 MPa und RT im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize (3P-Serie: erholt bei 550°C für 10 min; 5P-Serie: erholt bei 650°C für 10 min).**

Auf jeden Fall zeigen die Resultate, dass Presshilfsmittel im Bereich von SMCs eine entscheidende Rolle spielen, um die gewünschten Isolationseigenschaften zu erreichen. Dabei sollte das folgende (idealisierte) Eigenschaftsprofil angestrebt werden:

- Gute Schmierwirkung bei geringen Gehalten
- Geringer Verlust der Schmierfähigkeit mit steigender Presstemperatur (möglichst kein „Herauswandern aus dem Pulverbett“)
- Niedrige thermische Beständigkeit, um eine Entwachsung bei milden Temperaturen zu ermöglichen
- Ausbildung von möglichst stabilen, wenig reaktiven Zersetzungsprodukten, um die Isolierschicht beim Wärmebehandeln zu schonen

## 4.2.2. Eigenschaftsprofile der SMC-Proben

### 4.2.2.1. Basis-Routen

Wie bereits in 3.2. erläutert wurden zur Verarbeitung der SMC-Pulver Standardparameter (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C und Wärmebehandlungsmethode: Double Step) festgelegt. Bei diesen Datenreihen wurden v.a. die Erholungsparameter ermittelt, welche die Kernverluste bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenzen von 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz minimierten. In weiterer Folge wurde beurteilt, inwiefern eine Variation der Wärmebehandlungsmethode bzw. die Reduzierung des Pressdrucks möglich ist, um minimale Kernverluste sicherzustellen. Dieses Arbeitsschema ist graphisch in Abb. 72 zusammengefasst.

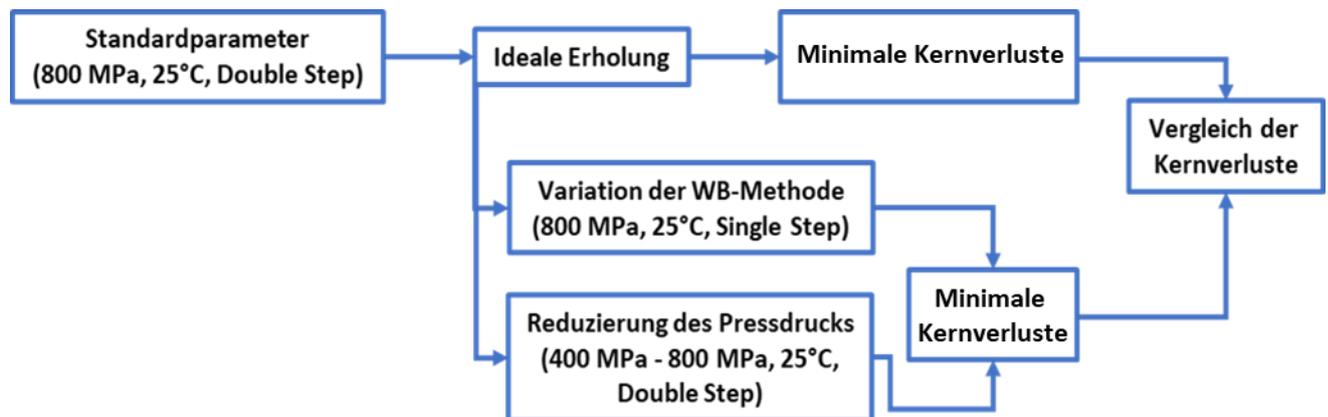


Abb. 72: Verwendetes Schema im Zuge der Basis-Routen zur Ermittlung der idealen Erholungsparameter, sowie Überprüfung des Einflusses der WB-Methode und des Pressdrucks.

#### 1. Standardparameter (800 MPa und 25°C, Double Step-Methode)

Die nachfolgende Auflistung zeigt zur Übersicht die verwendeten Standardparameter der Basis-Route inklusive der untersuchten Erholungsparameter (Temperatur und Haltezeit).

Tab. 19: Darstellung der Standardparameter der Basis-Route.

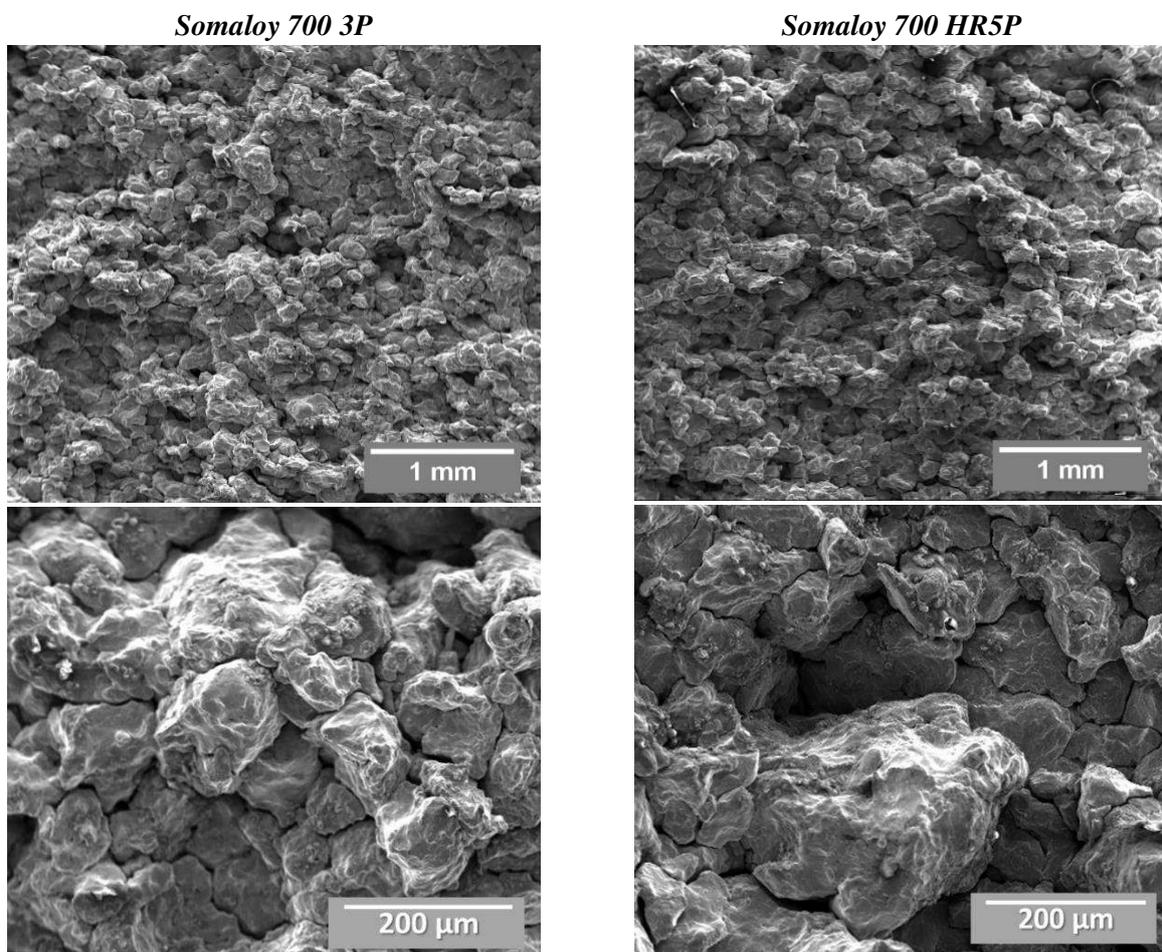
Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	WBT	WBZ
800 MPa	25°C	Double Step	500°C – 800°C	5 min – 20 min

In Tab. 20 werden die Resultate für Dichte und magnetische Sättigung dargestellt. Die sinkenden Dichtewerte im Zuge der Wärmebehandlung sind auf das Entweichen der Schmieradditive zurückzuführen, da der prozentuelle Dichteverlust exakt mit den jeweiligen Gehalten von „3P-Lube“ bzw. „5P-Lube“ übereinstimmt. Die magnetischen Sättigungen ( $\mu\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{kg}$ ) zeigen auf, dass die vorliegende Fe-Basis eine hohe Reinheit aufweist. Dabei liegen die massenspezifischen Sättigungen, trotz der vorhandenen Porosität (Wirkung der Poren als Demagnetisierungsfelder) und Isolierschichten in der Nähe des Kennwertes von Reineisen ( $273 \mu\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{kg}$ ). Allerdings sind auch die technisch relevanteren Werte der volumenbezogenen Sättigungen zu beachten, welche durch die vorliegenden Porositäten deutlich unterhalb des Kennwertes von Reineisen (2,15 T) liegen. Auf Grund dessen, dass die SMC-Körper naturgemäß im ungesinterten Zustand vorliegen, sind die mechanische Festigkeiten überschaubar (3-Punkt-Biegefestigkeiten:  $\sim 15 \text{ MPa}$ ; Druckfestigkeiten:  $\sim 200 \text{ MPa}$ ). Die

geringe mechanische Stabilität (v.a. bei Biegebeanspruchungen) wird auch durch die Tatsache ersichtlich, dass keinerlei plastische Verformung des Presslings beobachtet werden konnte [111]. Zudem zeigen die Bruchflächen in Abb. 73 einen scharfkantigen Verlauf, was die Sprödigkeit des Bruchverhaltens untermauert.

**Tab. 20: Dichte und magnetische Sättigung der SMC-Komponenten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route), kein Einfluss durch Erholungsparameter.**

Pulver	Dichte-gepresst (g/cm <sup>3</sup> )	Dichte-erholt (g/cm <sup>3</sup> )	Magn. Sättigung ( $\mu\text{T}\cdot\text{m}^3/\text{kg}$ )	Magn. Sättigung (T)
Somaloy 700 3P	7,38	7,35	264	1,95
Somaloy 700 HR3P	7,33	7,30	264	1,94
Somaloy 700 HR5P	7,30	7,26	263	1,92
Somaloy 130i 5P	7,26	7,22	261	1,89



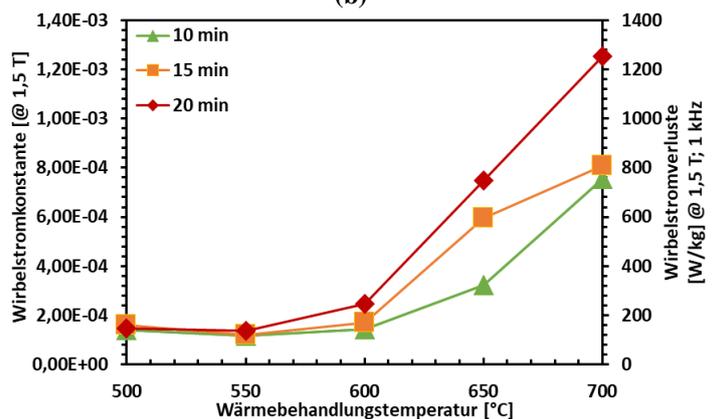
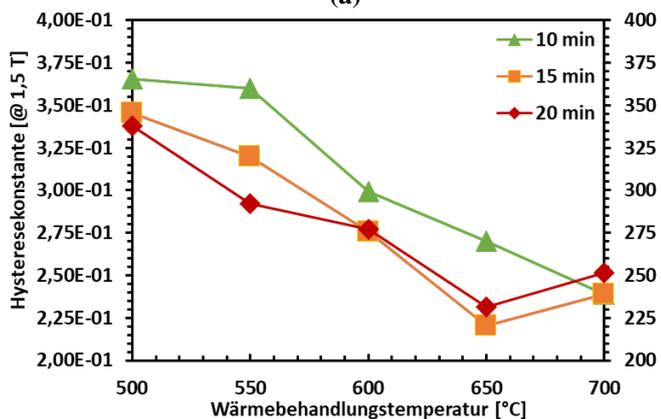
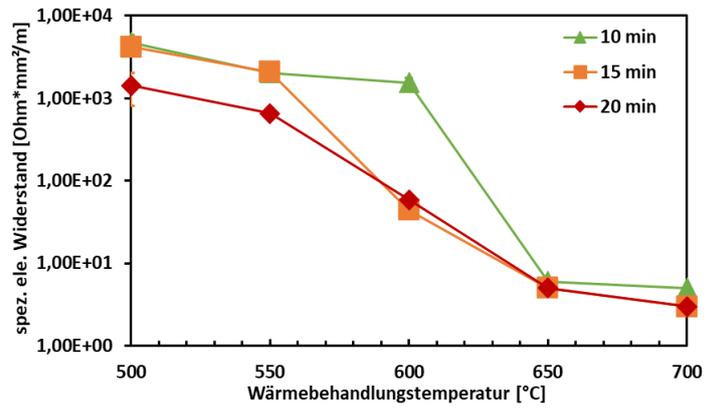
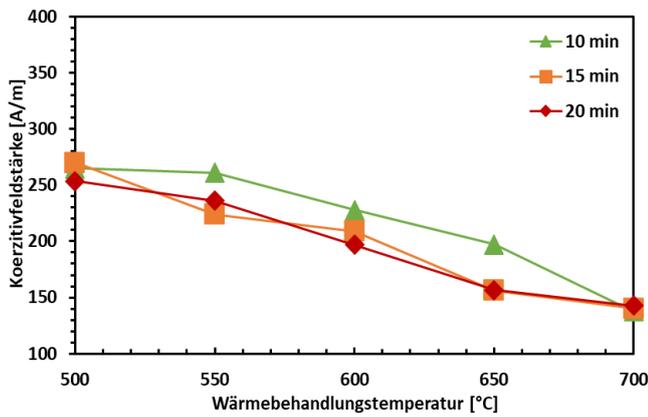
**Abb. 73: Darstellung der Bruchflächen anhand von ausgewählten SMC-Komponenten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route).**

Durch Wärmebehandlung der Presslinge wurde der notwendige Abbau von Spannungen und Defekten umgesetzt. Dabei führte die Erhöhung von Temperatur und Haltezeit, wie es zu erwarten war, zur Begünstigung der Kristallgittererholung, ersichtlich anhand der Reduzierung der  $H_C$  und der  $C_H$  (Abb. 74). Infolgedessen reduzieren schärfere Erholungsparameter auch die Hystereseverluste, in Abb.74 dargestellt für 1 kHz, was aber für alle Frequenzen gilt. Zwar war das Erholen der gepressten SMC-Komponenten essenziell, um die Hystereseverluste zu reduzieren, allerdings führte dieser Prozessschritt zur thermischen Schädigung der

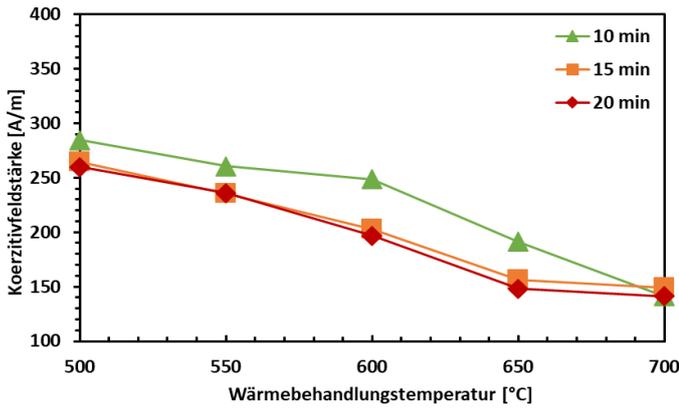
Isolierschicht, nachgewiesen durch die sinkenden elektrischen Widerstände (man beachte die logarithmische Skalierung der y-Achse) sowie die steigenden  $C_{EC}$ -Werte (Abb.74). Dementsprechend erhöhen schärfere Erholungsparameter die Wirbelstromverluste, in Abb.74 dargestellt für 1 kHz, was aber für alle Frequenzen gilt. Die Graphiken legen dar, dass vor allem beim Überschreiten bestimmter Erholungstemperaturen die Schädigung der Isolierschicht derart stark ausgeprägt ist, dass eine massive Ausbreitung der Wirbelströme ermöglicht wurde. Bei den Pulvern der 3P-Serie konnte gezeigt werden, dass Erholungstemperaturen  $\geq 600^\circ\text{C}$  besonders schädlich sind, da ein starker Anstieg von  $C_{EC}$  und der Wirbelstromverluste bei 1 kHz eintritt. Ursache ist, dass in diesem Temperaturbereich das vorhandene  $\text{FePO}_4$  in phosphatierten SMCs bekanntermaßen besonders instabil ist [23; 103], wobei in 4.1.2. eine ferrothermische Reduktion als wirkender Mechanismus ausgemacht wurde. Bei den 5P-Varianten tritt der starke Anstieg der Wirbelstromverluste erst bei wesentlich höheren Erholungstemperaturen ein, wodurch die in der Literatur beschriebenen positiven Einflüsse [23; 81; 96] der zusätzlichen Verbindungen (organisches Silan – nach Erholungsglühen  $\text{SiO}_2$  – und  $\text{Bi-Bi}_2\text{O}_3$ ) bestätigt werden können.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Dissertation ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar. The approved original version of this doctoral thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

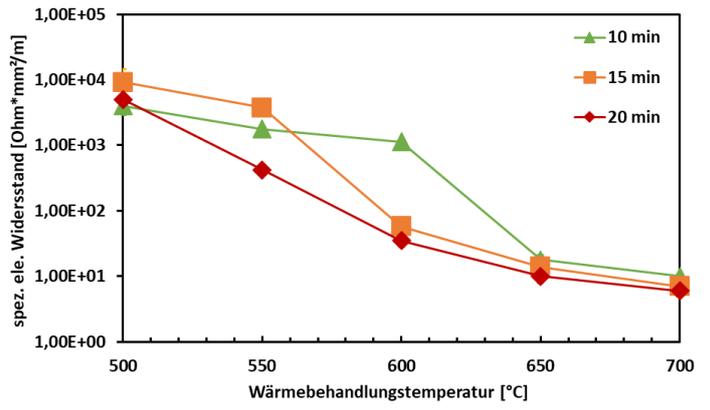
Somaloy 700 3P



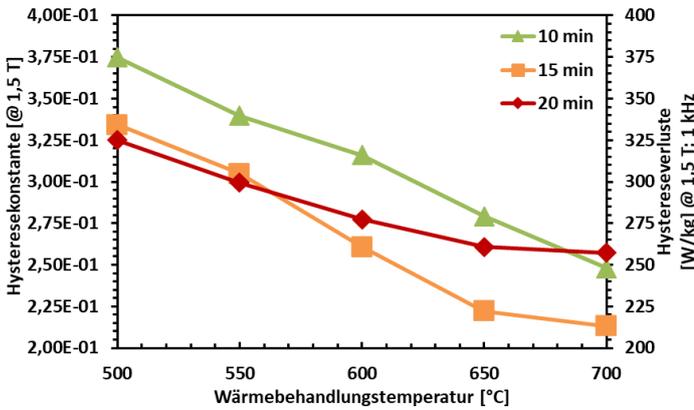
**Somaloy 700 HR3P**



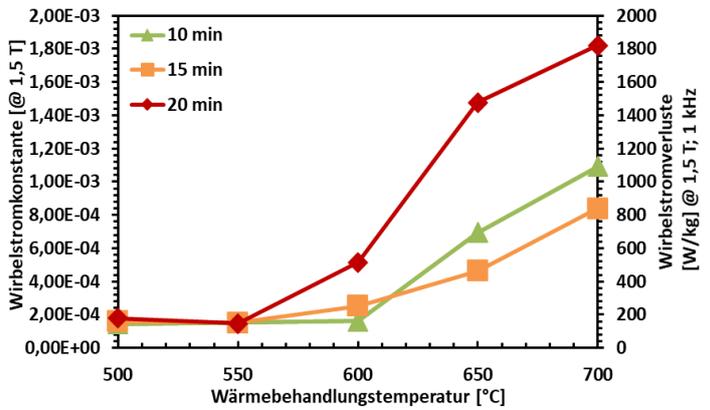
(a)



(b)

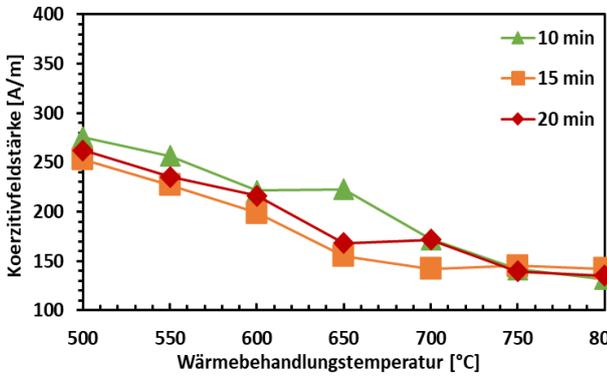


(c)

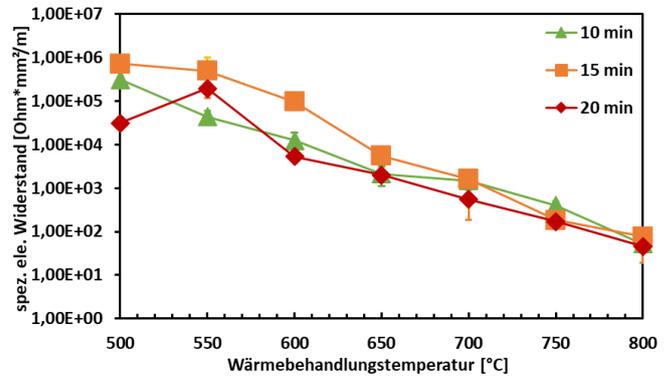


(d)

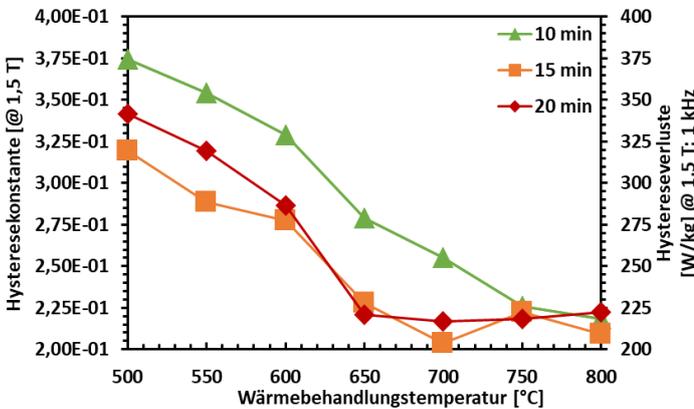
**Somaloy 700 HR5P**



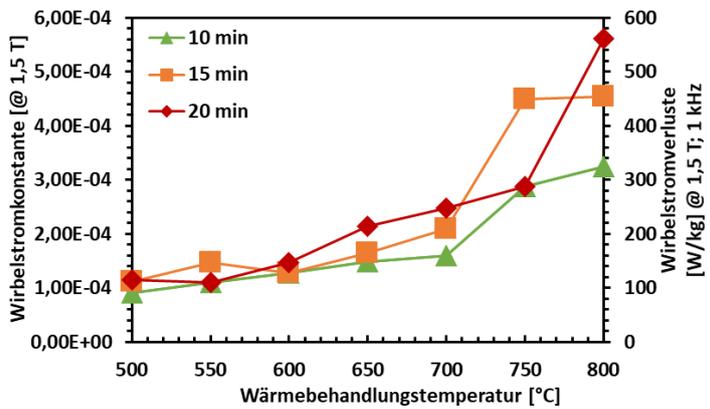
(a)



(b)

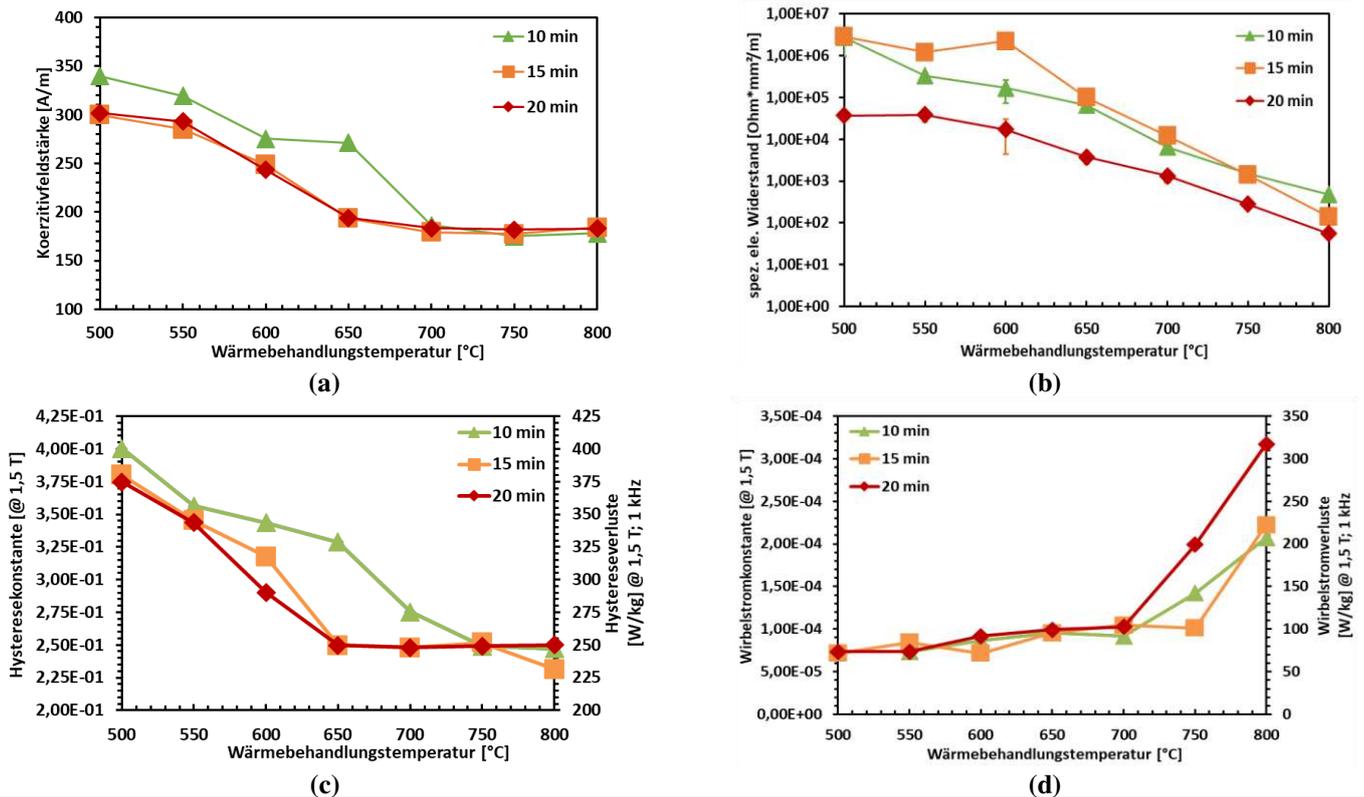


(c)



(d)

## Somalo 130i 5P



**Abb. 74: Koerzitivfeldstärke (a), spezifischer elektrischer Widerstand (b), Hysterese (c)- und Wirbelstromkonstanten (d) in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungstemperatur, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 170 mm<sup>2</sup>,**

Aus den angeführten Resultaten geht hervor, dass die gewählten Erholungsparameter den resultierenden Kernverlust massiv beeinflussten, da je nach Wahl von Temperatur oder Haltezeit die Hysterese- und Wirbelstromkonstanten, also jene Materialkennwerte, welche den Kernverlust bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenz festlegen, verändert werden. In weiterer Folge wurden die idealen Erholungsparameter für Anwendungen bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz ermittelt, wodurch die Kernverluste bei entsprechender Ummagnetisierungsfrequenz minimiert wurden (siehe Tab. 21). Dieser ideale Betriebspunkt hängt maßgeblich von der gewünschten Anwendungsfrequenz ab. Dabei wird deutlich, dass mit steigender Ummagnetisierungsfrequenz zunehmend mildere Temperaturen den idealen Arbeitspunkt ergeben, da der Anteil der Wirbelstromverluste auf Grund der quadratischen Beziehung zur Frequenz stärker gewichtet wird. Das Abweichen der angeführten Erholungsparameter vom idealen Betriebspunkt führte dazu, dass aus verschiedenen Gründen ein Anstieg der Kernverluste generiert wurde:

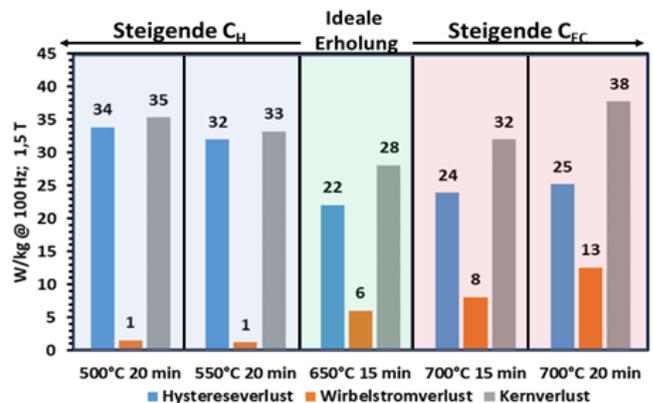
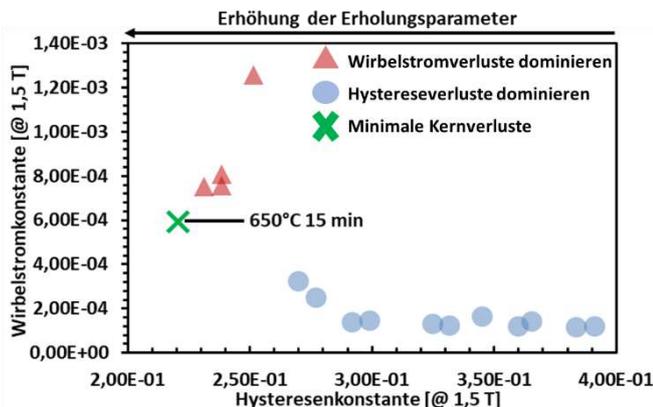
- Erholungsglühen unter milderen Bedingungen (Hystereseverluste dominieren)
  - konstante Wirbelstromverluste bzw. mäßige Reduzierung der Wirbelstromverluste
  - starke Erhöhung der Hystereseverluste, was die konstanten bzw. schwach reduzierten Wirbelstromverluste überkompensiert → Anstieg der Kernverluste
- Erholungsglühen unter schärferen Bedingungen (Wirbelstromverluste dominieren)
  - Hystereseverluste werden reduziert
  - starke Erhöhung der Wirbelstromverluste, was die sinkenden Hystereseverluste überkompensiert → Anstieg der Kernverluste

**Tab. 21: Darstellung der Wärmebehandlungsparameter, die bei gegebener Frequenz zu den minimalen Kernverlusten führten (Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht).**

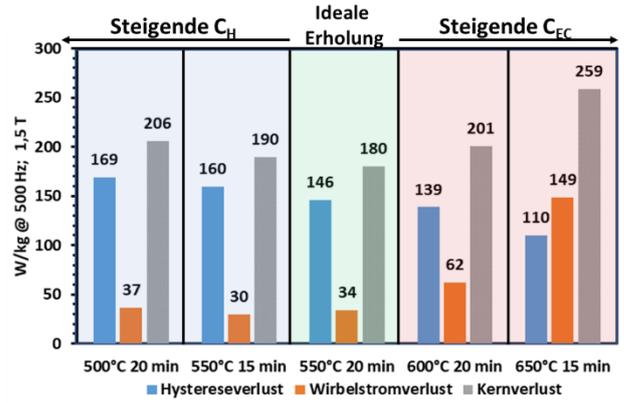
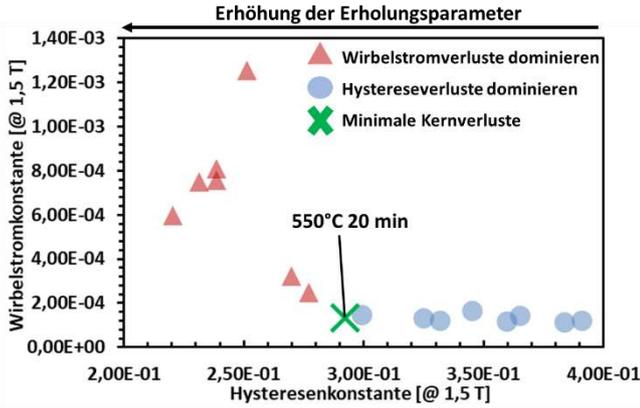
100 Hz					
Pulvertyp	WBT [°C]	WBZ [min]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]	Minimale P <sub>c</sub> [@ 1,5 T; 100 Hz]
Somaloy 700 3P	650	15	2,20*10 <sup>-1</sup>	5,95*10 <sup>-4</sup>	28 W/kg
Somaloy700 HR3P	650	15	2,22*10 <sup>-1</sup>	4,63*10 <sup>-4</sup>	27 W/kg
Somaloy 700 HR5P	700	15	2,04*10 <sup>-1</sup>	2,09*10 <sup>-4</sup>	22 W/kg
Somaloy 130i 5P	700	15	2,48*10 <sup>-1</sup>	1,05*10 <sup>-4</sup>	26 W/kg
500 Hz					
Pulvertyp	WBT [°C]	WBZ [min]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]	Minimale P <sub>c</sub> [@ 1,5 T; 500 Hz]
Somaloy 700 3P	550	20	2,92*10 <sup>-1</sup>	1,36*10 <sup>-4</sup>	180 W/kg
Somaloy700 HR3P	550	20	2,99*10 <sup>-1</sup>	1,47*10 <sup>-4</sup>	187 W/kg
Somaloy 700 HR5P	700	15	2,04*10 <sup>-1</sup>	2,09*10 <sup>-4</sup>	154 W/kg
Somaloy 130i 5P	650	15	2,50*10 <sup>-1</sup>	9,60*10 <sup>-5</sup>	149 W/kg
1000 Hz					
Pulvertyp	WBT [°C]	WBZ [min]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]	Minimale P <sub>c</sub> [@ 1,5 T; 1 kHz]
Somaloy 700 3P	550	20	2,92*10 <sup>-1</sup>	1,36*10 <sup>-4</sup>	428 W/kg
Somaloy700 HR3P	550	20	2,99*10 <sup>-1</sup>	1,47*10 <sup>-4</sup>	446 W/kg
Somaloy 700 HR5P	650	15	2,28*10 <sup>-1</sup>	1,65*10 <sup>-4</sup>	393 W/kg
Somaloy 130i 5P	650	15	2,50*10 <sup>-1</sup>	9,60*10 <sup>-5</sup>	345 W/kg

In den nachfolgenden Graphiken werden die C<sub>H</sub>/C<sub>EC</sub>-Wertepaare dargestellt, welche bei entsprechender Ummagnetisierungsfrequenz die Kernverluste minimierten. Zudem werden auch die Konsequenzen aufgezeigt, welche beim Abweichen vom idealen Betriebspunkt resultieren (Abb. 75).

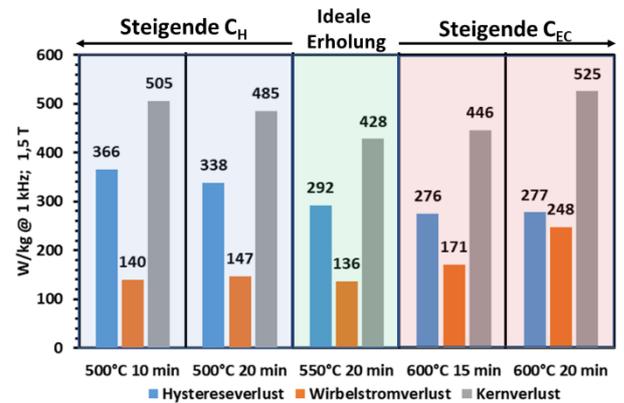
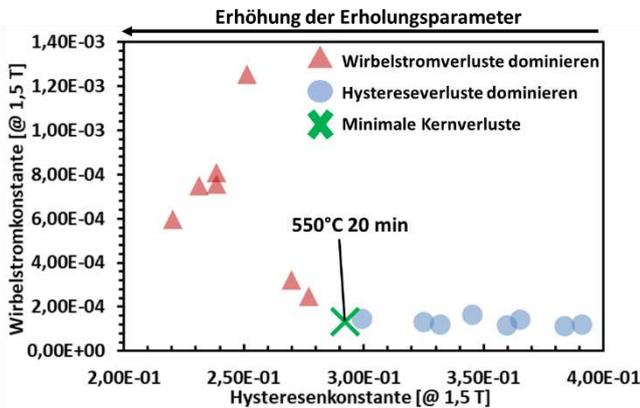
**Somaloy 700 3P**  
**100 Hz**



500 Hz

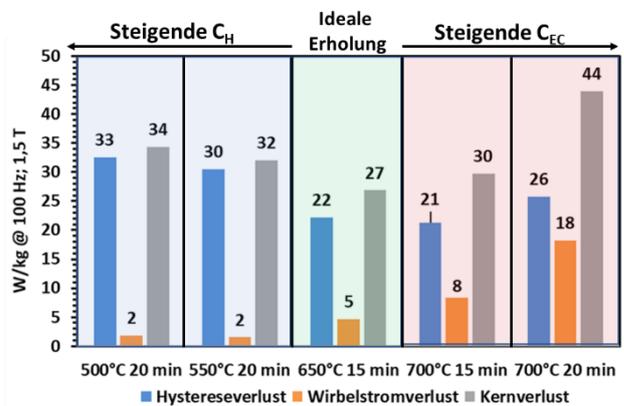
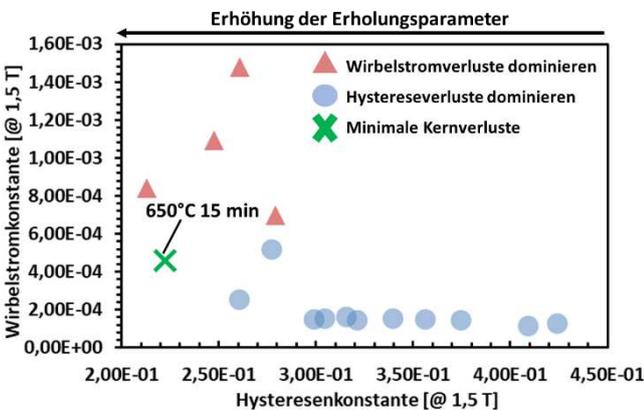


1000 Hz

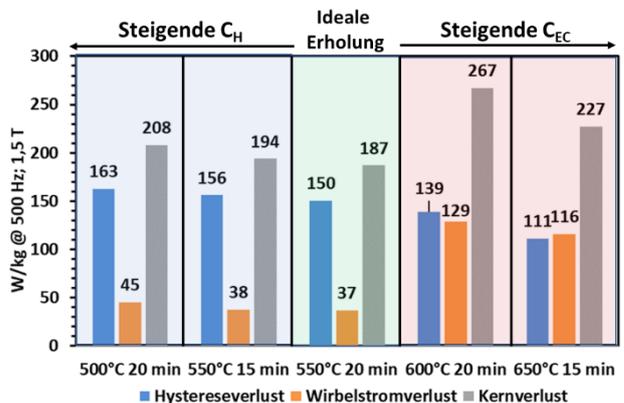
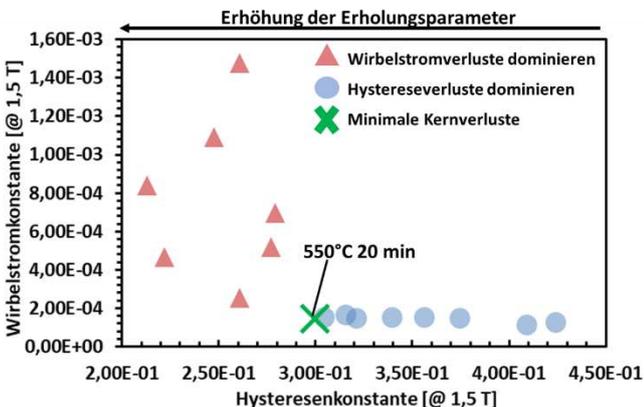


Somaloy 700 HR3P

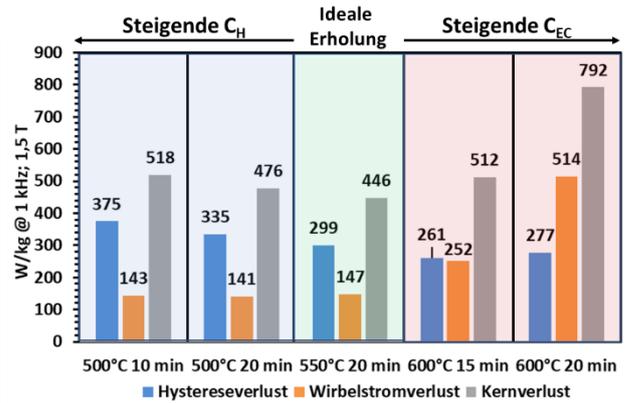
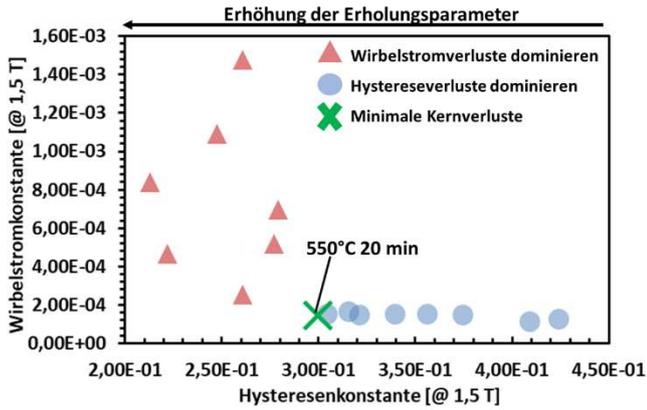
100 Hz



500 Hz

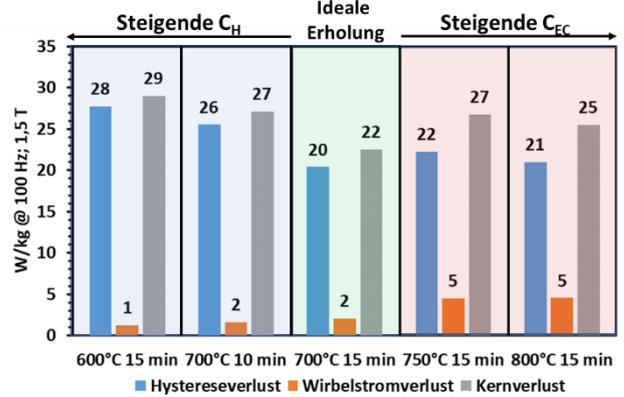
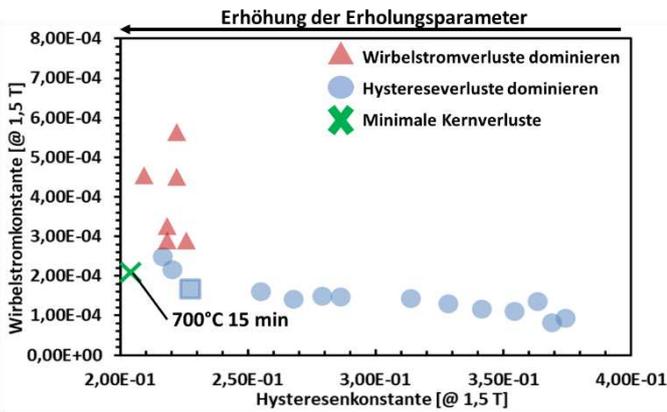


1000 Hz

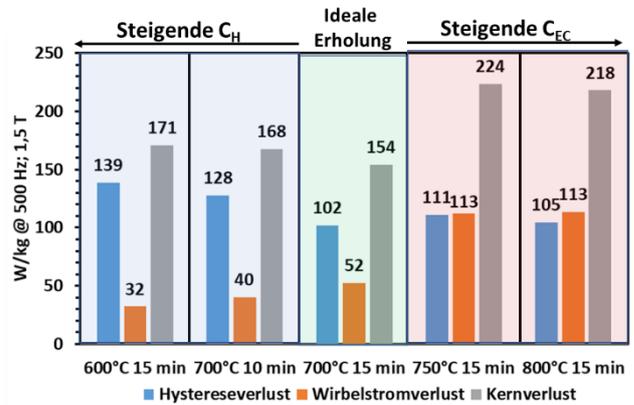
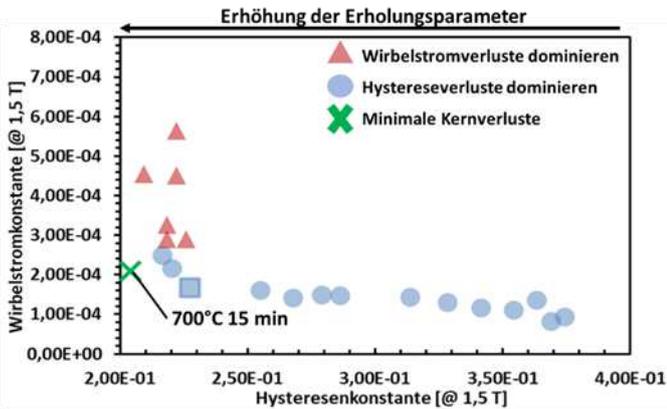


Somaloy 700 HR5P

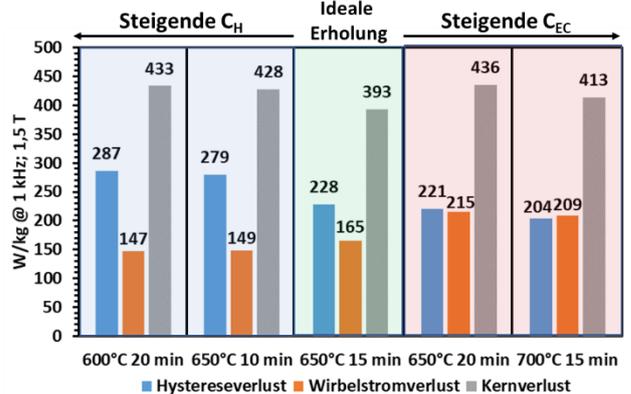
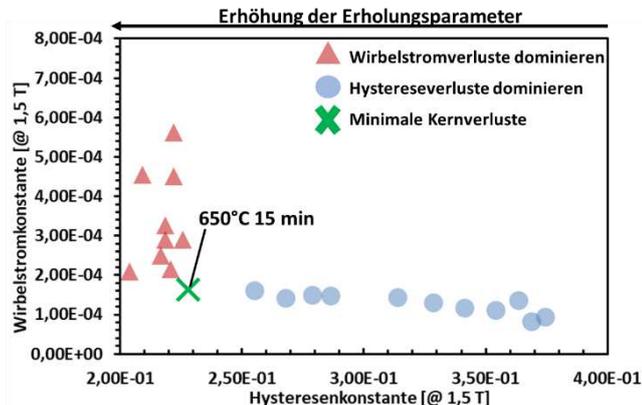
100 Hz



500 Hz

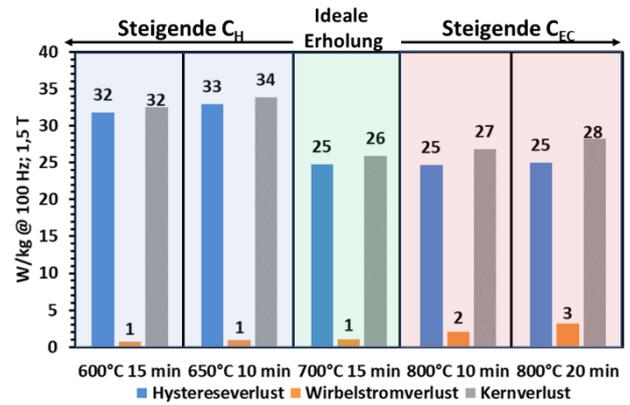
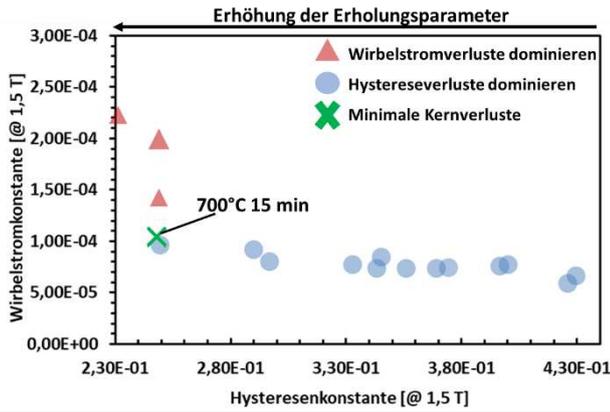


1000 Hz

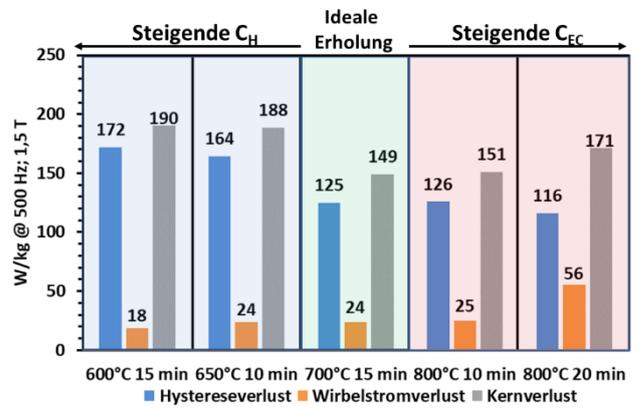
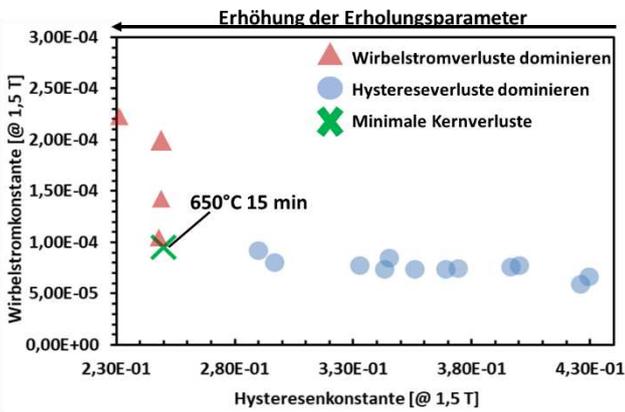


Somaloy 130i 5P

100 Hz



500 Hz



1000 Hz

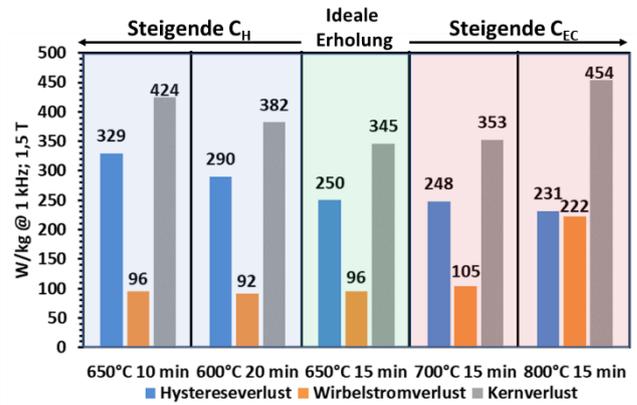
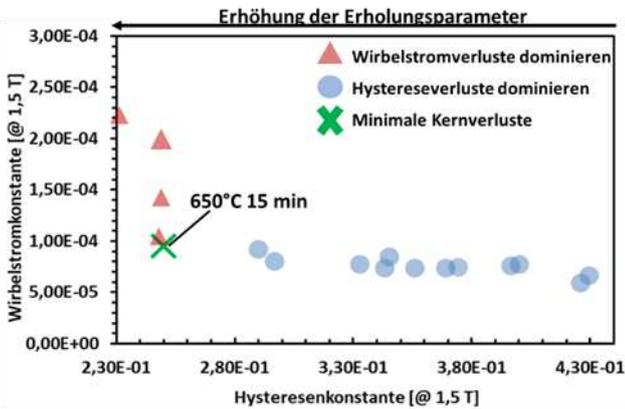
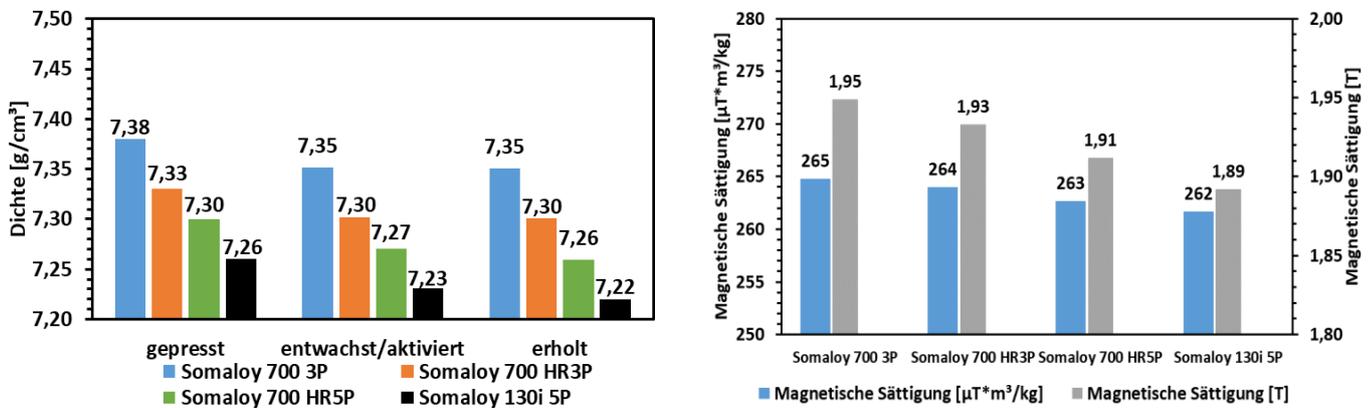


Abb. 75: Darstellung der Erholungsparameter und  $C_H/C_{EC}$ -Wertepaare, welche die Kernverluste bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenz minimieren (links), Einfluss alternativer Erholungsparameter auf den Kernverlust (rechts), Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Routen) und nach der Double Step-Methode erholt.

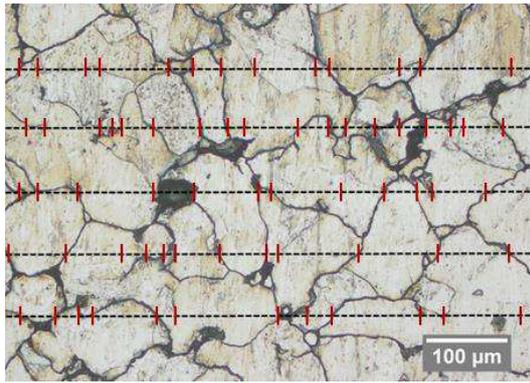
## 2. Pulververgleich

In diesem Arbeitspunkt werden die Eigenschaftsprofile der unterschiedlichen Somaloy-Varianten unter Verwendung der Basis-Route bei Standardparametern (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode) gegenübergestellt. Die erhaltenen Resultate für die Gründichte und die magnetische Sättigung legen dar, dass die erwähnten Eigenschaften wesentlich vom eingesetzten Pulvertyp abhängig sind, wobei eine umgekehrt proportionale Beziehung zum Angebot an vorhandener Isolierschicht gegeben ist. Beispielsweise konnte im Fall des Somaloy 700 3P-Pulvers anhand der P- und O-Gehalte nachgewiesen werden, dass diese Variante die dünnste Partikelbeschichtung aufweist, infolgedessen resultieren die höchsten Gründichten und magnetische Sättigungen. Ursächlich für diese Zusammenhänge ist die Verringerung des Volumenanteils an ferromagnetischer (Fe-) Phase mit zunehmender Dicke der Isolierschichten, also jenes Parameters, der die Sättigung, die Remanenz und die Permeabilität bestimmt.

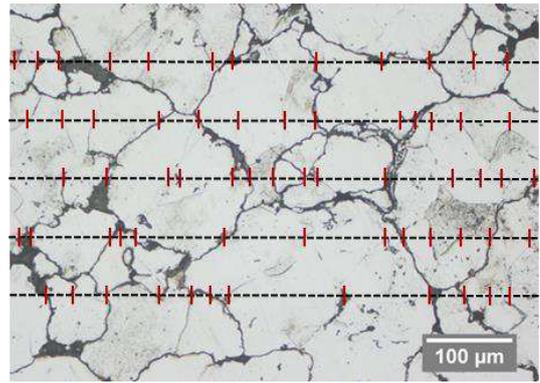


**Abb. 76: Vergleich der Gründichte und magnetischer Sättigung zwischen den unterschiedlichen SMC-Varianten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route); kein Einfluss durch Erholungsglühung.**

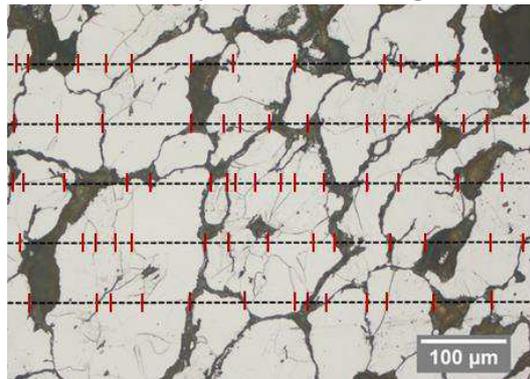
Zudem zeigte sich, dass die Somaloy 130i 5P-Variante die höchsten Koerzitivfeldstärken aufweist. Die REM-Aufnahmen zeigten bereits, dass die Somaloy 700-Pulver mit ca. 150  $\mu\text{m}$  – 250  $\mu\text{m}$  wesentlich größere Partikel aufweisen als die 130i-Variante mit ca. 50  $\mu\text{m}$  – 150  $\mu\text{m}$ . Darüber hinaus verifizieren die Resultate des Linienschnittverfahrens in Abb. 77 und Tab. 22 die REM-Aufnahmen. Dabei wurde festgestellt, dass die mittlere Korngröße des Somaloy 130i 5P-Pulvers deutlich unterhalb der Somaloy 700-Typen liegt. Bekanntermaßen führen sinkende Korngrößen zur Steigerung der Koerzitivfeldstärke [31] (wobei das Maximum erreicht wird, wenn die Korngrößen im Bereich der Blochwanddicke liegen, also bei ca. 0,1  $\mu\text{m}$  [29-31], was hier aber natürlich bei weitem nicht der Fall ist). Daher legen diese Zusammenhänge dar, dass die Somaloy 700-Pulvern offenbar möglichst weichmagnetische Eigenschaften liefern sollen – also niedrige  $H_C$ , um geringe Hystereseverluste zu ermöglichen. Hier darf auch daran erinnert werden, dass Fa. Höganäs früher ein grobes Fe-Pulver ASC 40.29 im Programm hatte, das unter anderem für weichmagnetische Sinterteile gedacht war, insbesondere in der P-haltigen Variante PASC40 [29].



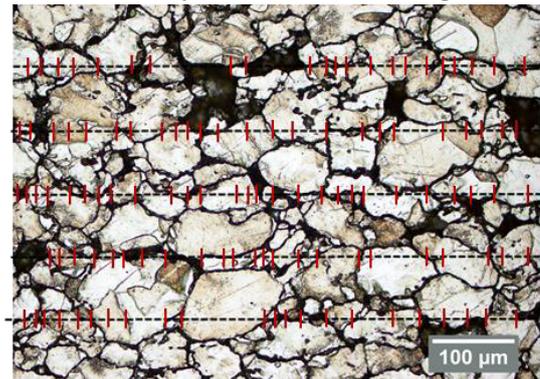
**Somaloy 700 3P-Pressling**



**Somaloy 700 HR3P-Pressling**



**Somaloy 700 HR5P-Pressling**



**Somaloy 130i 5P-Pressling**

**Abb. 77: Linienschnittverfahren an Schlifflinien der hergestellten Proben bei 250-facher Vergrößerung, gepresst bei 800 MPa, Proben im Presszustand und geätzt mit 3%-Nitallösung.**

**Tab. 22: Ergebnisse des Linienschnittverfahrens zur Ermittlung der mittleren Gefügekorngrößen.**

<b>Somaloy 700 3P</b>		<b>Somaloy 700 HR3P</b>	
Anzahl der Linien	5	Anzahl der Linien	5
Länge der Linien (mm)	800	Länge der Linien (mm)	800
Maßstab	1:0,004	Maßstab	1:0,004
Länge der Linien (µm)-bezogen auf den Maßstab	3200	Länge der Linien (µm)-bezogen auf den Maßstab	3200
Zahl der geschn.Korngrenzen	58	Zahl der geschn.Korngrenzen	57
<b>Mittlere Korngröße (µm)</b>	<b>55</b>	<b>Mittlere Korngröße (µm)</b>	<b>56</b>
<b>Somaloy 700 HR5P</b>		<b>Somaloy 130i 5P</b>	
Anzahl der Linien	5	Anzahl der Linien	5
Länge der Linien (mm)	800	Länge der Linien (mm)	800
Maßstab	1:0,004	Maßstab	1:0,004
Länge der Linien (µm)-bezogen auf den Maßstab	3200	Länge der Linien (µm)-bezogen auf den Maßstab	3200
Zahl der geschn.Korngrenzen	66	Zahl der geschn.Korngrenzen	114
<b>Mittlere Korngröße (µm)</b>	<b>49</b>	<b>Mittlere Korngröße (µm)</b>	<b>28</b>

Bezüglich der elektrischen Eigenschaften ist anzumerken, dass die Angaben der Literatur verifiziert wurden, wonach durch die Modifizierung des  $\text{FePO}_4$  mit 3-Amino-Propyltriethoxy-Silan und  $\text{Bi-Bi}_2\text{O}_3$  die thermische und mechanische Beständigkeit der Isolierung deutlich verbessert wird [23; 81; 96]. Denn im Vergleich zu den 3P-Varianten (enthalten nur  $\text{FePO}_4$ )

weisen die Komponenten der 5P-Serie weitaus bessere Isolationseigenschaften auf, welche auch noch bei höheren Erholungstemperaturen von 600°C – 700°C aufrecht erhalten werden.

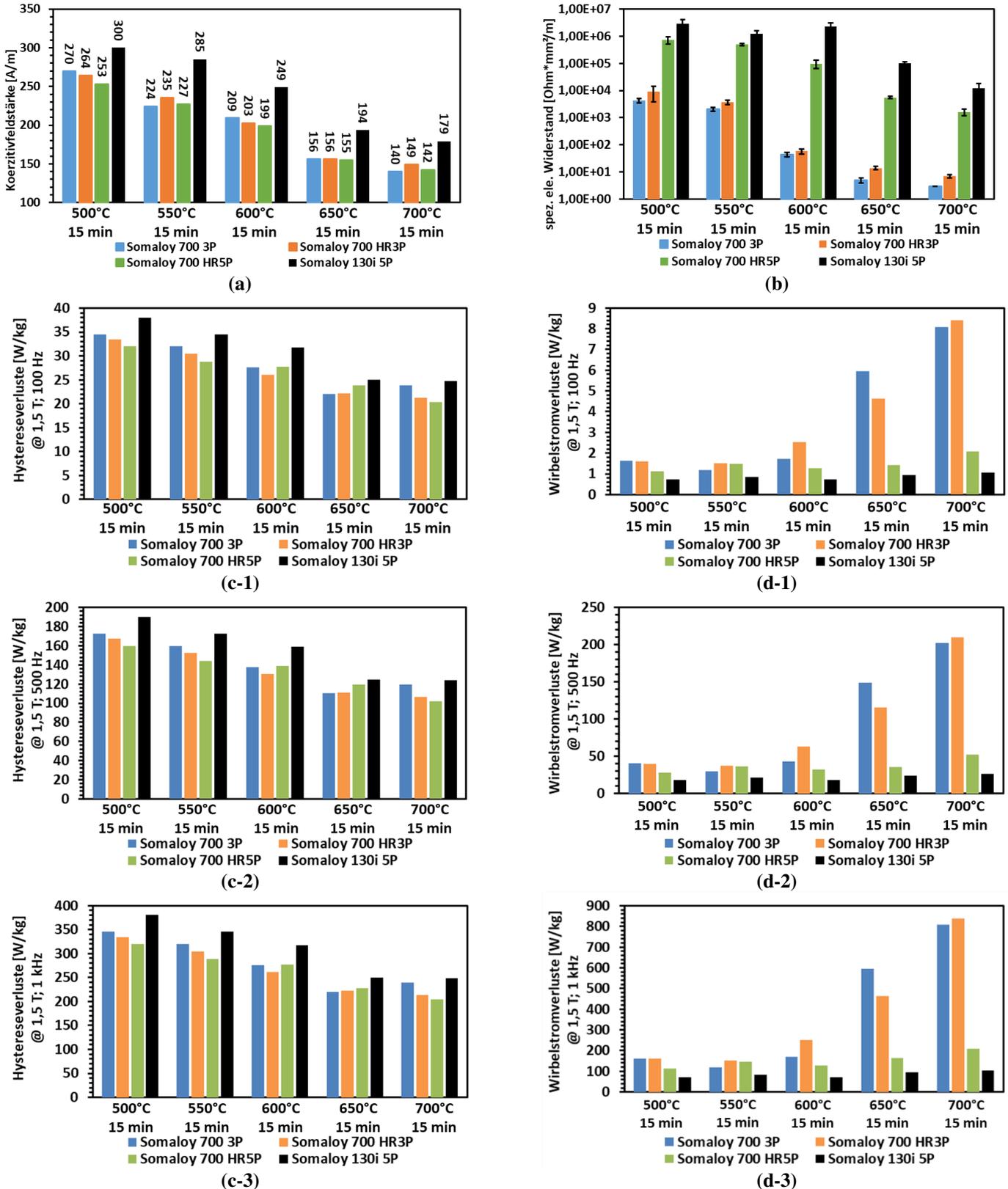


Abb. 78: Vergleich der Koerzitivfeldstärken (a), der spezifischen elektrischen Widerstände (b), der Hystereseverluste (c) und der Wirbelstromverluste (d; 1: 100 Hz, 2: 500 Hz, 3: 1000 Hz) bei unterschiedlichen Erholungsparametern, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 170 mm<sup>2</sup>.

Bei den 5P-Varianten liegt der ideale Betriebspunkt des Erholungsglühens für alle untersuchten Frequenzen (100, 500, 1000 Hz) bei höheren Erholungstemperaturen als bei den 3P-Pulvern, wodurch auch bessere Kristallgittererholungen resultieren. Denn im Fall der 3P-Varianten, welche nur  $\text{FePO}_4$  in der Isolierschicht aufweisen, führten Erholungstemperaturen von  $600^\circ\text{C}$  –  $700^\circ\text{C}$  zum starken Anstieg der Wirbelstromverluste. Ursächlich ist die bekannte thermische Instabilität von  $\text{FePO}_4$  in phosphatierten SMCs auf diesem Temperaturbereich [23; 103], wobei eine ferrothermische Reduktion als wirkender Mechanismus ausgemacht werden konnte (siehe 4.1.2.). Im Gegensatz dazu konnte bei den Pulvern der 5P-Serie durch die qualitativ höherwertigere Isolierschicht auch beim Verwenden der für das  $\text{FePO}_4$  kritischen Erholungstemperaturen von  $600^\circ\text{C}$  –  $700^\circ\text{C}$  ein starker Anstieg der Wirbelstromverluste vermieden werden. Die besseren Kristallgittererholungen machen sich auch beim Vergleich der jeweils minimalen Kernverluste deutlich bemerkbar (erreicht unter Verwendung der idealen Betriebspunkte), da die Pulver der 5P-Serie dadurch wesentlich günstigere Werte ermöglichen (siehe Abb. 79).

Weiters zeigt der Vergleich der 5P-Pulver, dass auch die eingesetzte Partikelgröße der Pulverfraktion entscheidend war. Die feinere Variante weist zwar höhere Hystereseverluste, aber zugleich niedrigere Wirbelstromverluste auf, was auf die niedrigere Partikelgröße zurückzuführen ist. Diese Zusammenhänge führen dazu, dass für niedrige Frequenzen (100 Hz) die grobe Variante, für höhere Frequenzen (500 Hz, 1000 Hz) dagegen das feine 5P-Pulver zu bevorzugen ist.

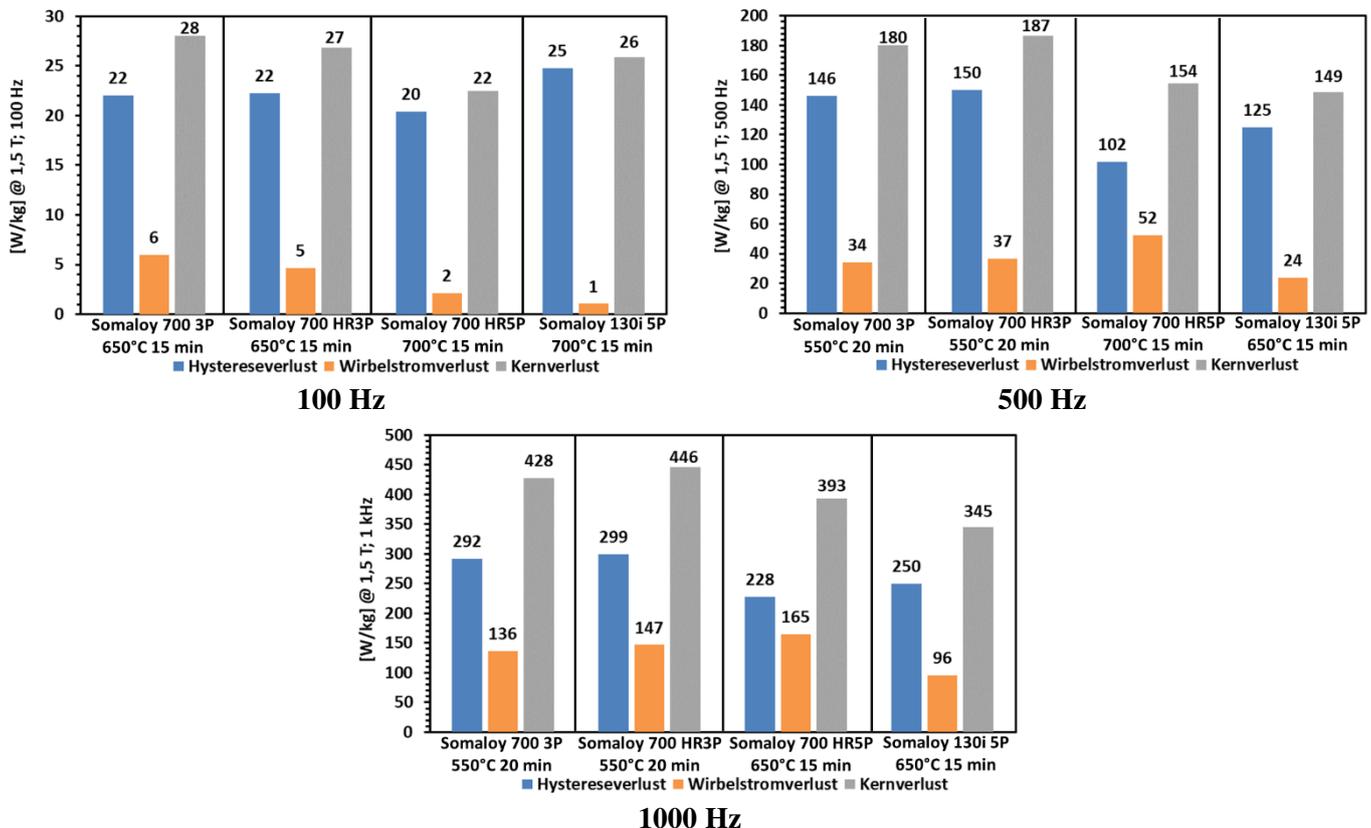
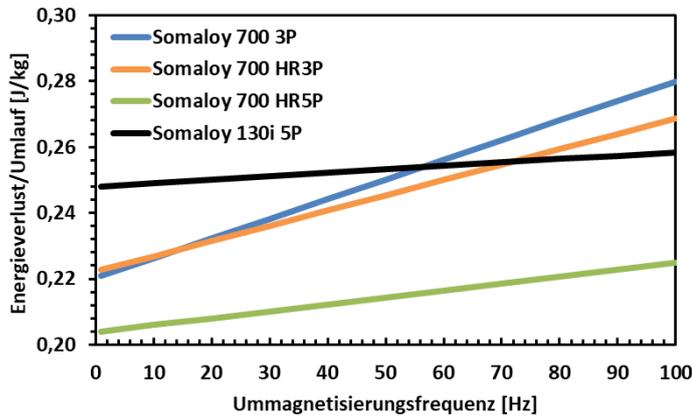
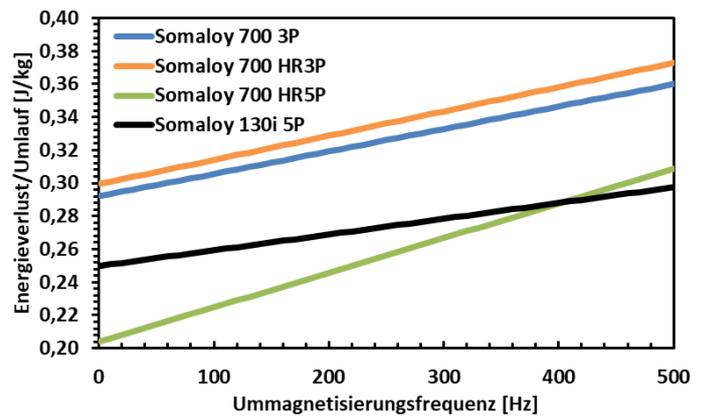


Abb. 79: Gegenüberstellung der minimalen Kernverluste der jeweiligen SMC-Typen bei unterschiedlichen Frequenzen, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparameter erhologsgelüht, magnetischer Fluss durch die Scherfläche, Auflagefläche der Proben ca. 170 mm<sup>2</sup>.

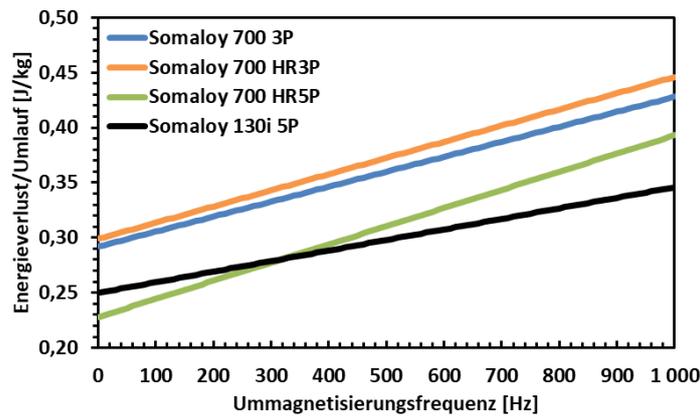
Die Darstellung der Energieverlustgeraden verifiziert die oben angeführten Aussagen, wobei die feinere Pulverfraktion für 500 Hz bzw. 1000 Hz zu empfehlen sind, während für 100 Hz das Somaloy 700 HR5P-Pulver zu bevorzugen ist. Die Ursache ist, dass bei den höheren Frequenzen die niedrigen Wirbelstromverluste des feineren Pulvers gegenüber den weichmagnetischen Eigenschaften der groben Pulverfraktion überwiegen. Dabei kommt es in beiden Fällen zu einem Schnittpunkt der Energieverlustgeraden beider Pulvertypen, oberhalb dessen die guten elektrischen Eigenschaften, repräsentiert durch die niedrigere Steigung der Geraden, des feinen Somaloy 130i 5P dominieren.



Idealer Betriebspunkt für 100 Hz



Idealer Betriebspunkt für 500 Hz



Idealer Betriebspunkt für 1000 Hz

Abb. 80: Energieverlust/Umlauf in Abhängigkeit von der Ummagnetisierungsfrequenz von unterschiedlichen SMC-Typen, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgeglüht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche der Proben: 170 mm<sup>2</sup>.

### 3. Variation der Wärmebehandlungsmethode (Single Step)

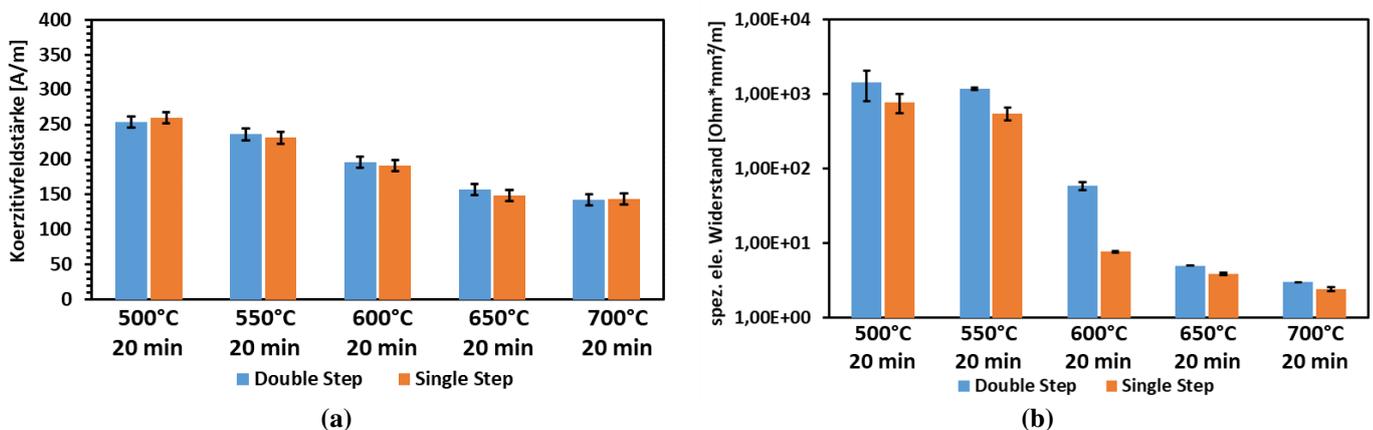
In diesem Arbeitsschnitt der Arbeit erfolgte im Zuge der Wärmebehandlung die Verwendung der Single Step-Methode – d.h. Erholungsglühung ohne vorgeschalteten Entwachungsschritt –, wodurch die zuvor dargestellte Standard-Route modifiziert wurde. Dabei war es das primäre Ziel, zu überprüfen, ob die minimalen Kernverluste der Standardproben (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step, Ideale Erholungsglühung) auch dann erreicht werden, wenn statt der Double Step- die Single Step-Methode verwendet wird.

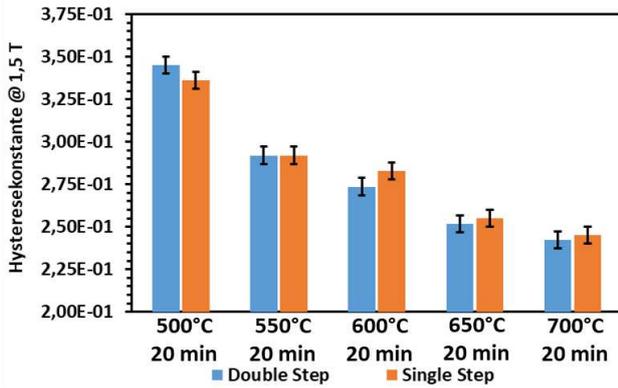
**Tab. 23: Darstellung der Parameter der modifizierten Standard-Route (Verwendung der Single Step-Methode) zur Herstellung der kompakten SMC-Proben.**

Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	WBT	WBZ
800 MPa	25°C	Single Step	500°C – 700°C	10 min – 20 min

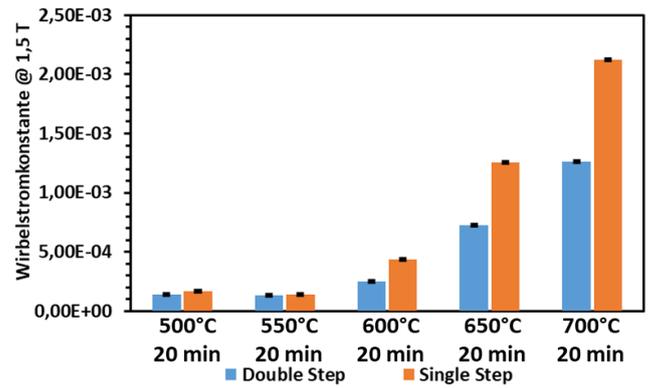
Zunächst hat die Wahl der Methode keinen signifikanten Einfluss auf den Fortschritt der Kristallgittererholung in der Fe-Matrix. Dabei sind lediglich die Parameter des Erholungsvorgangs, d.h. die Temperatur und Zeit, entscheidend und nicht, ob das Entwachsen in einem Zug mit dem Erholungsglühen oder vorgeschaltet durchgeführt wurde. Im Gegensatz dazu wirkt sich die gewählte Wärmebehandlungsmethode massiv auf die Qualität der Isolierschicht aus. Wird die Single Step-Methode angewendet, resultiert durch den Wärmebehandlungsvorgang eine beschleunigte Schädigung der Isolierschicht, ersichtlich anhand der Werte für den spezifischen elektrischen Widerstand. Ursache ist offenbar ein reduzierender Angriff auf die Isolierschicht durch hoch reaktive Zersetzungsprodukte des Presshilfsmittels, wie das bereits in der Literatur des Öfteren publiziert wurde [21-22]. Folge der beschleunigten Isolierschichtschädigung war, dass diese bei Überschreiten bestimmter Wärmebehandlungstemperaturen unter konstanten  $C_H$  zum Anstieg der  $C_{EC}$  führte. Dementsprechend konnte die Single Step-Methode einen negativen Einfluss auf die Kernverluste ausüben, weshalb überprüft werden musste, ob beim relevanten Arbeitspunkt des Erholungsglühens (jeweils ideale Erholungsparameter für die entsprechende Ummagnetisierungsfrequenz; siehe Tab. 21) die gleichen Kernverluste wie bei der Standard-Herstellroute erreicht werden.

**Somaloy 700 3P**



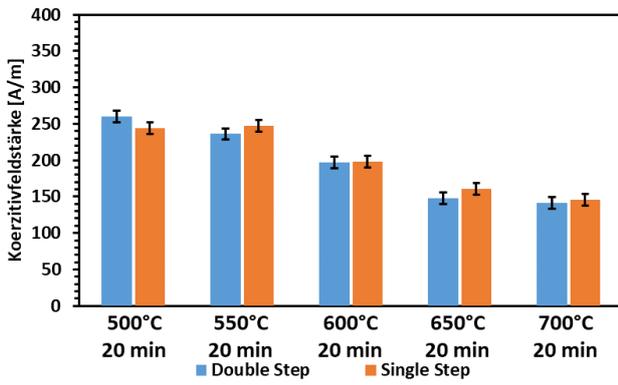


(c)

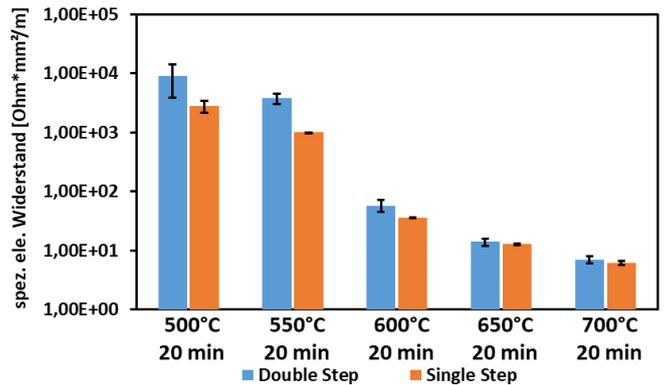


(d)

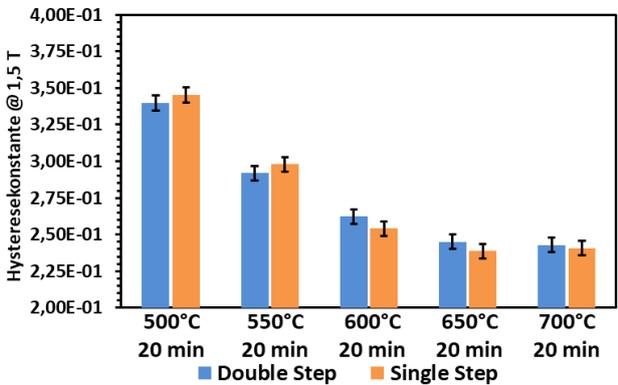
Somaloy 700 HR3P



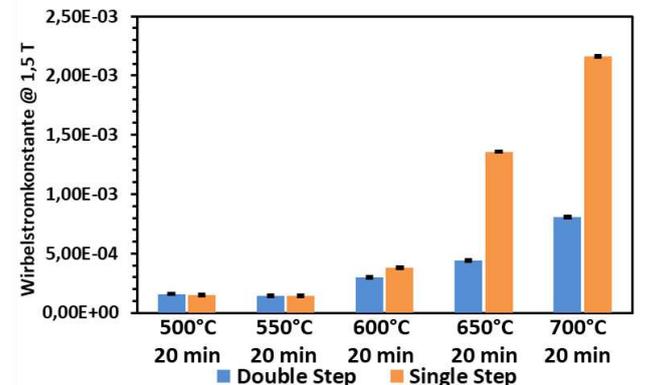
(a)



(b)

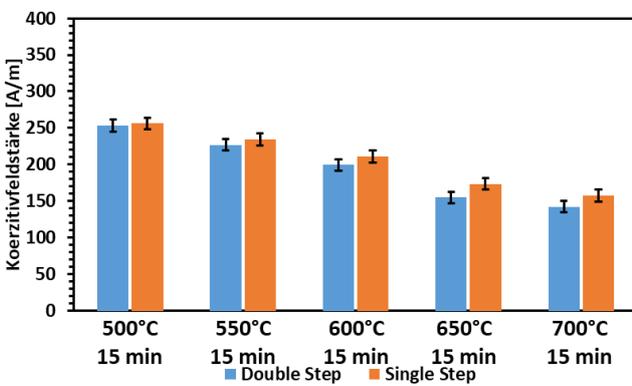


(c)

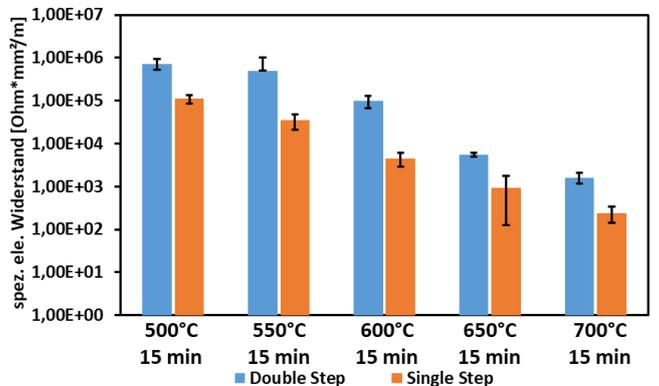


(d)

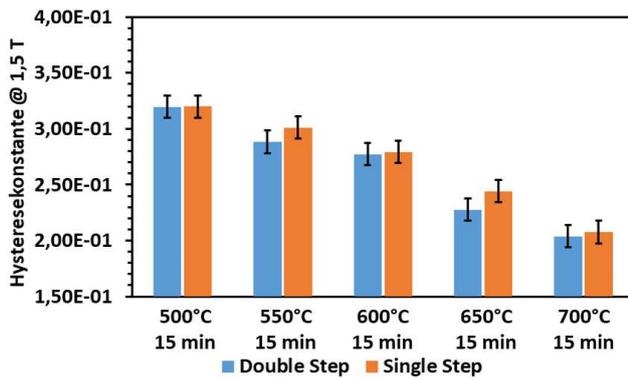
Somaloy700 HR5P



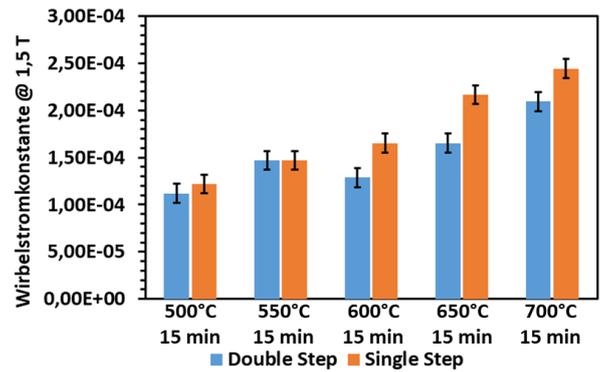
(a)



(b)

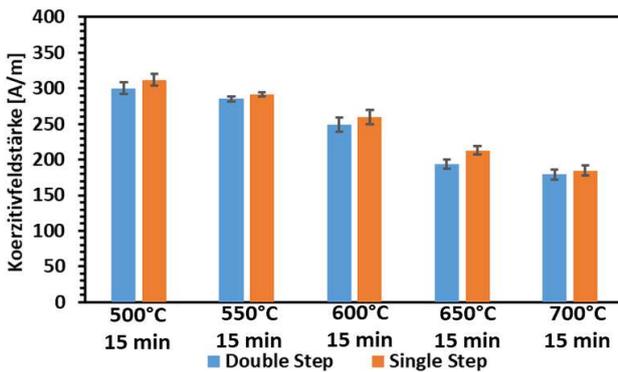


(c)

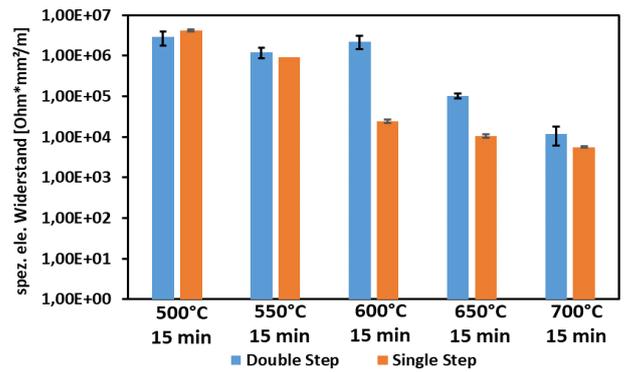


(d)

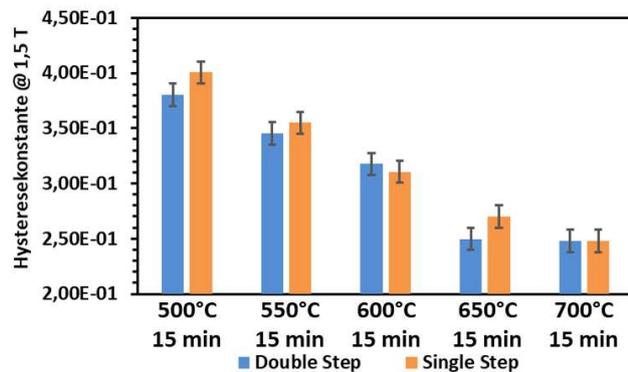
Somaloy 130i 5P



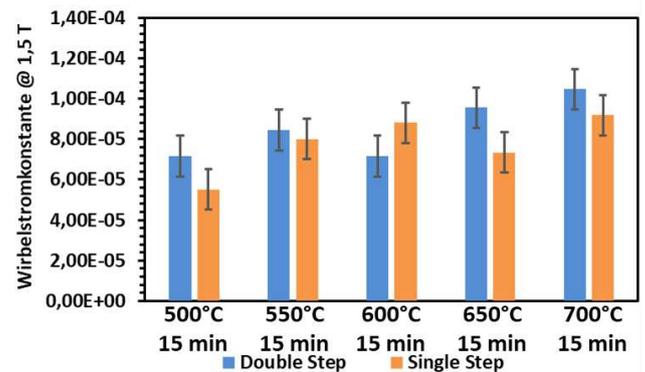
(a)



(b)



(c)



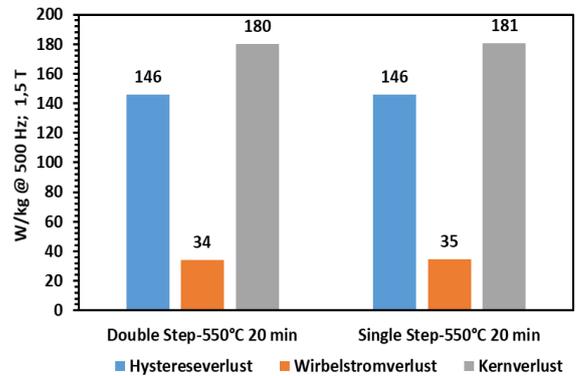
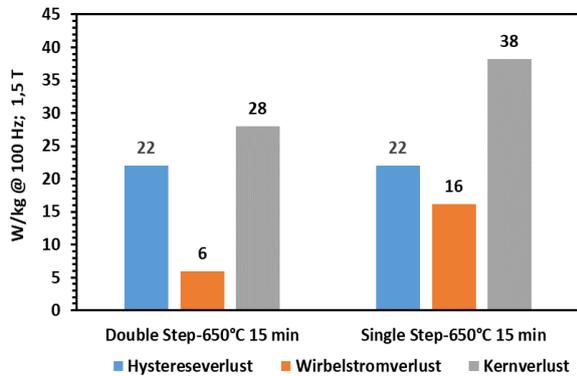
(d)

Abb. 81: Gegenüberstellung der Double Step- und Single Step-Methode an Hand von  $H_C$  (a), elektrischem Widerstand (b), Hysteresis- (c) und Wirbelstromkonstanten (d) bei unterschiedlichen Erholungsparametern, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route), magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 170 mm<sup>2</sup>.

Trotz des beschleunigten Abbaus der Isolierschicht konnten beim Somaloy 700 3P-, Somaloy 700 HR3P- (Frequenzen für 500 Hz und 1000 Hz) und Somaloy 130i 5P-Pulver (Frequenzen für 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz) die gleichen Kernverluste wie durch Verwendung der Double Step-Methode generiert werden (siehe Abb. 82). Hier war das Ausmaß des beschleunigten Abbaus der Sperrschicht offensichtlich nicht groß genug, um eine erhöhte Ausbreitung der Wirbelstromradien zu bewirken. Da bei den Pulvern der 3P-Serie die negativen Auswirkungen der Single Step-Methode auf die Wirbelstromverluste bei höheren Erholungstemperaturen zum Tragen kamen und bei 100 Hz diese schärferen Bedingungen den idealen Betriebspunkt ergaben, wurden die minimalen Kernverluste bei 100 Hz aus der Standardroute auch nicht erreicht. Berücksichtigt man die Tatsache, dass die Verwendung der Double Step-Methode

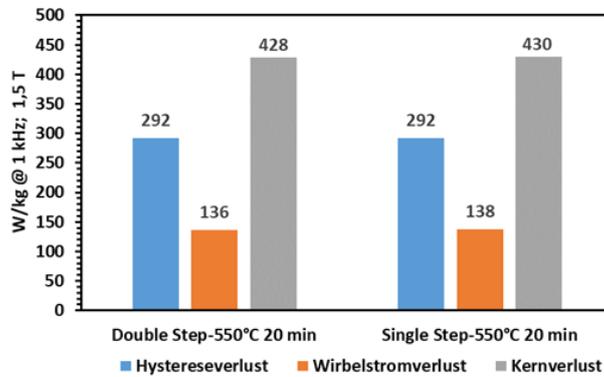
wesentlich zeitintensiver ist, könnte die Verwendung der Single Step-Methode in den erwähnten Fällen auf Grund der höheren Produktivität eine Alternative darstellen.

**Somaloy 700 3P**



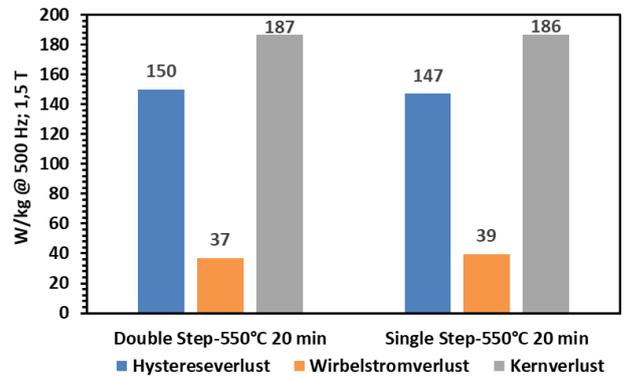
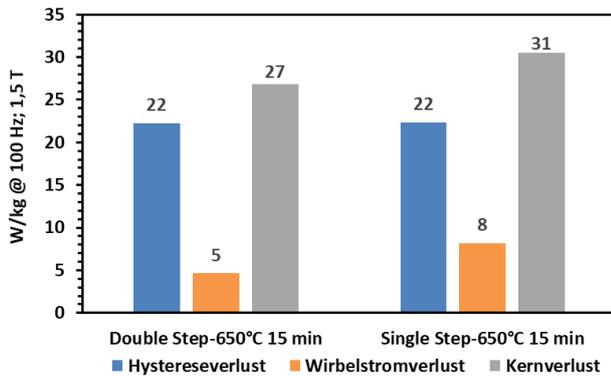
**100 Hz**

**500 Hz**



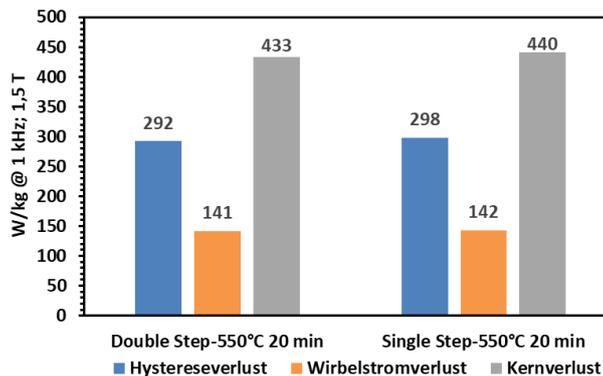
**1000 Hz**

**Somaloy 700 HR3P**



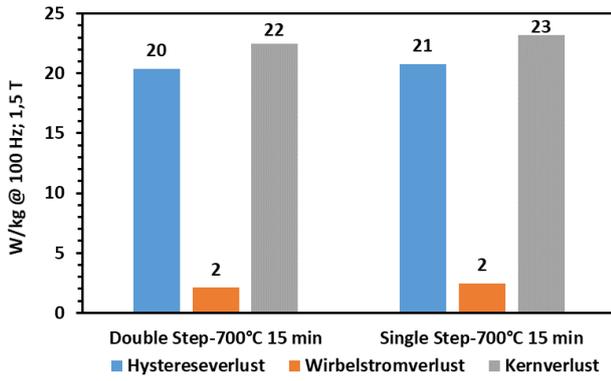
**100 Hz**

**500 Hz**

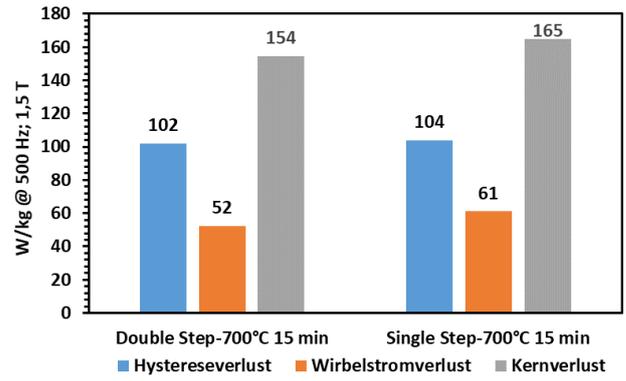


**1000 Hz**

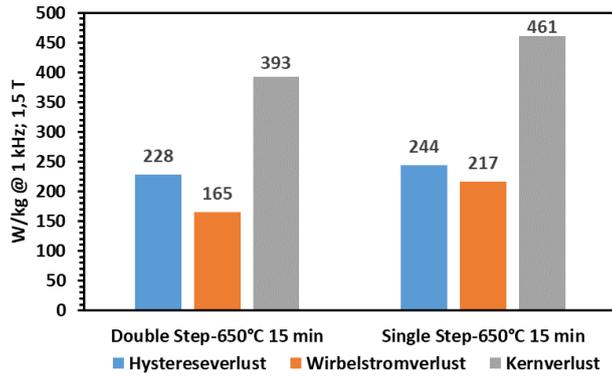
**Somaloy 700 HR5P**



100 Hz

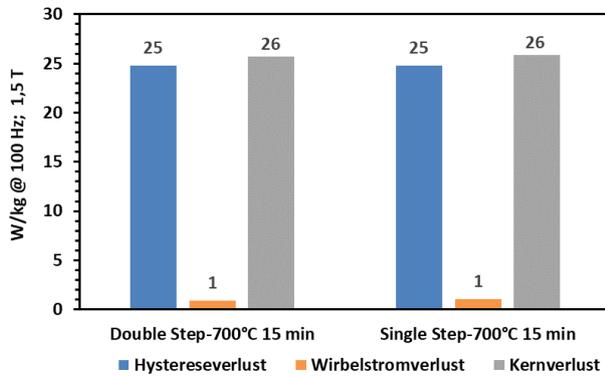


500 Hz

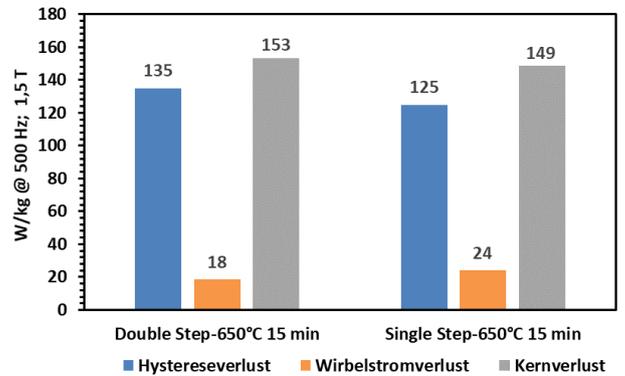


1000 Hz

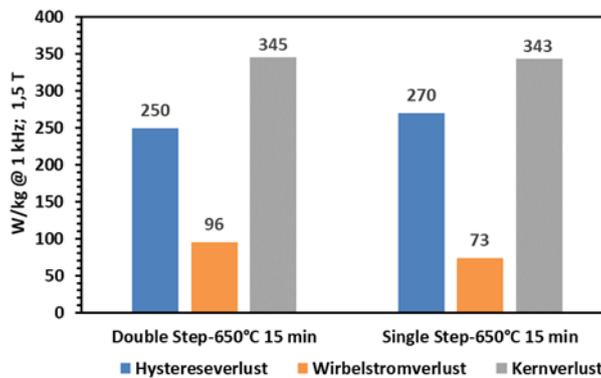
**Somaloy 130i 5P**



100 Hz



500 Hz



1000 Hz

Abb. 82: Einfluss der WB-Methode auf den Kernverlust der SMC-Varianten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und bei den (entsprechend der Frequenz) idealen Parametern erholungsgeglüht.

Beim Somaloy 700 HR5P-Pulver wurden bei allen untersuchten Frequenzen durch die Verwendung der Single Step-Methode höhere Kernverluste gemessen (bei Frequenzen von 100 Hz sind die höheren Kernverluste der Single Step-Methode aber nur marginal). Dementsprechend ist die Verwendung der Single Step-Methode beim Somaloy 700 HR5P-Pulver zumindest für Frequenzen von 500 Hz und 1000 Hz keine mögliche Alternative, da durch die Double Step-Methode wesentlich günstigere Kernverluste erreicht werden können. Bei 100 Hz ist die Verwendung der Single Step-Methode denkbar, da der resultierende Anstieg der Kernverluste im Vergleich zur Standard-Herstellroute (Double Step-Methode) äußerst gering ausfällt.

#### 4. Verringerung des Pressdrucks (400 MPa – 800 MPa)

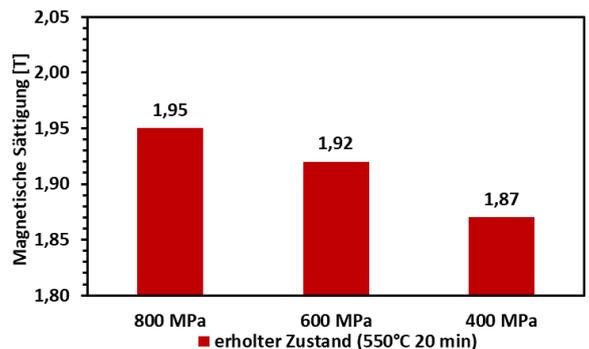
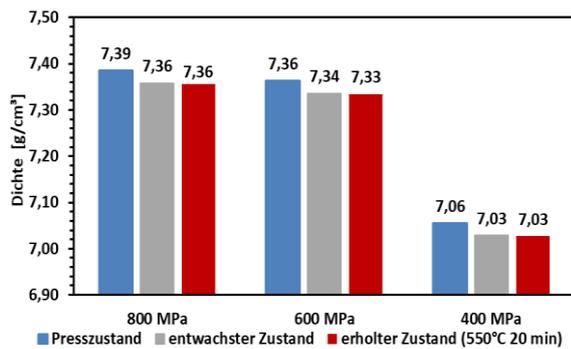
Ziel dieses Arbeitspaketes war es festzustellen, ob die minimalen Kernverluste der Standardproben (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode, Ideale Erholungsglühung) auch dann erreicht werden, wenn unter Verwendung des idealen Betriebspunkts der Erholungsglühung statt 800 MPa niedrigere Pressdrücke verwendet werden. Von niedrigeren Pressdrücken waren zumindest geringere Defektdichten in den gepressten Pulvern zu erwarten.

**Tab. 24: Darstellung der Parameter der modifizierten Basis-Route (Variation des Pressdrucks) zur Herstellung der kompakten SMC-Proben.**

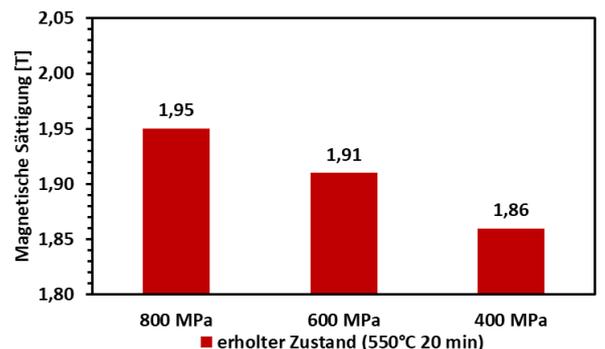
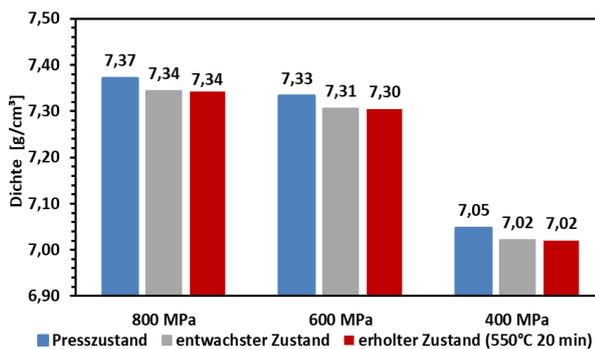
Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholungsparameter
400 MPa – 800 MPa	25°C	Double Step	550°C für 20 min (3P-Serie) 650°C für 15 min (5P-Serie)

Zunächst stellen die Diagramme einen zu erwartenden Trend dar, wobei höhere Pressdrücke auf Grund der zunehmenden plastischen Verformung der SMC-Partikel die Grunddichte und magnetische Sättigung erhöhen.

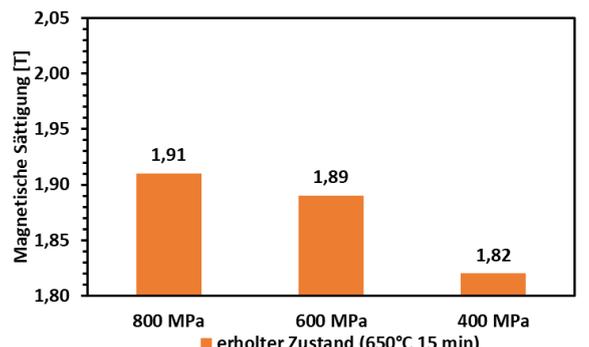
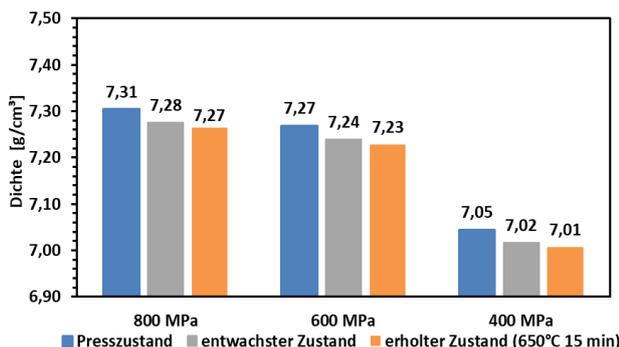
##### Somaloy 700 3P



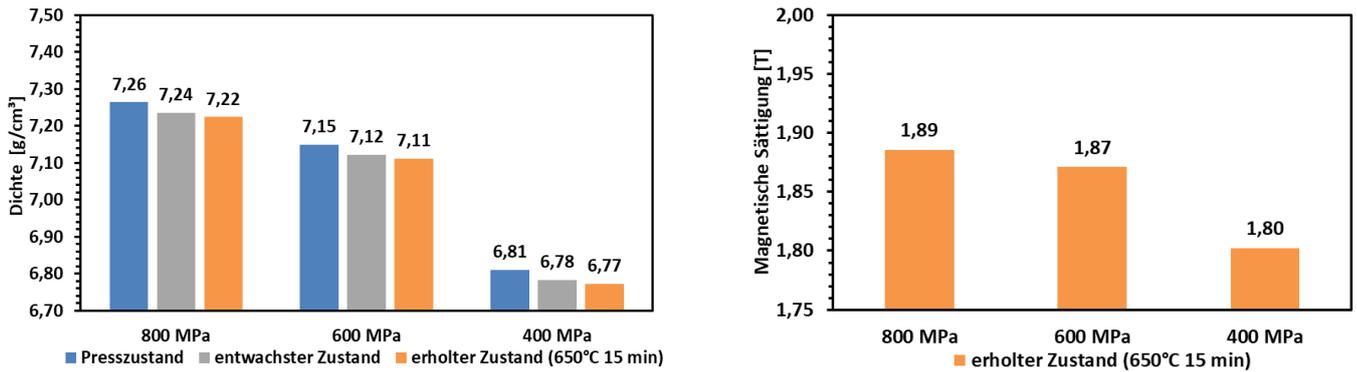
##### Somaloy 700 HR3P



##### Somaloy 700 HR5P

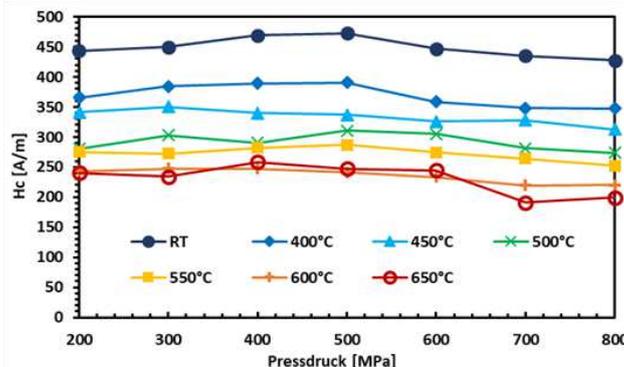


## Somaloy 130i 5P



**Abb. 83: Gründichte und magnetische Sättigung bei unterschiedlichen Pressdrücken, Proben bei RT gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erhologungsgeglüht.**

Zudem konnte gezeigt werden, dass weder die Koerzitivfeldstärke noch der elektrische Widerstand durch Reduzierung des Pressdrucks stark positiv beeinflusst wurden (siehe Abb. 85). Die Resultate bezüglich der magnetischen Eigenschaften erscheinen zunächst überraschend, bedenkt man, dass durch die geringere Partikeldeformation niedrigere Spannungen und Defekte im Kristallgitter resultieren. Allerdings scheint die steigende Porosität diesen Effekt zu kompensieren, wodurch die Beweglichkeit der Blochwände durch den Pressdruck nicht wesentlich beeinflusst wird. Diese These konnte durch Parallelversuche an ABC 100.30-Presslingen verifiziert werden: auch hier trat der an sich zu erwartende positive Effekt niedrigerer Pressdrücke auf die Koerzitivfeldstärke nicht ein.

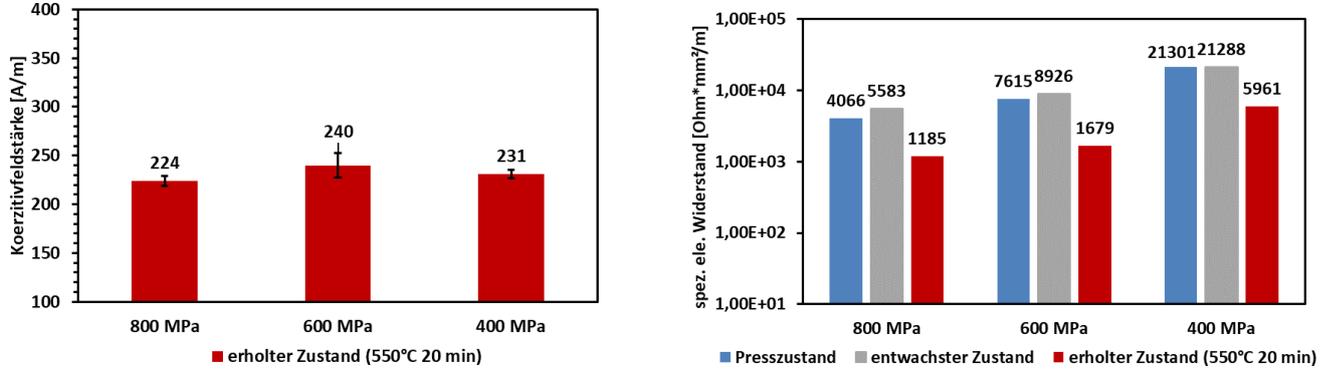


**Abb. 84: Einfluss des Pressdrucks auf die Koerzitivfeldstärke von ABC 100.30-Presslingen.**

Die Tatsache, dass die Qualität der Isolierschicht mit Reduzierung des Pressdrucks in den meisten Fällen nur geringfügig verbessert wurde, erscheint auf Grund der Resultate dieser Arbeit nicht weiter überraschend. Denn bereits in 4.2.1. konnte nachgewiesen werden, dass die Partikelbeschichtung vor allem im Zuge der eintretenden Umlagerungsprozesse beim Pressen, also in einem frühen Stadium des Pressvorganges, mechanisch beschädigt wurde. Trotz der angeführten Zusammenhänge wurden jedoch bei niedrigeren Pressdrücken als 800 MPa wesentlich ungünstigere Hysterese-Wirbelstromverlust-Wertepaare erhalten (dargestellt bei 1 kHz). Dabei scheiden schlechtere Kristallgittererholung bzw. kritische Schäden der Isolierschicht als mögliche Ursachen aus. Vielmehr könnten diese Ergebnisse auf die starke Verringerung der Materialdichte zurückzuführen sein, wodurch der effektiv wirkende Querschnitt der SMC-Proben reduziert wurde. Infolgedessen waren im Zuge der magnetischen Messungen höhere magnetische Flussdichten wirksam, was einen Anstieg der

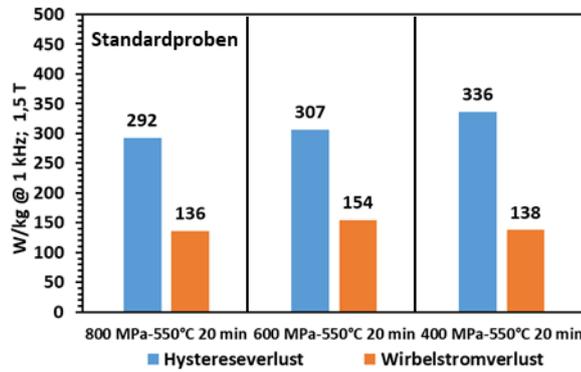
Wärmeentwicklung bedeutet. Die zusätzliche Wärmemenge könnte dabei im Zuge der Näherung der beiden Materialkonstanten  $C_H$  und  $C_{EC}$  vor allem den Hystereseverlusten zugeordnet worden sein. Auf jeden Fall kam es durch die Reduzierung der Pressdrucks zu einer negativen Beeinflussung der Kernverluste.

**Somaloy 700 3P**



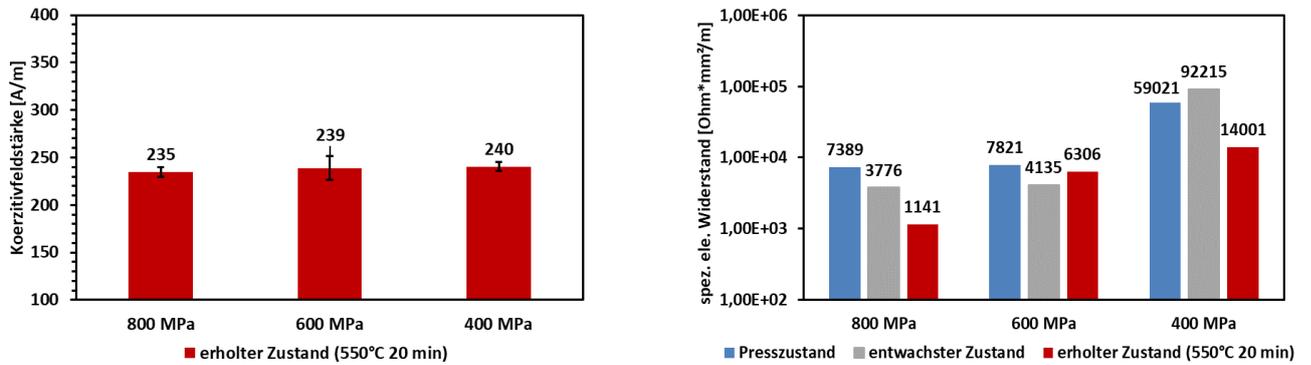
(a)

(b)



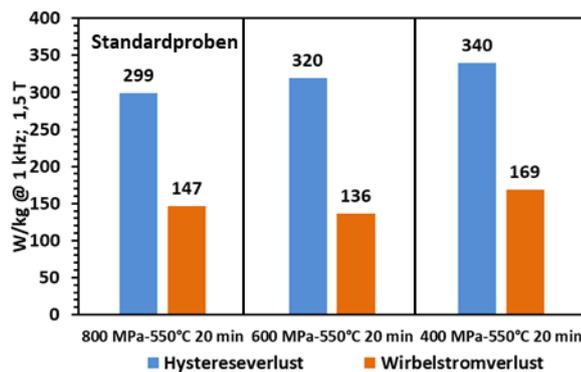
(c)

**Somaloy 700 HR3P**



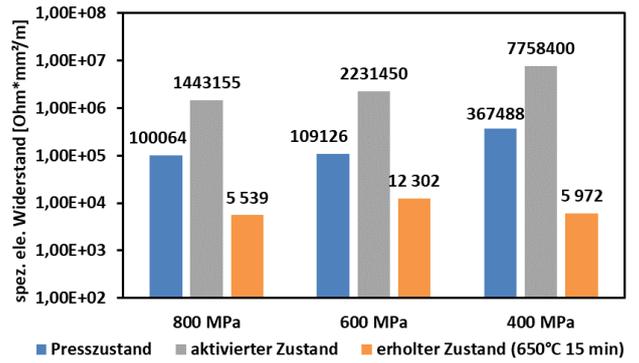
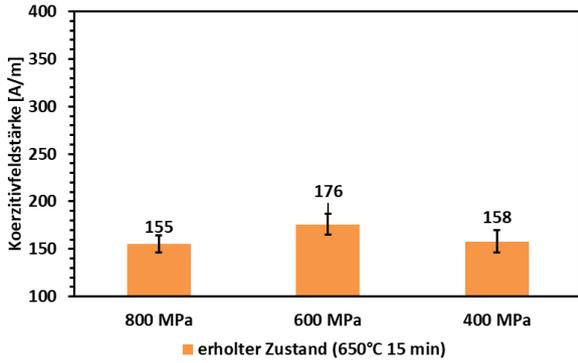
(a)

(b)



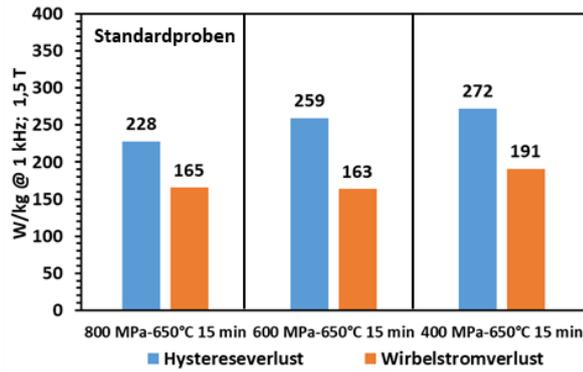
(c)

**Somaloy 700 HR5P**



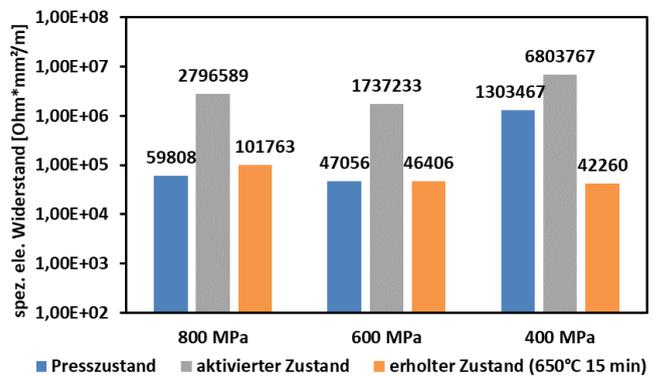
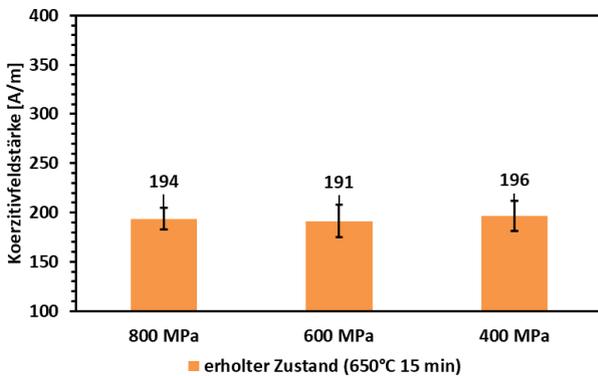
(a)

(b)



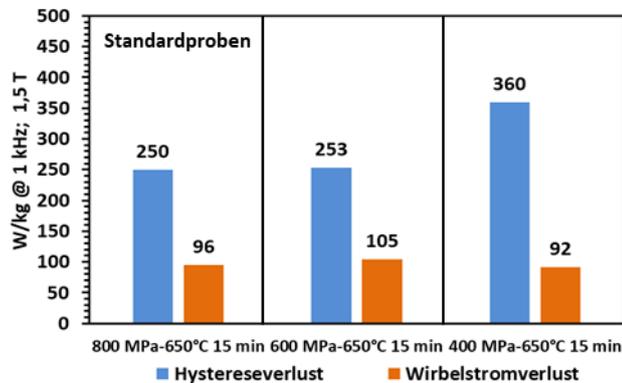
(c)

**Somaloy 130i 5P**



(a)

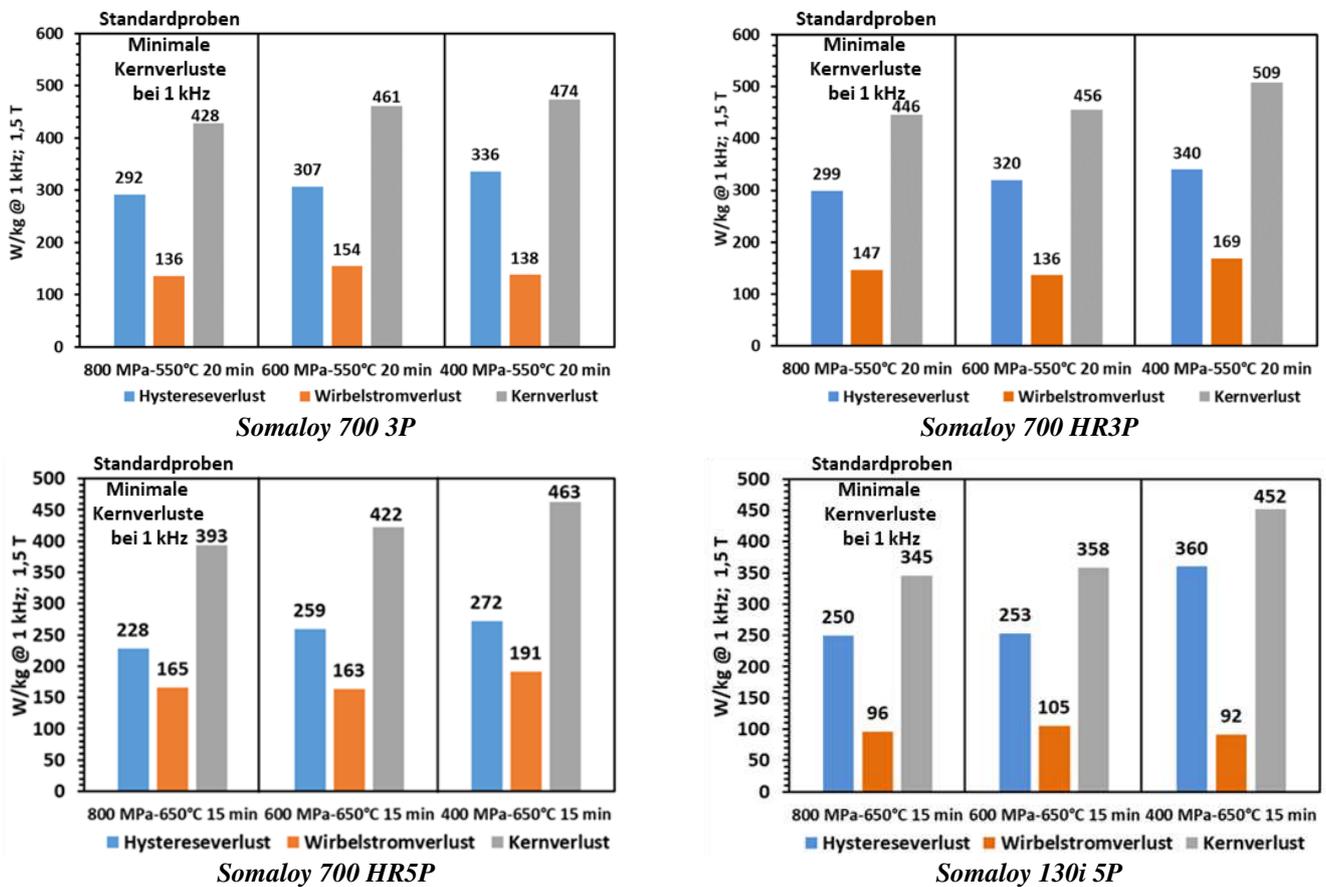
(b)



(c)

**Abb. 85: Koerzitivfeldstärke (a), spezifischer elektrischer Widerstand (b), Hysteres- und Wirbelstromverluste (c) in Abhängigkeit vom verwendeten Pressdruck, Proben bei RT gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erhologsgelüht, Auflagefläche: ca. 170 mm², magnetischer Fluss durch die Scherfläche.**

Auf Grund der deutlich negativen Auswirkungen der niedrigeren Pressdrücke auf die Kernverluste erscheinen Maximaldrücke, also das Verwenden der Standard-Herstellroute, erforderlich, um bei den verwendeten Somaloy-Typen minimale Kernverluste bei entsprechender Frequenz sicherzustellen. In den dargestellten Resultaten wurden zwar lediglich die Resultate für Ummagnetisierungsfrequenzen von 1 kHz dargestellt (Datenpunkte für anderen Frequenzen unter der Verwendung von Pressdrücken von 400 MPa - 600 MPa und den dazugehörigen idealen Erholungsparametern standen nicht gänzlich zur Verfügung). Dennoch ist davon auszugehen, dass auch bei anderen Erholungsparametern bzw. anderen Frequenzbereichen höhere Kernverluste durch die Reduzierung des Pressdrucks resultieren, da die Ursache der Kernverlustserhöhung – die geringere Materialdichte – erhalten bleibt. In der industriellen Produktion ist damit zwar ein höherer Werkzeugverschleiß zu erwarten, allerdings waren diese Presskräfte alternativlos, um SMC-Körper mit möglichst geringen Kernverlusten herzustellen.



**Abb. 86: Einfluss des gewählten Pressdrucks auf den Kernverlust bei einer Ummagnetisierungsfrequenz von 1 kHz, Proben bei RT gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erhologungsgeglüht, Auflagefläche: ca. 170 mm<sup>2</sup>, magnetischer Fluss durch die Scherfläche.**

#### 4.2.2.2. Alternative Routen

Im Zuge der alternativen Verarbeitungsrouten wurde durch das Anwenden unterschiedlichster pulvermetallurgischen Fertigungstechniken die Materialdichte der SMC-Komponenten erhöht.

##### 1. Warmpressen (25°C – 120°C)

Bei diesem Verfahren wurde die Presstemperatur bis hin zu einem Maximalwert von 120°C erhöht, wobei untersucht wurde, ob die minimalen Kernverluste (100, 500 und 1000 Hz) aus der Standardroute (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode) auch dann erreicht werden, wenn unter Verwendung des idealen Betriebspunkts der Erholungsglühung die Erhöhung der Presstemperatur erfolgt. Allerdings ergaben die Untersuchungen dieser Arbeit, dass die idealen Erholungsparameter dieser Proben potenziell andere sind als bei den Proben aus 4.2.2.1. Denn wie Abb. 87 zeigt, hatte die Art des verwendeten Presswerkzeugs (Basis-Route: Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize; Warm/Heißpressen: Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize) einen signifikanten Einfluss auf den Zustand der Isolierschicht. Da diese Zusammenhänge bereits im Presszustand bestehen, handelt es sich bei der Ursache um ein unterschiedliches Ausmaß an mechanischer Schädigung der Partikelbeschichtung. Bereits in 4.2.1. wurde dargelegt, dass die Isolierschicht durch die interpartikulären Reibungen beim Pressen beschädigt wird. Zudem ist davon auszugehen, dass bei verschiedenen Matrizenmaterialien durch die unterschiedlichen E-Moduli und der resultierenden unterschiedlichen Auffederungen Differenzen in den Reibungszuständen entstehen.

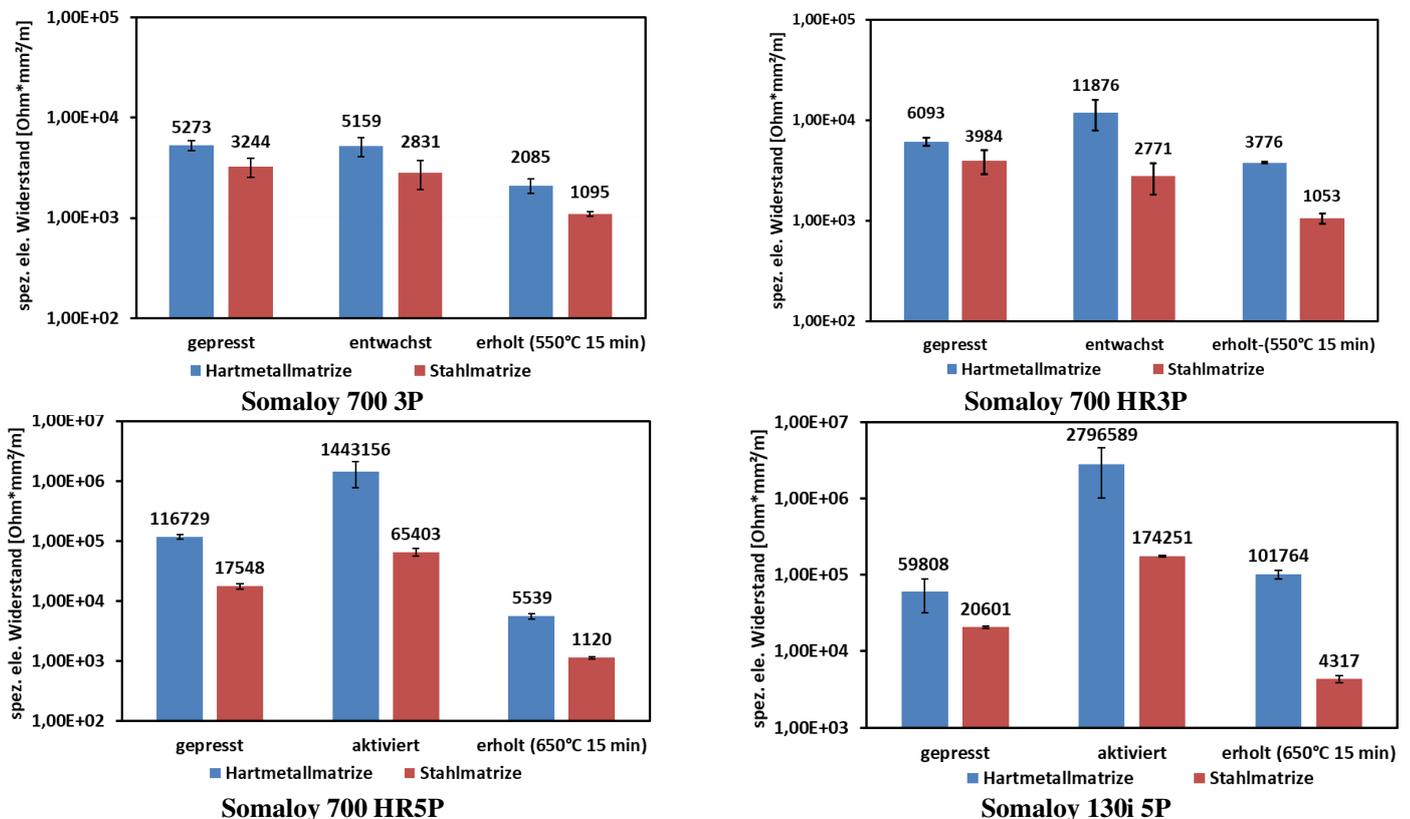


Abb. 87: Vergleich der elektrischen Widerstände zwischen Proben, die in unterschiedlichen Presswerkzeugen gefertigt wurden (Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize und Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize), gepresst bei 800 MPa und RT.

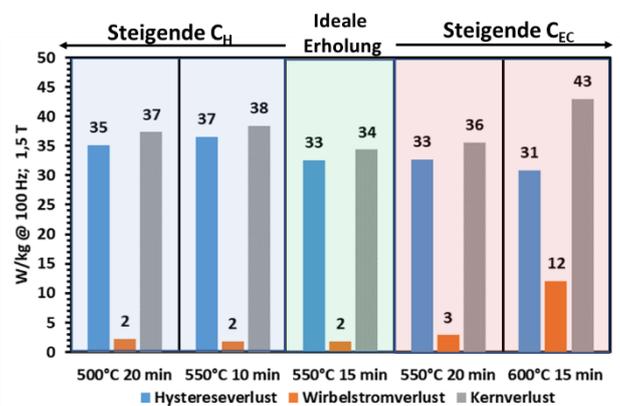
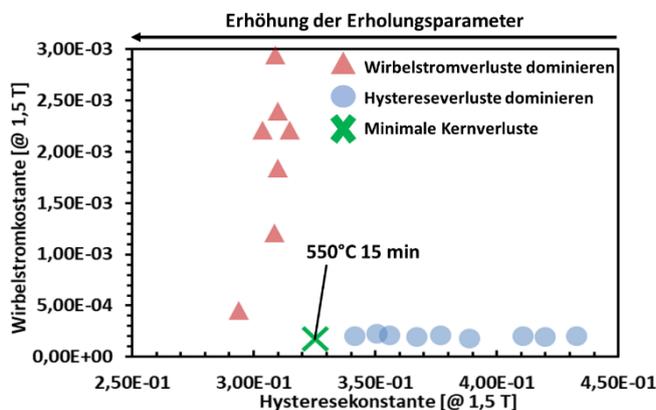
Folglich könnte die geringere Auffederung der Hartmetallmatrize dafür sorgen, dass die interpartikulären Reibungen beim Pressen weniger stark ausgeprägt sind, wodurch das Pressen in diesem Werkzeugtyp einen schonenderen Prozess für die Sperrschicht darstellt. Demensprechend hatte die Auswahl des verwendeten Presswerkzeugs einen Einfluss auf den idealen Arbeitspunkt des Erholungsglühens (vgl. Resultate in Tab. 21 und Tab. 25). Daher wurden die idealen Wärmebehandlungsparameter für Ummagnetisierungsfrequenzen von 100, 500 und 1000 Hz analog zur Vorgehensweise unter 4.2.2.1. bestimmt, wobei die Proben herangezogen wurden, die durch die Standardparameter (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode) im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize gefertigt wurden.

**Tab. 25: Ideale Erholungsparameter bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenz (Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Alternative-Route: Warmpressen) und nach der Double Step-Methode erhologungsgeglüht).**

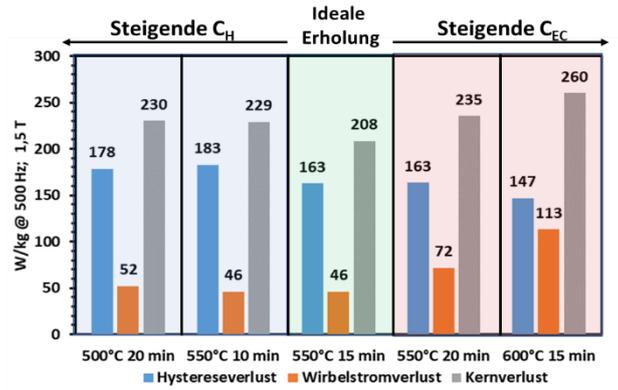
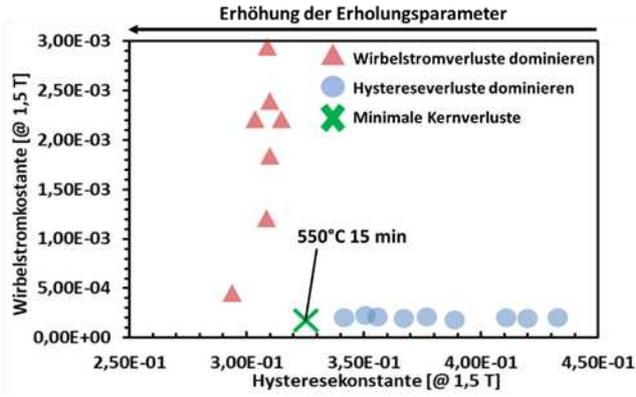
100 Hz					
Pulvertyp	WBT [°C]	WBZ [min]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]	Minimale P <sub>c</sub> [@ 1,5 T; 100 Hz]
Somaloy 700 3P	550	15	3,25*10 <sup>-1</sup>	1,84*10 <sup>-4</sup>	34 W/kg
Somaloy700 HR3P	550	15	3,23*10 <sup>-1</sup>	2,02*10 <sup>-4</sup>	34 W/kg
Somaloy 700 HR5P	650	20	2,37*10 <sup>-1</sup>	4,43*10 <sup>-4</sup>	28 W/kg
Somaloy 130i 5P	650	15	3,07*10 <sup>-1</sup>	1,29*10 <sup>-4</sup>	32 W/kg
500 Hz					
Pulvertyp	WBT [°C]	WBZ [min]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]	Minimale P <sub>c</sub> [@ 1,5 T; 500 Hz]
Somaloy 700 3P	550	15	3,25*10 <sup>-1</sup>	1,84*10 <sup>-4</sup>	208 W/kg
Somaloy700 HR3P	550	15	3,23*10 <sup>-1</sup>	2,02*10 <sup>-4</sup>	212 W/kg
Somaloy 700 HR5P	650	10	2,94*10 <sup>-1</sup>	1,65*10 <sup>-4</sup>	188 W/kg
Somaloy 130i 5P	650	15	3,07*10 <sup>-1</sup>	1,29*10 <sup>-4</sup>	186 W/kg
1000 Hz					
Pulvertyp	WBT [°C]	WBZ [min]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]	Minimale P <sub>c</sub> [@ 1,5 T; 1 kHz]
Somaloy 700 3P	550	15	3,25*10 <sup>-1</sup>	1,84*10 <sup>-4</sup>	509 W/kg
Somaloy700 HR3P	550	15	3,23*10 <sup>-1</sup>	2,02*10 <sup>-4</sup>	525 W/kg
Somaloy 700 HR5P	650	10	2,94*10 <sup>-1</sup>	1,65*10 <sup>-4</sup>	459 W/kg
Somaloy 130i 5P	650	15	3,07*10 <sup>-1</sup>	1,29*10 <sup>-4</sup>	435 W/kg

**Somaloy 700 3P**

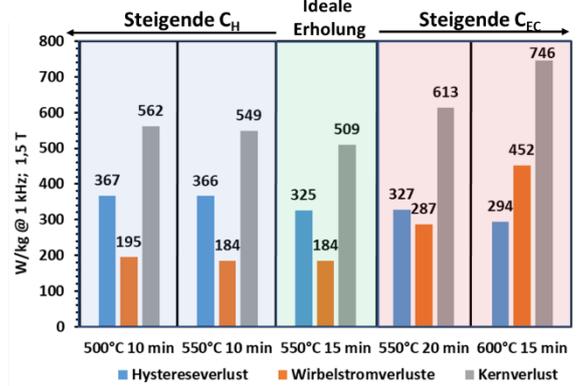
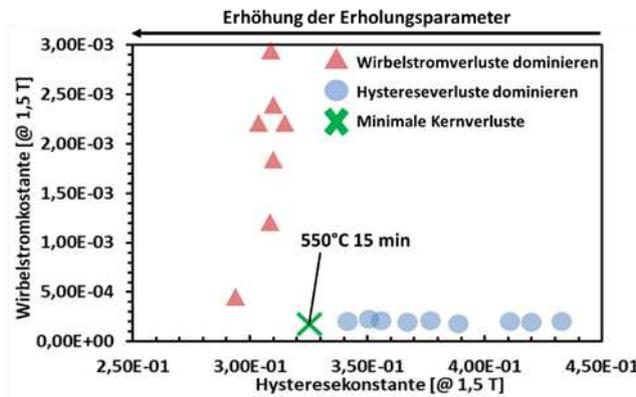
**100 Hz**



500 Hz

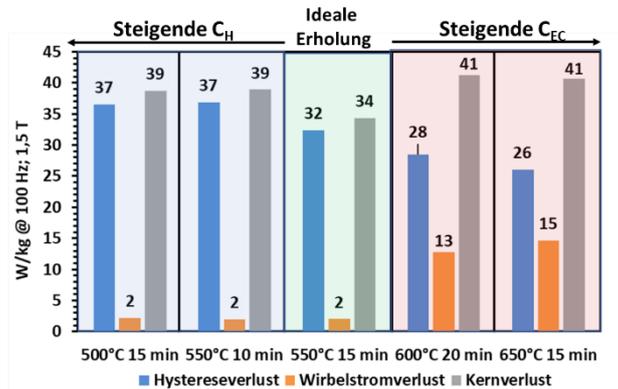
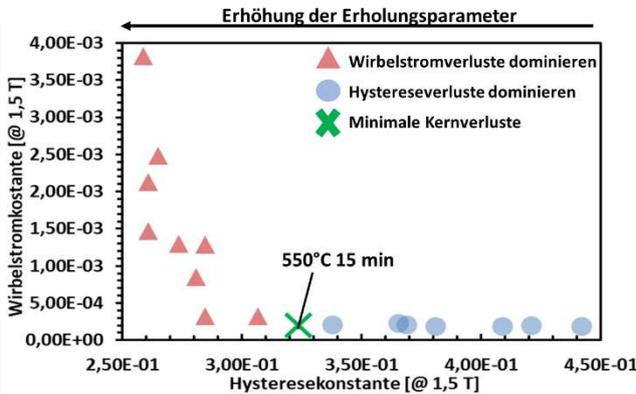


1000 Hz

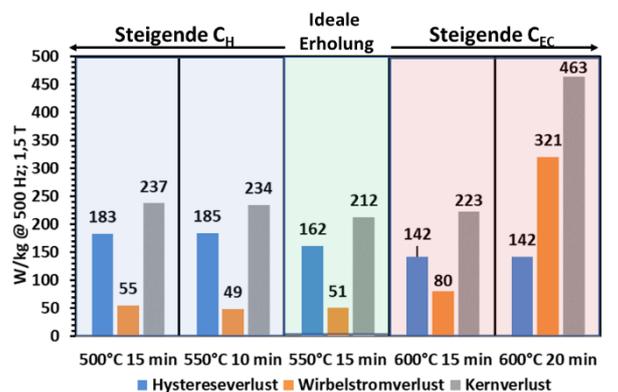
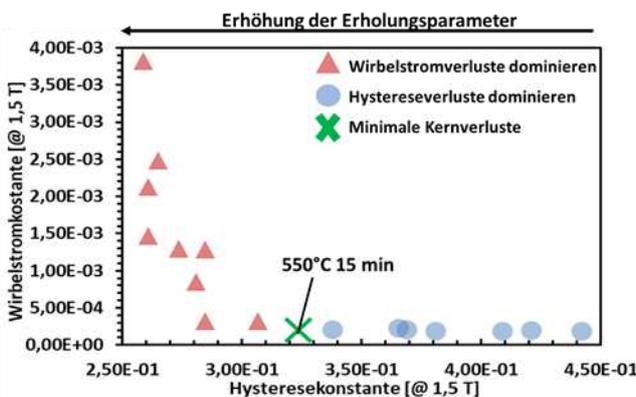


Somaloy 700 HR3P

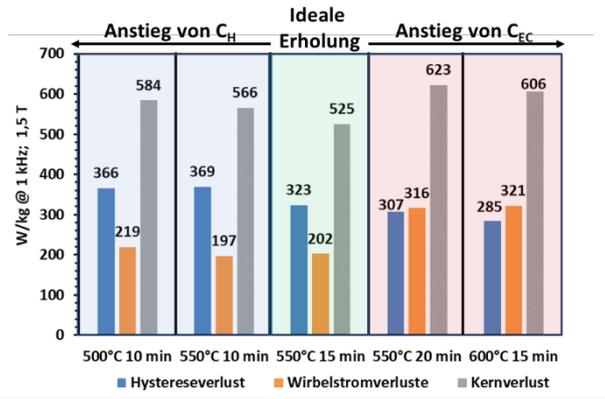
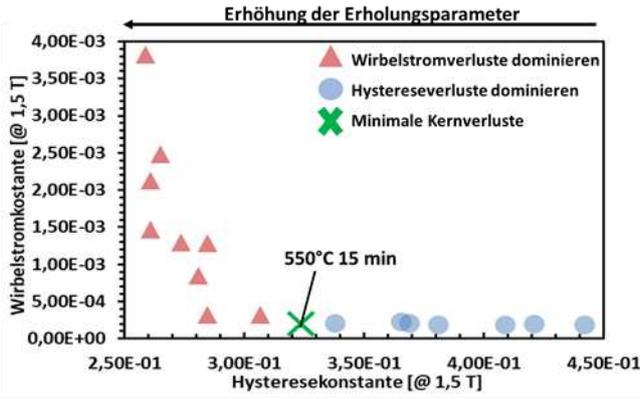
100 Hz



500 Hz

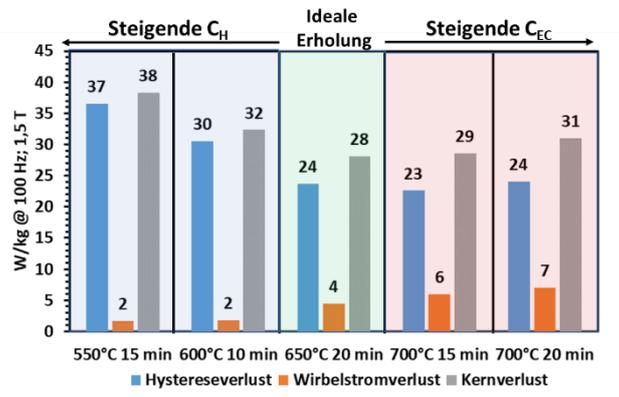
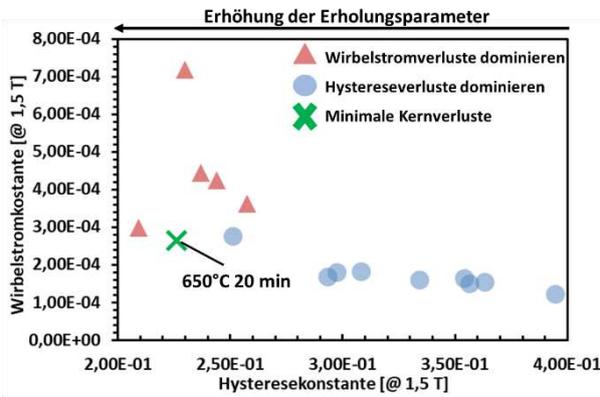


1000 Hz

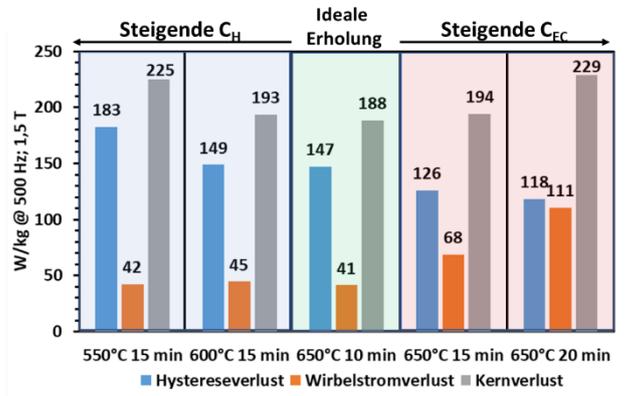
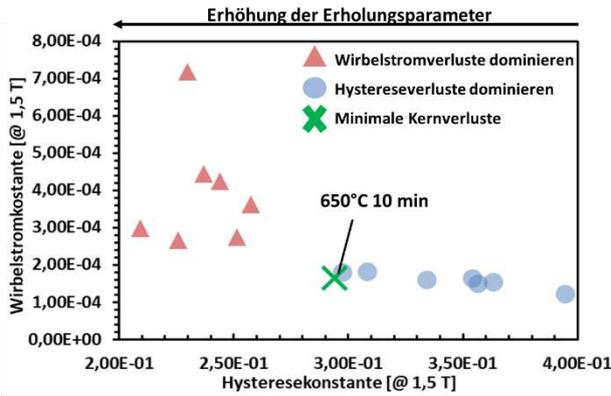


Somalay 700 HR5P

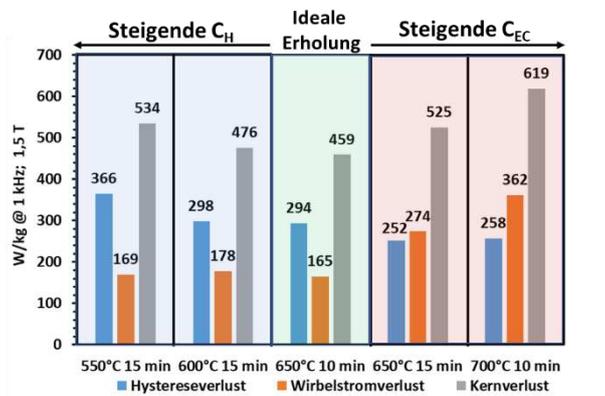
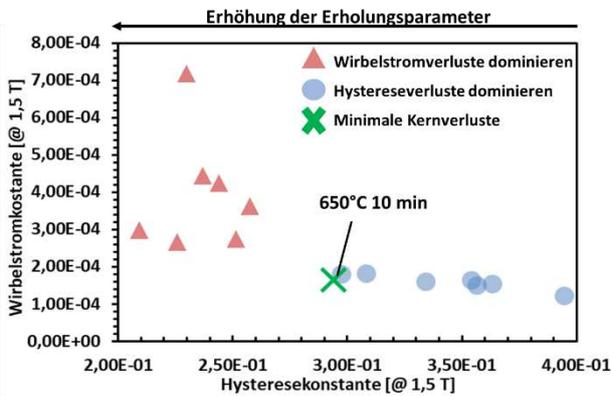
100 Hz



500 Hz

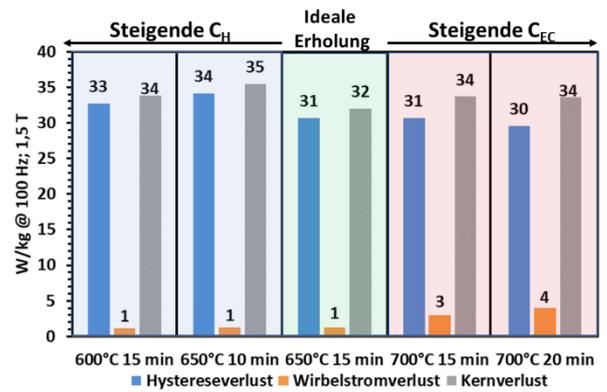
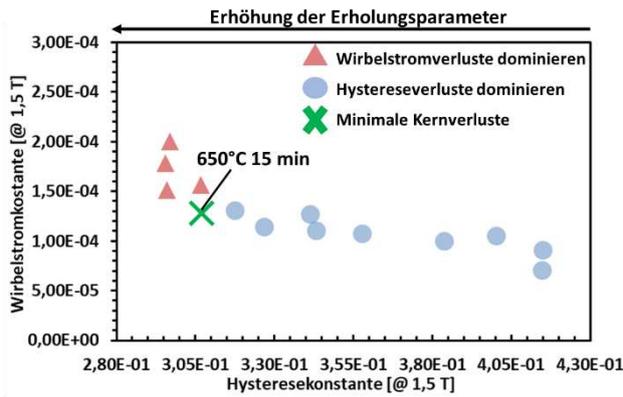


1000 Hz

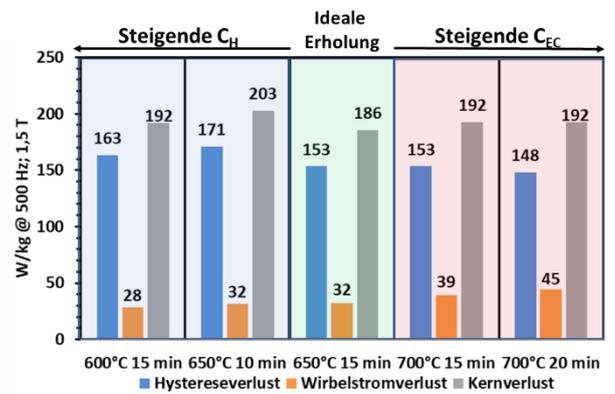
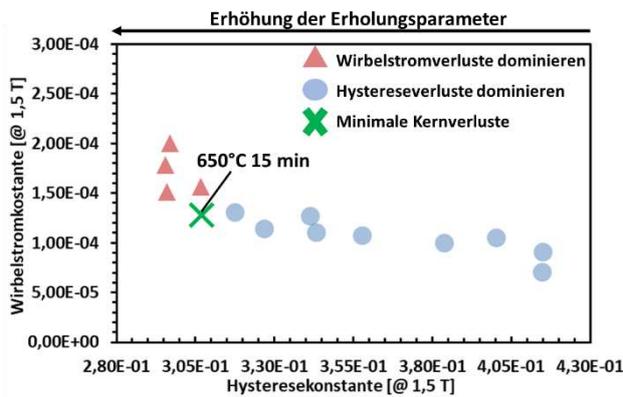


Somaloy 130i 5P

100 Hz



500 Hz



1000 Hz

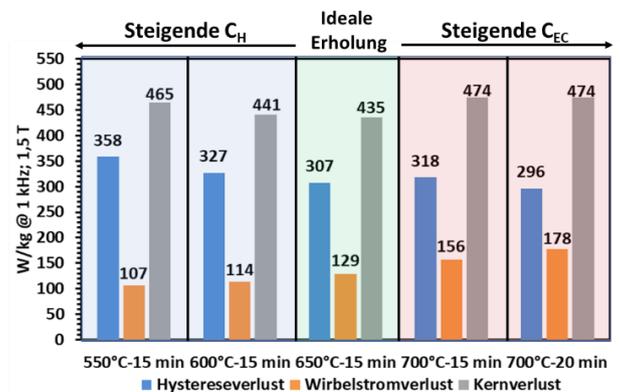
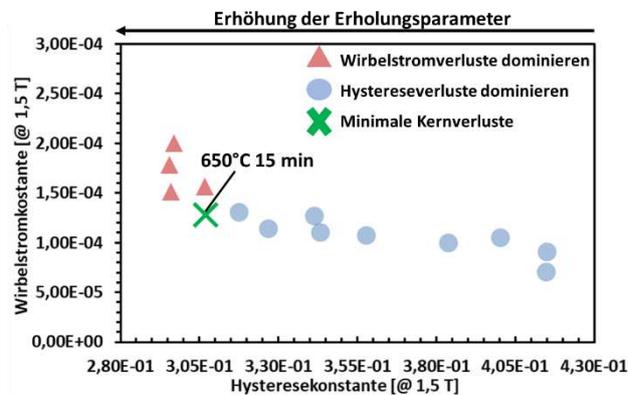


Abb. 88: Darstellung der Erholungsparameter und  $C_H/C_{EC}$ -Wertepaare, welche die Kernverluste bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenz minimieren (links), Einfluss alternativer Erholungsparameter auf den Kernverlust (rechts), Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Alternative Route: Warmpressen) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht.

Weiters erfolgte ausgehend von den ermittelten Wärmebehandlungsparametern in Tab. 25 die Erhöhung der Presstemperatur, wodurch sich die folgenden Prozessparameter ergaben:

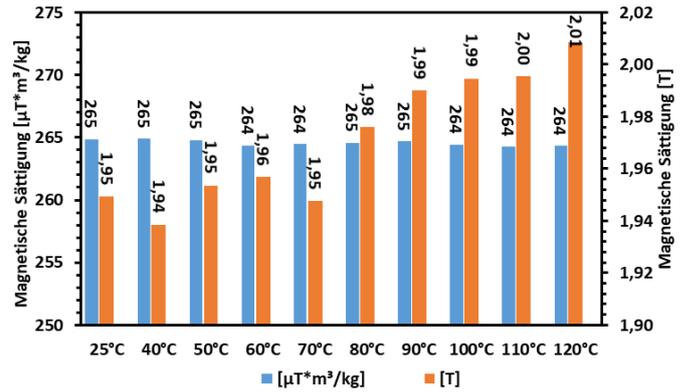
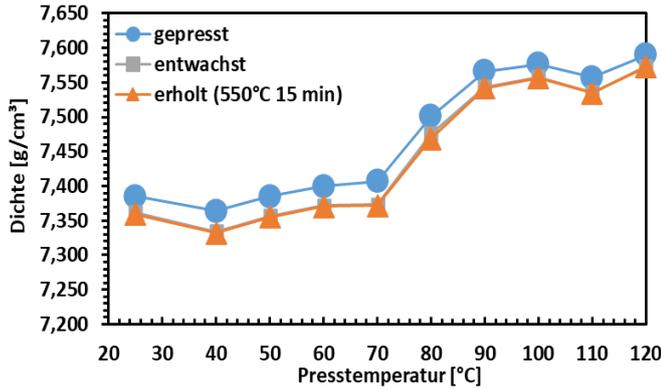
Tab. 26: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Warmpressens.

Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholungsparameter
Somaloy 700 3P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	550°C 15 min
Somaloy 700 HR3P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	550°C 15 min
Somaloy 700 HR5P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	650°C 10/20 min
Somaloy 130i 5P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	650°C 15 min

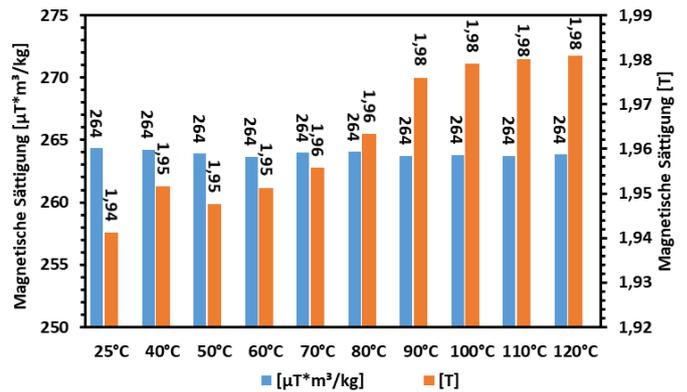
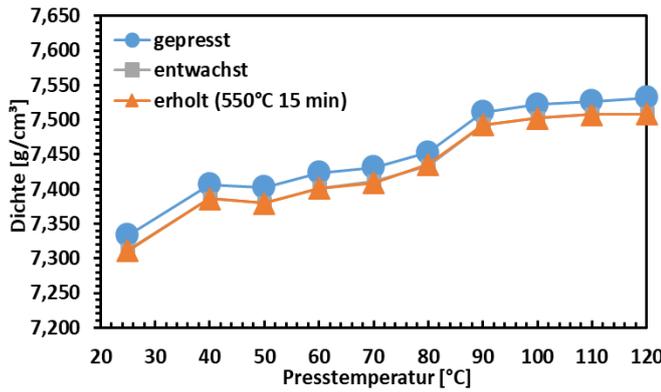
Die Resultate in Abb. 89 verdeutlichen, dass zunehmende Presstemperaturen zur Steigerung der Gründichte und in der Konsequenz auch zur Erhöhung der magnetischen Sättigung führen. Dieser Zusammenhang ist zunächst durch die Reduzierung der Streckgrenze des Fe zu begründen [16-17]. Des Weiteren ist auch zu beachten, dass im Falle der 3P-Pulver nachgewiesen wurde, dass bei Presstemperaturen > 80°C ein gewisser Teil der Schmieradditive gänzlich aus dem Pulverbett herausgedrückt wird. Deshalb kommt es im genannten Presstemperaturbereich zu einem ausgeprägten Anstieg der Dichte und der magnetischen Sättigung.

Die approbierte gedruckte Originalversion dieser Dissertation ist an der TU Wien Bibliothek verfügbar. The approved original version of this doctoral thesis is available in print at TU Wien Bibliothek.

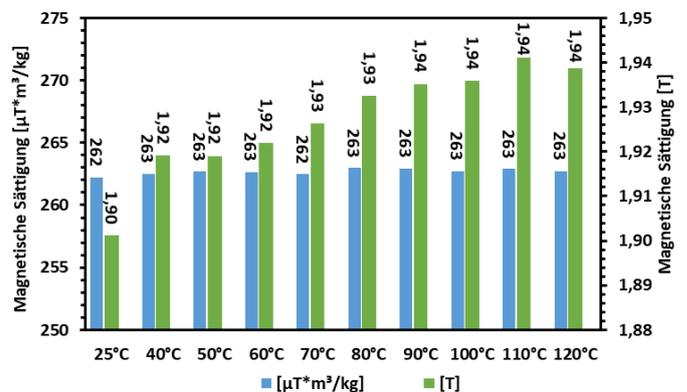
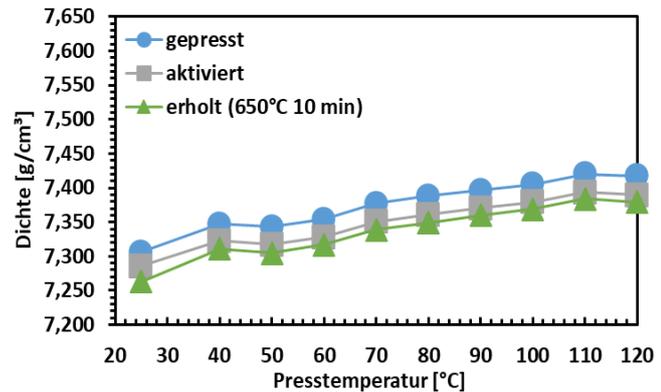
### Somaloy 700 3P



### Somaloy 700 HR3P



### Somaloy 700 HR5P



Somaloy 130i 5P

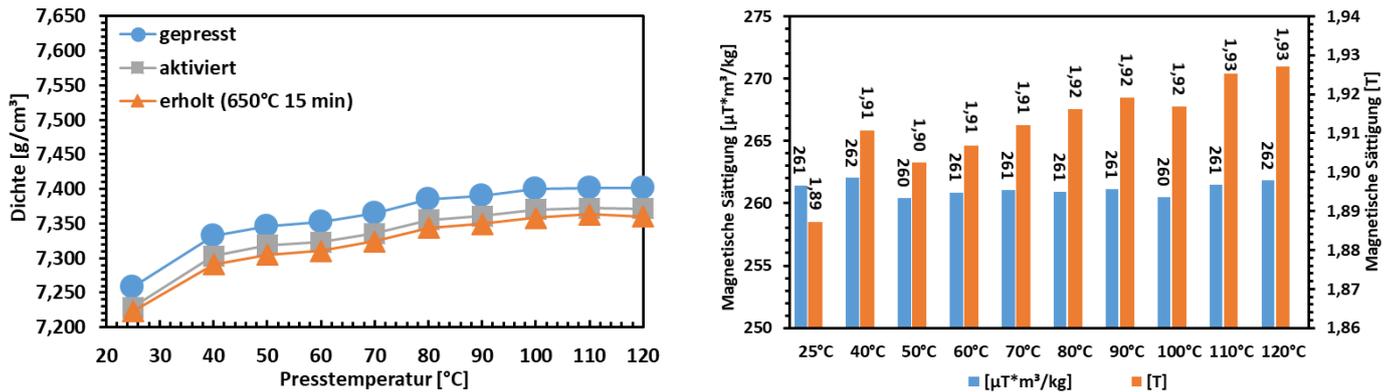


Abb. 89: Gründichte und magnetische Sättigung der jeweiligen SMC-Varianten in Abhängigkeit von der Presstemperatur, Proben mit 800 MPa gepresst (Alternative Route: Warmpressen) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholt.

Anhand der Trendlinien in Abb. 90 wird gezeigt, dass bei den Pulvern der 5P-Serie die Koerzitivfeldstärke im gesamten Presstemperaturbereich auf einem konstanten Niveau gehalten wird. Infolgedessen ist auch bezüglich der Hysterese konstante keine signifikante Beeinflussung gegeben (siehe Tab. 27). Im Falle der 3P-Serie wurde im Presstemperaturbereich von 25°C – 70°C keine Veränderung der H<sub>C</sub>-Werte detektiert. Lediglich bei 70°C – 120°C zeigte die Tendenz, dass mit steigenden Presstemperaturen ein schwacher Abfall von H<sub>C</sub> registriert wurde. Die Reduzierung von H<sub>C</sub> in diesem Bereich ist höchstwahrscheinlich durch den ausgeprägten Dichteanstieg zu erklären, was bereits in den vorigen Ausführungen erläutert wurde. Dennoch scheint diese Veränderung der H<sub>C</sub>-Werte zu gering auszufallen, um einen signifikanten Einfluss auf die Hysterese konstante auszuüben, da, analog zu den 5P-Pulvern, über den beobachteten Presstemperaturbereich nahezu konstante Hysterese konstante erhalten wurden (siehe Tab. 27).

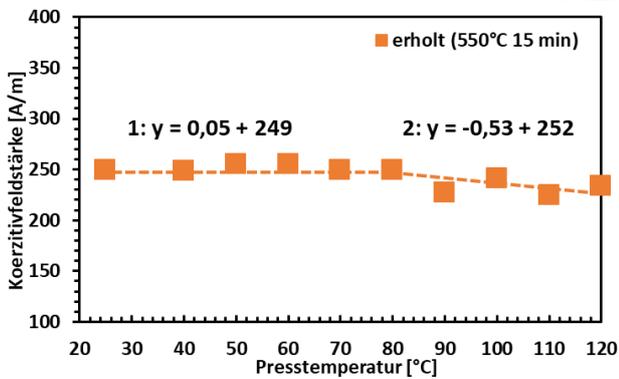
Tab. 27: Berechnete Hysterese konstanten aus den Trendlinien in Abb. 90, Proben gepresst bei 800 MPa im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize bei unterschiedlichen Temperaturen.

Pulver	C <sub>H</sub> @ 1,5 T (25°C)	C <sub>H</sub> @ 1,5 T (120°C)
Somaloy 700 3P (550°C für 15 min)	3,33*10 <sup>-1</sup>	3,35*10 <sup>-1</sup>
Somaloy 700 HR3P (550°C für 15 min)	3,32*10 <sup>-1</sup>	3,26*10 <sup>-1</sup>
Somaloy 700 HR5P (650°C 10 min)	3,01*10 <sup>-1</sup>	3,03*10 <sup>-1</sup>
Somaloy 130i 5P (650°C 15 min)	3,11*10 <sup>-1</sup>	3,10*10 <sup>-1</sup>

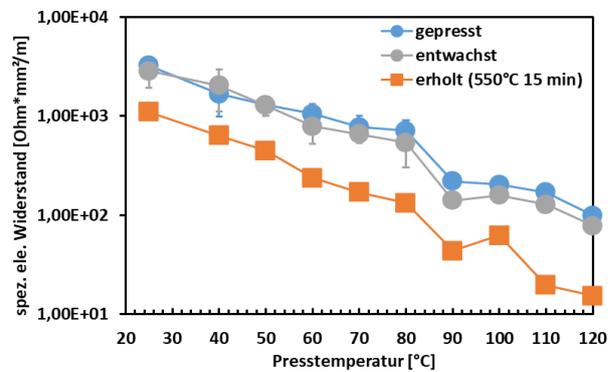
Im Gegensatz dazu wurden aber die elektrischen Eigenschaften (R<sub>s</sub> und Wirbelstromkonstante) signifikant von der Presstemperatur beeinflusst. Dabei konnte gefunden werden, dass die Steigerung der Matrizentemperatur offenbar zu einer zusätzlichen Schädigung der Isolierschicht führt, nachgewiesen anhand der sinkenden Widerstandswerte. Auf Grund der Tatsache, dass diese Schäden beim Pressen initiiert werden, weisen die Resultate darauf hin, dass durch steigende Presstemperaturen die interpartikulären Reibungen im Zuge der Partikelumlagerungen verstärkt werden. Die Verstärkung der interpartikulären Reibungen ist den Resultaten dieser Arbeit zu Folge auf das Herauswandern der Presshilfsmittel aus dem Pressling zurückzuführen, welches durch steigende Presstemperaturen gefördert wird (siehe

4.2.1.). Denn es darf an dieser Stelle daraufhin gewiesen werden, dass die essenzielle Rolle der Schmieradditive zur Inhibierung der mechanischen Schäden in der Sperrschicht bereits aufgezeigt wurde. Bestätigt werden diese Ausführungen durch die Tatsache, dass im Fall der 3P-Varianten bei Presstemperaturen  $> 80^{\circ}\text{C}$  ein besonders starker Abfall der elektrischen Widerstandswerte detektiert wurde. Im erwähnten Presstemperaturbereich wurde nämlich nachgewiesen, dass gewisse Anteile des „3P-Lube“ gänzlich aus dem Pulverbett herausgedrückt werden (siehe Abb. 64 und Abb. 65). Zudem untermauern die angeführten Diagramme die angenommene Wirkungsweise der Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht der 5P-Pulver, wobei mechanisch induzierte Schäden nach dem Pressen „ausgeheilt“ werden. Denn nach dem „Aktivieren“ und Erholungsglühen ist der Abfall der Widerstandswerte mit steigender Presstemperatur deutlich weniger stark ausgeprägt ist als im Presszustand. Auf jeden Fall kam es beim Überschreiten bestimmter Presstemperaturen dazu, dass bei gleichbleibenden Hysteresekonstanten ein Anstieg der Wirbelstromkonstante induziert wurde. Dementsprechend wurden teils wesentlich ungünstigere Kernverluste generiert.

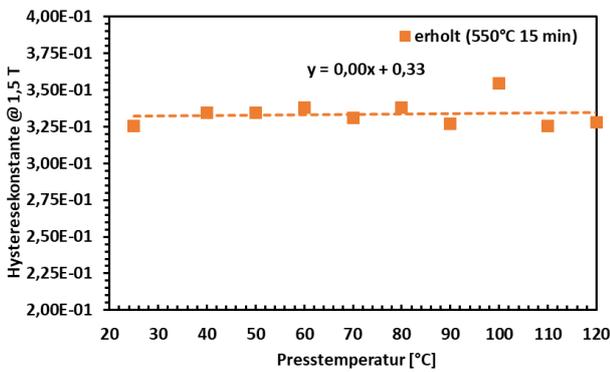
Somaloy 700 3P



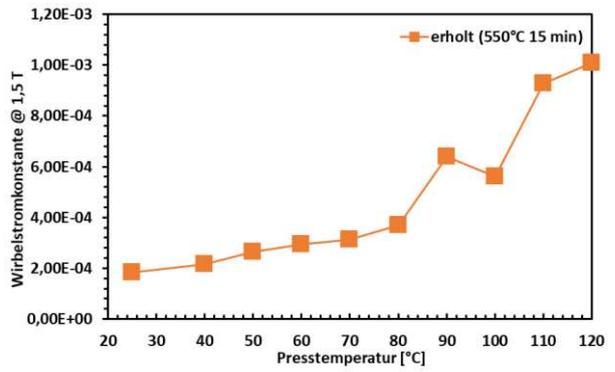
(a)



(b)

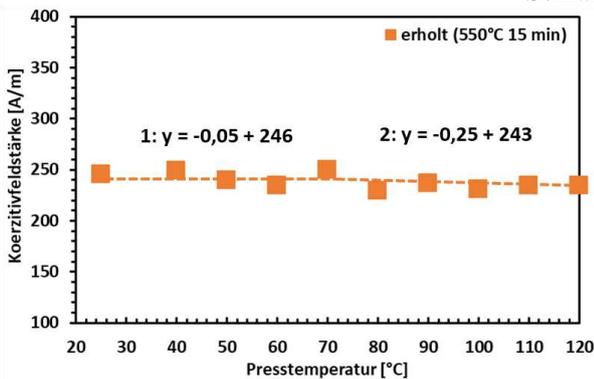


(c)

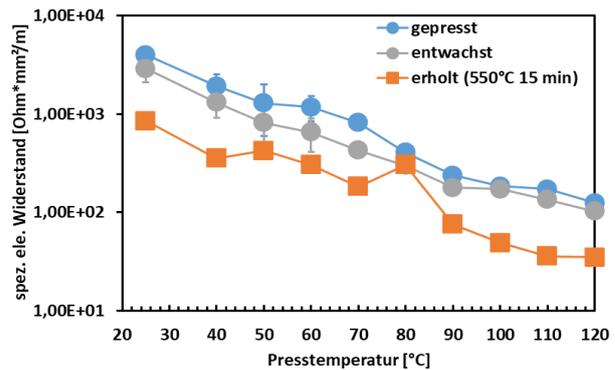


(d)

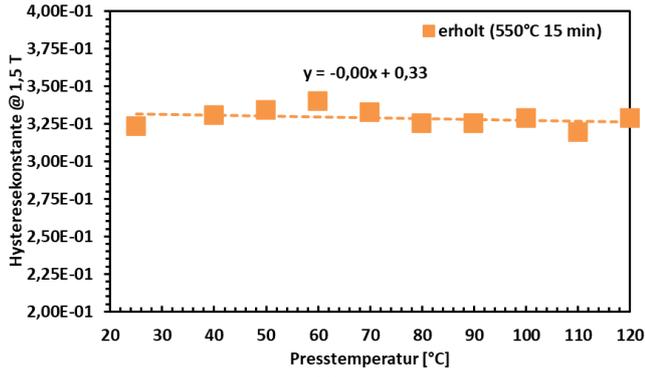
Somaloy 700 HR3P



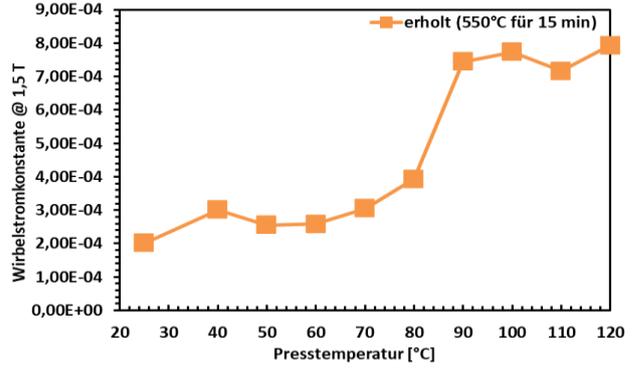
(a)



(b)

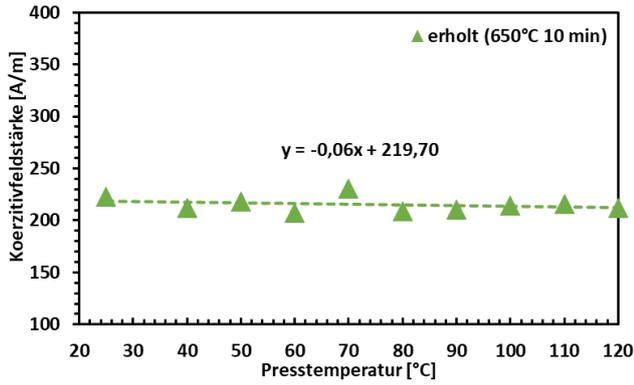


(c)

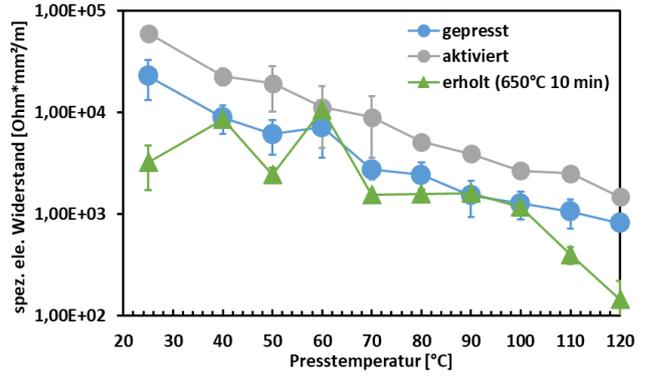


(d)

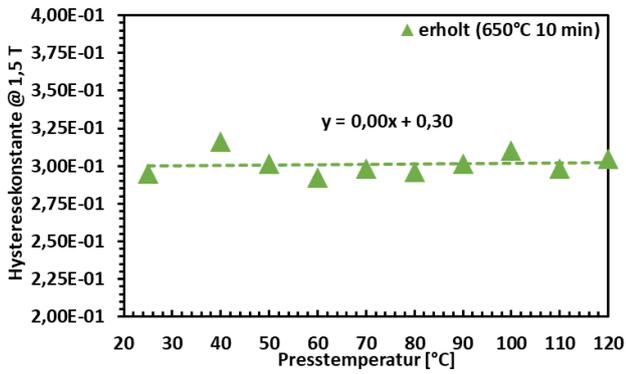
Somaloy 700 HR5P



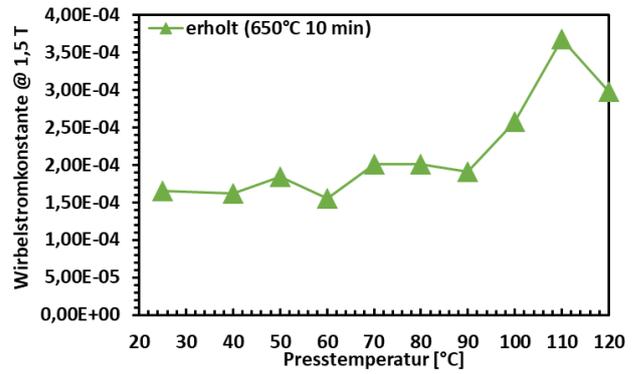
(a)



(b)

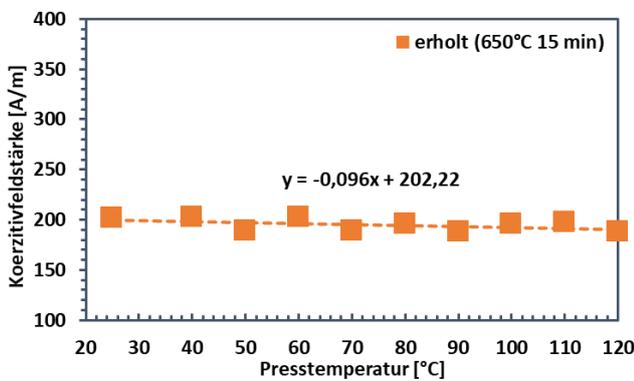


(c)

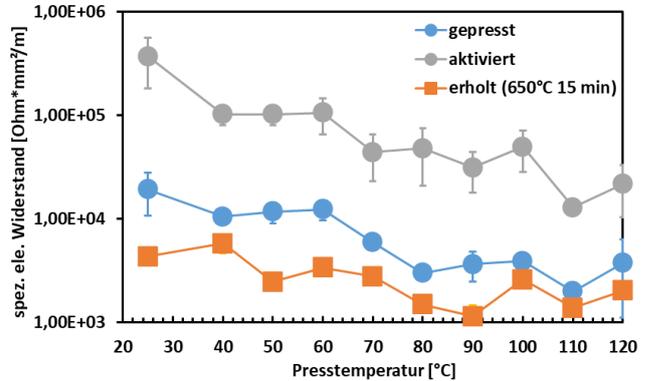


(d)

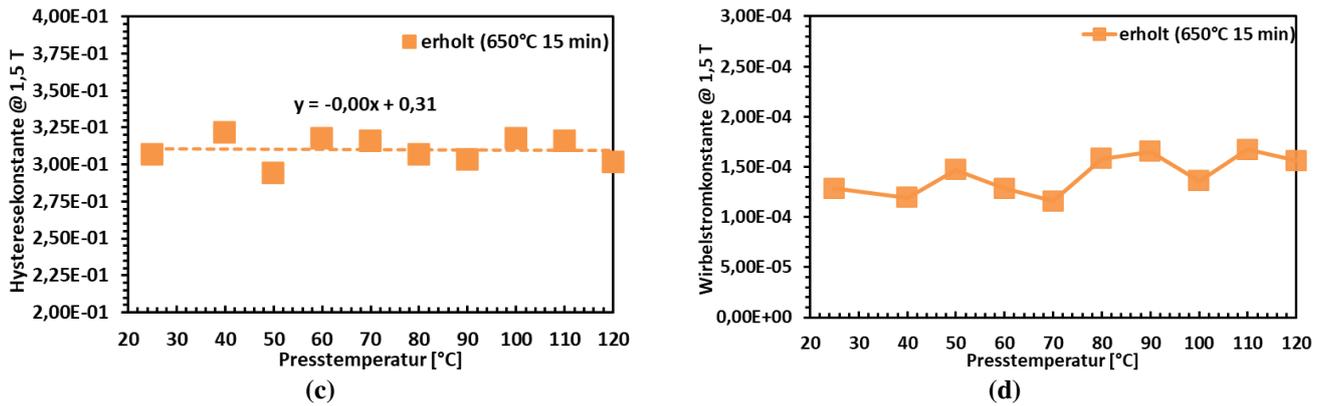
Somaloy 130i 5P



(a)



(b)



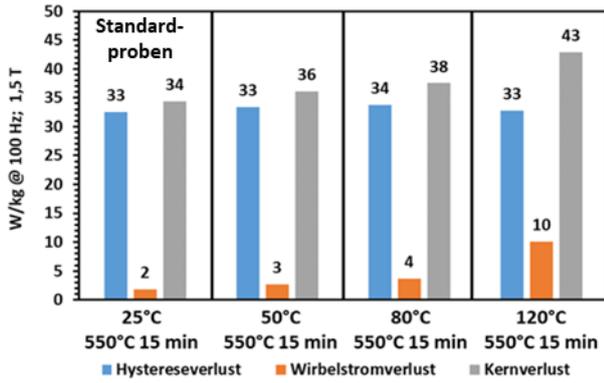
**Abb. 90: Koerzitivfeldstärke (a), spezifischer elektrischer Widerstand (b), Hysteresis- (c) und Wirbelstromkonstante (d) in Abhängigkeit von der Presstemperatur, Proben mit 800 MPa gepresst (Alternative Route-Warmpressen) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erhologungsgeglüht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 260 mm<sup>2</sup>.**

Auf Grund der oben angeführten Zusammenhänge war es notwendig, bestimmte Presstemperaturbereiche (siehe Tab. 28) zu meiden, um einen Anstieg der Kernverluste auszuschließen. Im Falle der 3P-Pulver führten bereits Presstemperaturen von  $\geq 40^{\circ}\text{C}$  zum signifikanten Anstieg der Wirbelstromverluste, wodurch diese Pulver bei Raumtemperatur gepresst werden mussten, um minimale Kernverluste sicherzustellen. Diese Resultate stimmen auch gut mit den Kennwerten für den spezifischen elektrischen Widerstand überein, da bereits bei  $> 25^{\circ}\text{C}$  eine deutlich schlechtere Wirksamkeit der Isolierung detektiert werden konnte. Dabei ist zu beachten, dass sich die negativen Einflüsse des Warmpressens auf die elektrischen Eigenschaften v.a. mit steigenden Ummagnetisierungsfrequenzen bemerkbar machen. Für niedrige Frequenzen von 100 Hz kann, trotz der etwas höheren Kernverluste eine Erhöhung der Presstemperatur durchgeführt werden, da hier die höheren Wirbelstromverluste noch nicht derart stark ins Gewicht fallen. Zudem sind die dabei resultierenden höheren Materialdichten zu beachten. Bei der 5P-Serie konnte eine mäßige Erhöhung der Presstemperatur erfolgen, ohne dass eine Ausbreitung der induzierten Wirbelströme verursacht wurde (Abb. 91). Für den niedrigen Frequenzbereich von 100 Hz konnten problemlos Presstemperaturen bis hin zu  $100^{\circ}\text{C}$  verwendet werden. Für höhere Frequenzen von 500 Hz bzw. 1000 Hz sollte die maximale Presstemperatur auf  $60^{\circ}\text{C} - 70^{\circ}\text{C}$  beschränkt werden, da bei höheren Temperaturen das Erreichen der minimalen Kernverluste der Standardproben nicht mehr gewährleistet ist. Die Ausführungen dieser Arbeit lassen vermuten, dass dies mit der angenommenen Wirkungsweise der Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht zusammenhängt, wie bereits im obigen Abschnitt ausgeführt wurde. Hinsichtlich der steigenden Materialdichte ist das Ausschöpfen der maximalen Presstemperaturen durchaus eine sinnvolle Option.

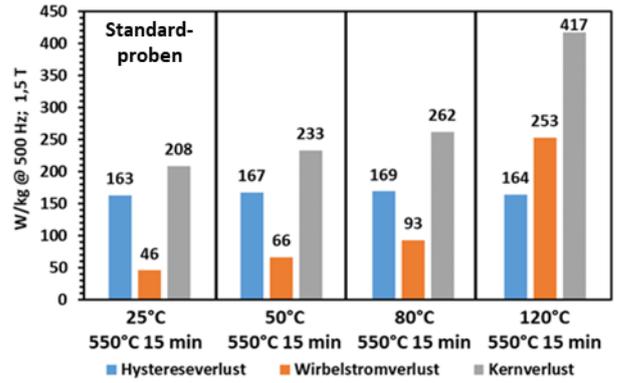
**Tab. 28: Presstemperaturen, die bei entsprechender Frequenz das Erreichen der minimalen Kernverluste der Standardproben gewährleisten.**

Frequenz	Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P
100 Hz	25°C	25°C	25°C - 100°C	25°C - 100°C
500 Hz	25°C	25°C	25°C - 60°C	25°C - 70°C
1000 Hz	25°C	25°C	25°C - 60°C	25°C - 70°C

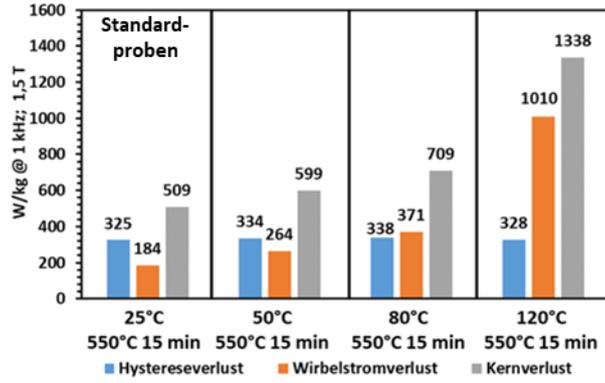
**Somaloy 700 3P**



100 Hz

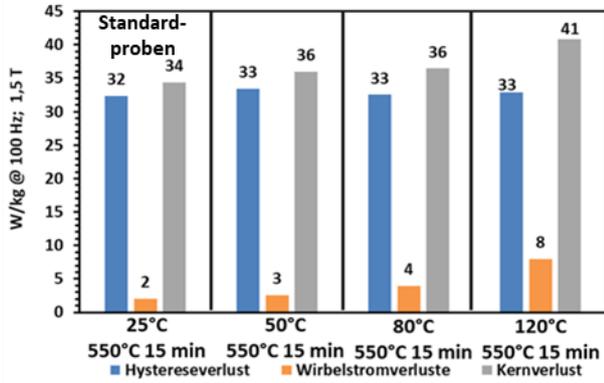


500 Hz

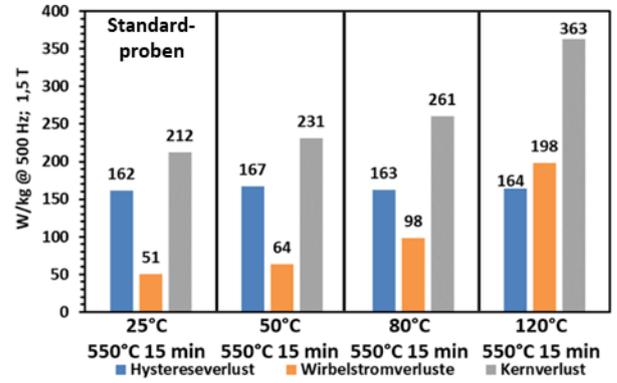


1000 Hz

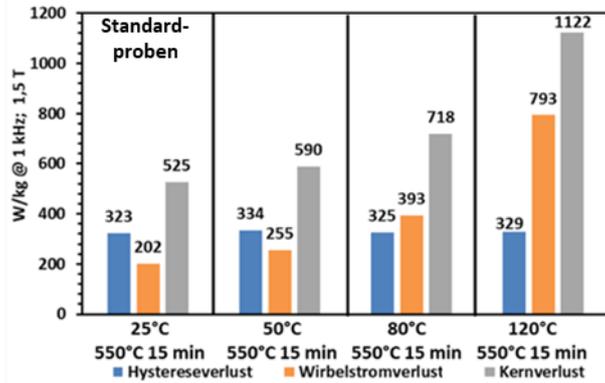
**Somaloy 700 HR3P**



100 Hz

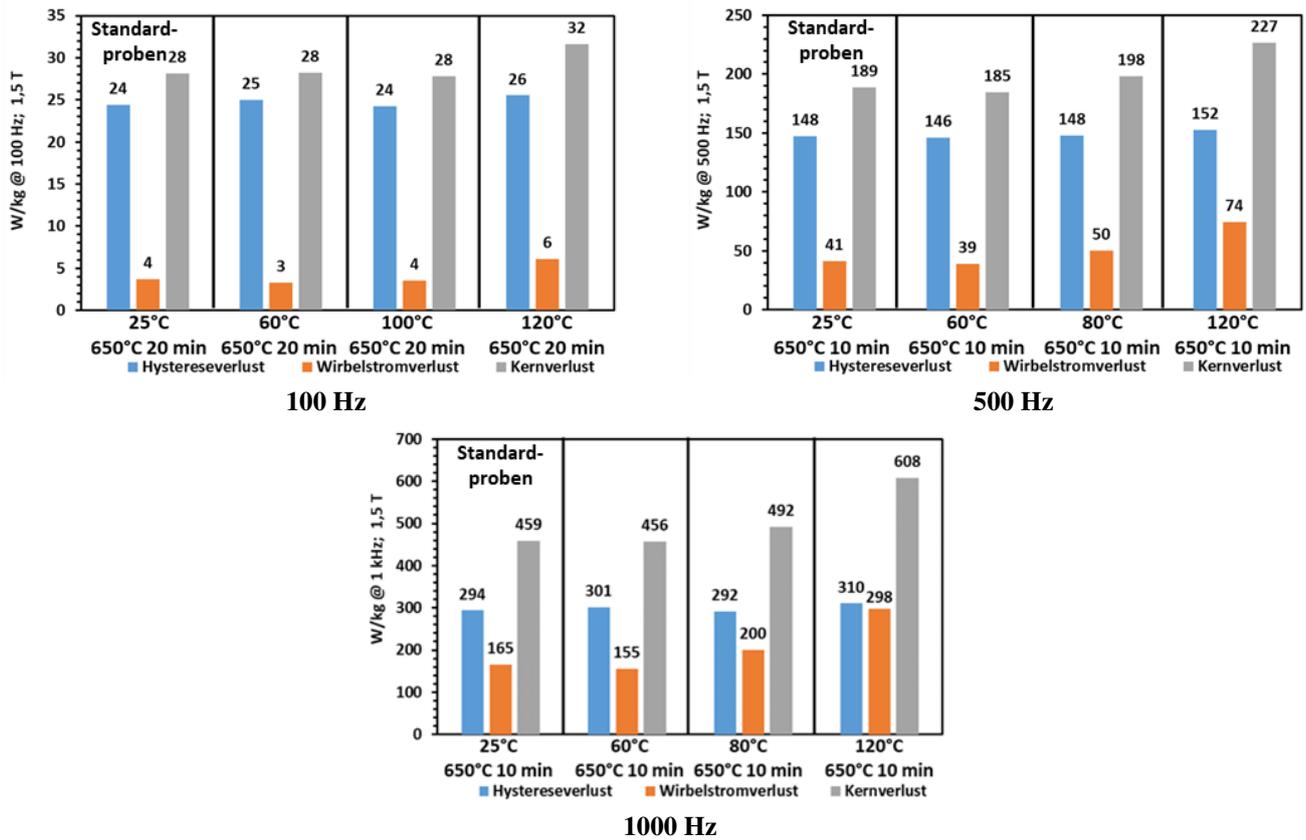


500 Hz

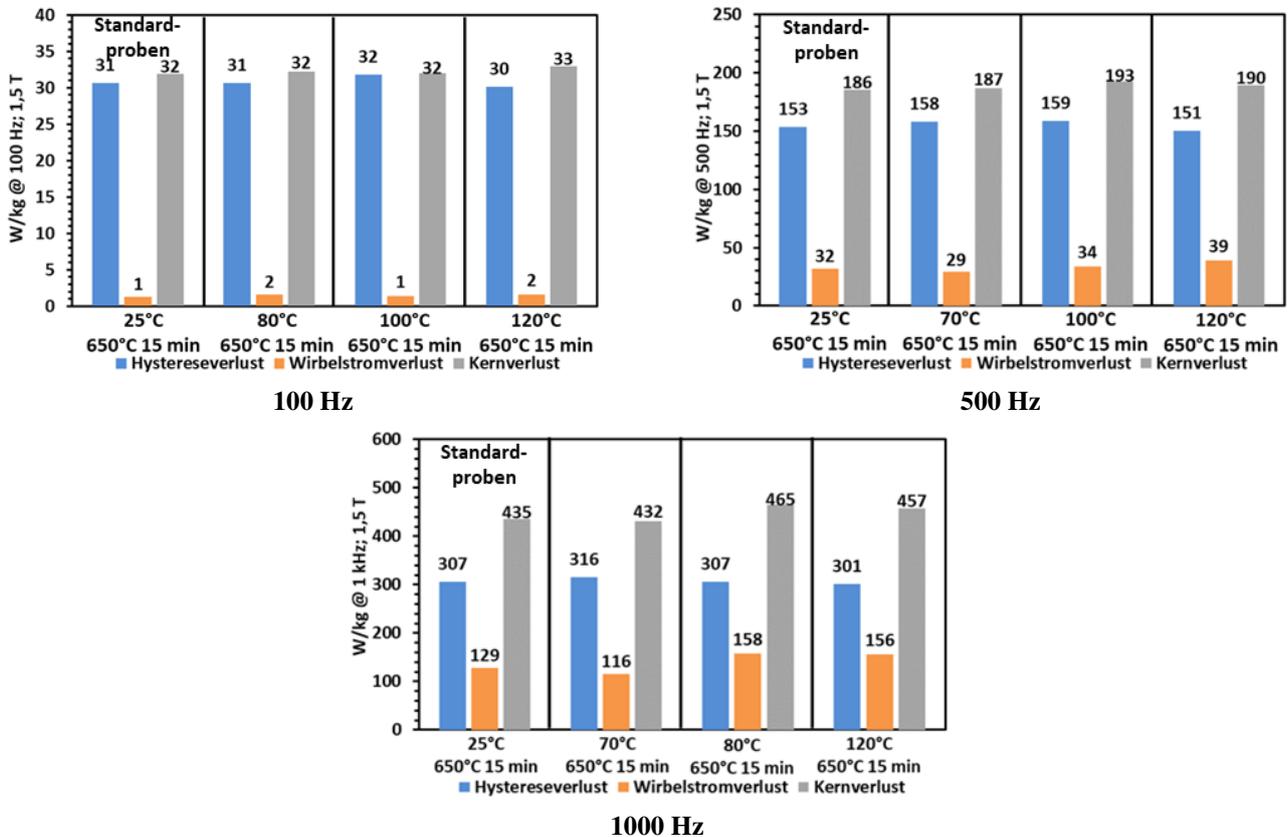


1000 Hz

**Somaloy 700 HR5P**



**Somaloy 130i 5P**



**Abb. 91:** Einfluss der Presstemperaturen auf den Kernverlust der SMC-Komponenten bei unterschiedlichen Frequenzen, Proben mit 800 MPa gepresst (Alternative Route-Warmpressen) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholtungsgeglüht.

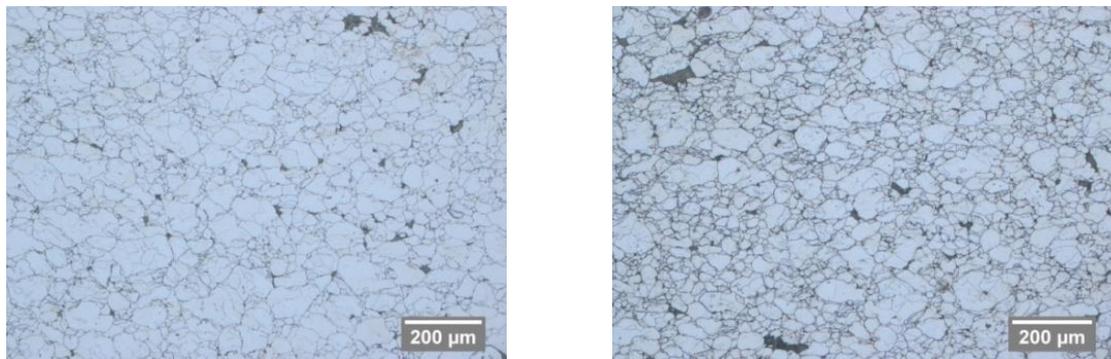
## 2. Heißpressen (500°C – 550°C)

In diesem Fertigungsverfahren wurden Presstemperaturen von 500°C – 550°C verwendet. Zudem wurden Presshilfsmittel-reduzierte Somaloy-Varianten (Somaloy 700 3P-0,1% Lub und Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub) herangezogen, um eine übermäßige Raumentwicklung infolge des gleichzeitig mit dem Pulvervorwärmen bzw. Pressen ablaufenden Entwachsungsvorgangs bei den verwendeten Presstemperaturen zu vermeiden. Weiters wurde überprüft, ob bei den hohen Temperaturen bereits im Zuge des Pressens Erholungsvorgänge stattfinden und auf ein nachgeschaltetes Wärmebehandeln verzichtet werden kann. Demzufolge ergaben sich die nachfolgenden Verarbeitungsparameter.

**Tab. 29: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Heißpressens.**

Pulver	Pressdruck	Presstemperatur
Somaloy 700 3P-0,1% Lub	400 MPa - 600 MPa	500°C – 550°C
Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub	400 MPa - 600 MPa	500°C – 550°C

Die Resultate zeigen, dass die erhaltenen Dichten zum Teil sogar 99% der theoretischen Gründichte von Reineisen entsprechen. Daher kann näherungsweise von einem nahezu vollgedichteten Material gesprochen werden. Auch die aufgenommenen Gefügebilder in Abb. 92 unterstützen diese Aussage, da hier kaum Porosität nachgewiesen werden konnte. Die Tatsache, dass die verwendeten Presstemperaturen zu enorm hohen relativen Gründichten führen konnte auch bereits in früheren Arbeiten dargelegt werden [19].



**Abb. 92: Gefügebilder der heißgepressten Somaloy 700 3P-0,1% Lub (links) und Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub-Proben (rechts), heißgepresst bei 550°C mit 600 MPa, geätzt mit 3% Nitallösung.**

Zudem konnte für Grünkörper auch eine außerordentlich hohe 3-Punkt-Biegefestigkeit von 200 MPa – 250 MPa (verglichen mit ~15 MPa der Proben der Basis-Route) erreicht werden. Auf Grund der hohen Gründichten wurden simultan große Zuwächse im Bereich der magnetischen Sättigung erreicht. Weiters konnte gezeigt werden, dass die Koerzitivfeldstärken der heißgepressten Proben bereits nach dem Pressen im gleichen Bereich liegen wie bei jenen Komponenten, die bei RT gepresst und bei vergleichbaren Temperaturen erholungsgeglüht wurden (vgl. 230 A/m – 250 A/m). Demnach kam es bereits beim Pressen zu einer vergleichbaren Reduzierung der Defekte und Spannungen wie beim Erholungsglühen bei diesen Temperaturen. Es kann deshalb von einem „dynamischen Erholungsvorgang“ gesprochen werden, wonach die sonst, z.B. bei der Basisroute, erforderlichen nachgeschalteten Erholungsprozesse durch isotherme Glühungen nicht durchgeführt werden mussten, da der notwendige Abbau der Kristallgitterspannungen bereits beim Pressen eintrat. Allerdings wurde

durch die verwendeten Presstemperaturen eine massive Schädigung in der Isolierschicht hervorgerufen. Die Resultate legen nämlich dar, dass die spezifischen elektrischen Widerstände der heißgepressten SMC-Proben im Größenbereich des Reineisens liegen (vgl.  $0,1 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ ). Demnach kann de facto von einer vollständigen Zerstörung der Partikelbeschichtung gesprochen werden. Ursache könnte sein, dass einerseits durch das fehlende Presshilfsmittel, welches bei den besagten Matrizentemperaturen gänzlich aus dem Pulverbett ausgegast wurde (C-Verlust von ca. 90% nach dem Pressen), die mechanische Schädigung der Isolierung verstärkt wurde. Andererseits ist auch ein thermischer Abbau bereits denkbar (siehe 4.1.2.2.). In dessen Konsequenz wurden hohe Wirbelstromverluste im Bereich von  $10000 \text{ W/kg}$  (@  $1,5 \text{ T}$  und  $1 \text{ kHz}$ ) detektiert. Exakte Messresultate wurden auf Grund der massiven Wärmeentwicklung und hohen Wirbelströme nicht erhalten.

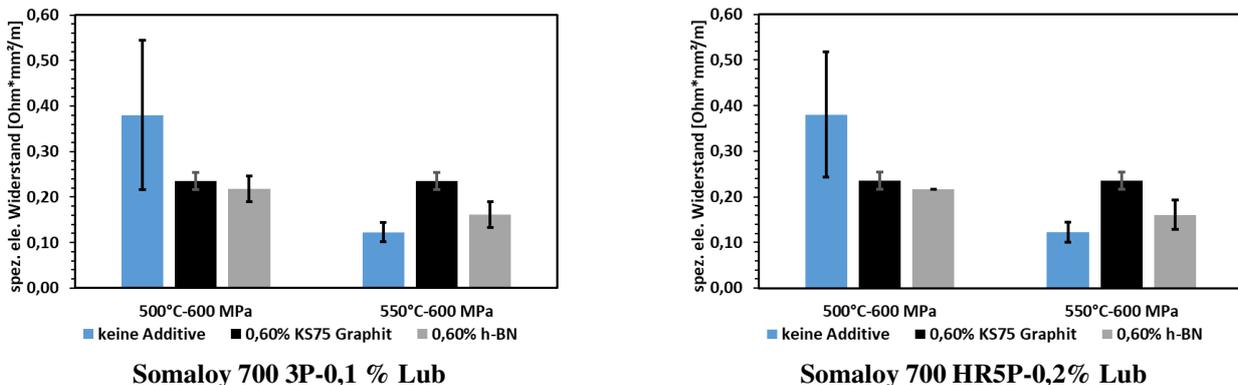
**Tab. 30: Eigenschaftsprofile der heißgepressten SMC-Komponenten**

Somaloy 700 3P-0,1% Lub					
Presstemperatur	Pressdruck	Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [T]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]
500°C	400 MPa	7,539	2,04	242	0,318
500°C	500 MPa	7,627	2,07	244	0,337
500°C	600 MPa	7,725	2,10	253	0,428
550°C	400 MPa	7,569	2,06	249	0,319
550°C	500 MPa	7,657	2,08	235	0,203
550°C	600 MPa	7,761	2,11	239	0,137

Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub					
Presstemperatur	Pressdruck	Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [T]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]
500°C	400 MPa	7,420	2,02	271	0,316
500°C	500 MPa	7,526	2,04	257	0,309
500°C	600 MPa	7,641	2,07	254	0,380
550°C	400 MPa	7,550	2,05	236	0,202
550°C	500 MPa	7,659	2,08	229	0,286
550°C	600 MPa	7,703	2,09	235	0,123

Auch durch die Zugabe von bekannten Hochtemperaturschmierstoffen wie KS75-Graphit oder h-BN (jeweils 0,6 wt%) konnte die Intaktheit der Isolierschicht nach dem Pressen nicht verbessert werden, wie die nachfolgende Abbildung darlegt. Auffällig ist hier zudem, dass die Zugabe beider Additive keinerlei Effekt auf die Isolierfähigkeit der SMC-Komponenten hatte. Dementsprechend schützen offenbar weder KS75-Graphit noch h-BN unter Verwendung der angeführten Presstemperaturen die Isolierschicht vor den starken interpartikulären Reibungen.



**Abb. 93: Einfluss der Zugabe von KS75 Graphit und h-BN zu den Presshilfsmittel-reduzierten Somaloy-Varianten auf die spezifischen elektrischen Widerstände nach dem Heißpressen.**

Die Resultate zeigen, dass das Heißpressen der SMC-Pulver in dieser Form bzw. für die hier eingesetzten Pulvertypen keine Alternative darstellt. Allerdings darf darauf hingewiesen werden, dass diese Methode ein enormes Potential mit sich bringen würde, da durch den dynamischen Erholungsprozess ein nachgeschaltetes Wärmebehandeln nicht notwendigerweise durchgeführt werden muss. Dementsprechend könnte im Zuge des industriellen Prozesses auf zusätzliche Glühprozesse und damit teure Ofenaggregate verzichtet werden. Zumindest bei Wechselstromanwendungen bei höheren Frequenzen ist aber Voraussetzung, dass die Schädigung der Isolierschichten auf den Pulvern durch geeignete Maßnahmen zumindest signifikant verringert wird. Für Anwendungen bei niedrigen Frequenzen bzw. im Gleichstrom, bei denen die Verluste durch die Hysterese dominiert werden, könnte das Heißpressen aber bereits in der hier beschriebenen Variante interessant sein.

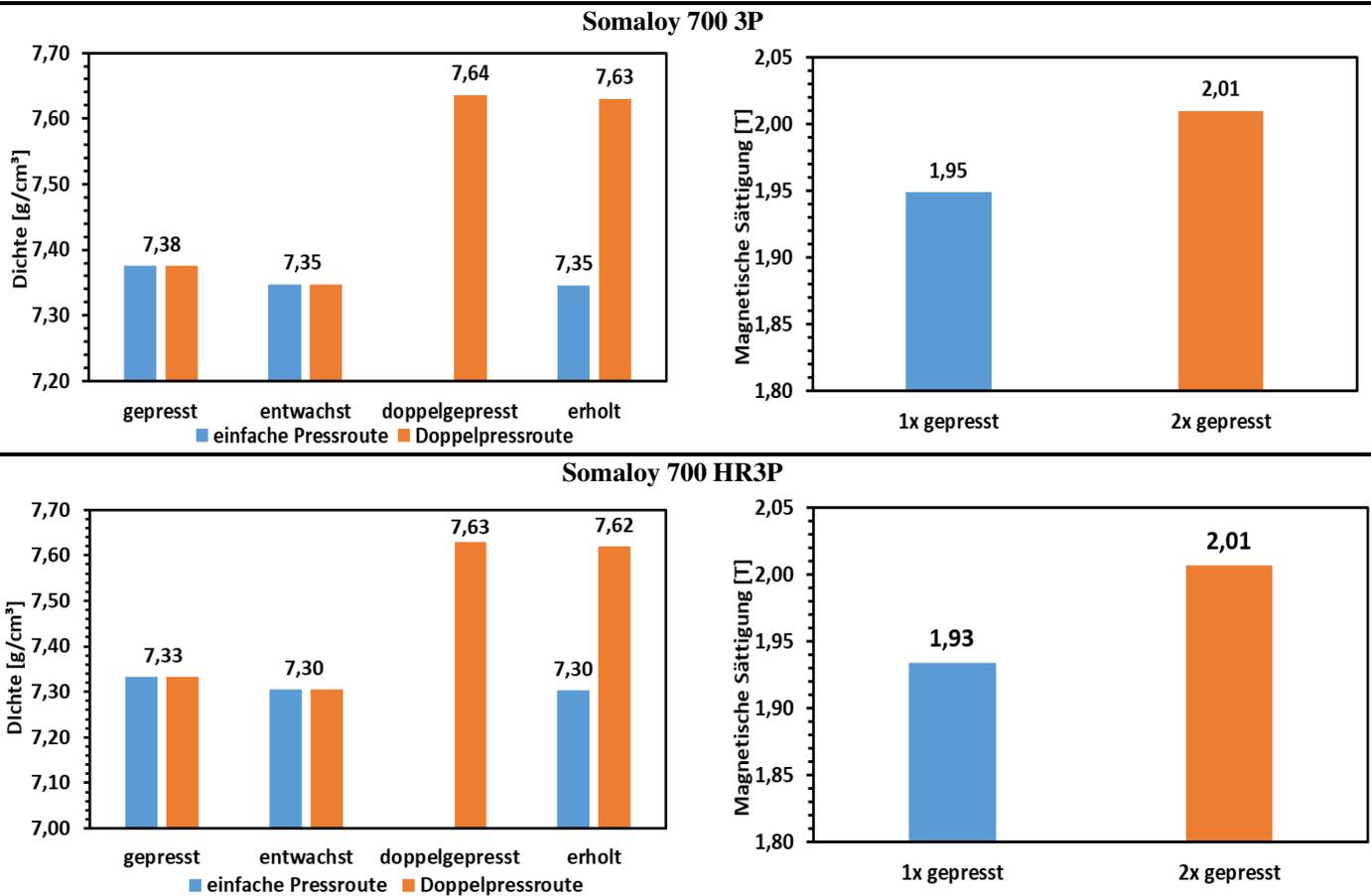
### 3. Doppelpressen

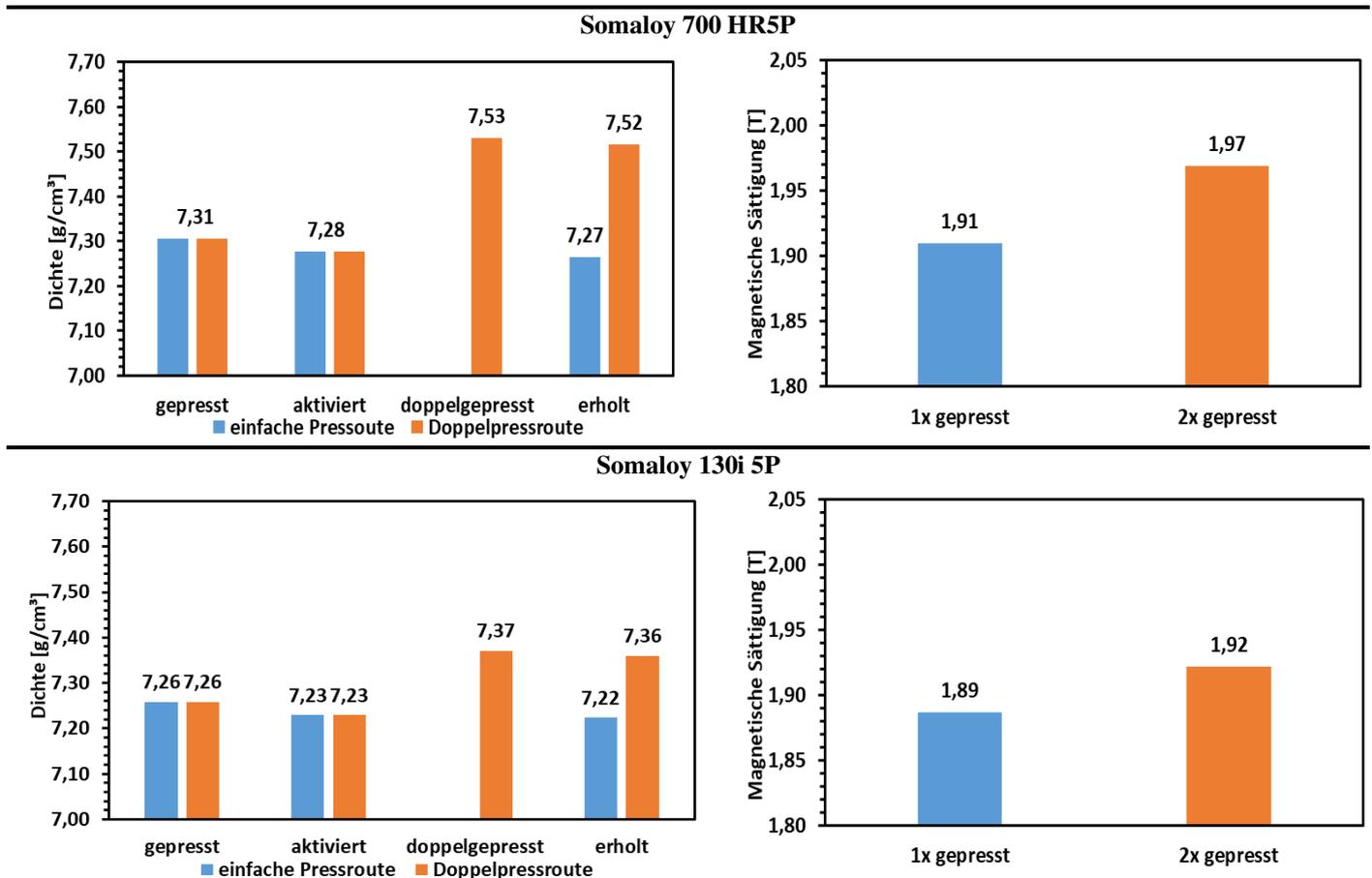
Durch das Doppelpressen sollte analog zur Steigerung der Presstemperaturen die Materialdichte der SMC-Komponenten erhöht werden [16; 18]. Zudem wurde beurteilt, inwiefern die Kernverluste bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz im Vergleich zu den einfachgepressten Varianten verändert wurden. Dabei wurden die nachfolgenden Verarbeitungsparameter gewählt. Die Pressprozesse wurden im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize durchgeführt.

Tab. 31: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Doppelpressens.

Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholungsparameter
Somaloy 700 3P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	550°C 10 min
Somaloy 700 HR3P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	550°C 10 min
Somaloy 700 HR5P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	650°C 10 min
Somaloy 130i 5P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	650°C 10 min

Zunächst verdeutlichen die angeführten Graphiken, dass ein zweiter Pressvorgang nach dem Entwachsen bzw. „Aktivieren“ erwartungsgemäß zur signifikanten Steigerung der Grunddichte und der magnetischen Sättigung führt. Als Ursache kann hier angegeben werden, dass die Presslinge durch das Entfernen des Presshilfsmittels und die Erholung des Kristallgitters weiter verdichtet werden konnten. Allerdings darf darauf hingewiesen werden, dass im industriellen Prozess durch das Doppelpressen höhere Kosten entstehen.



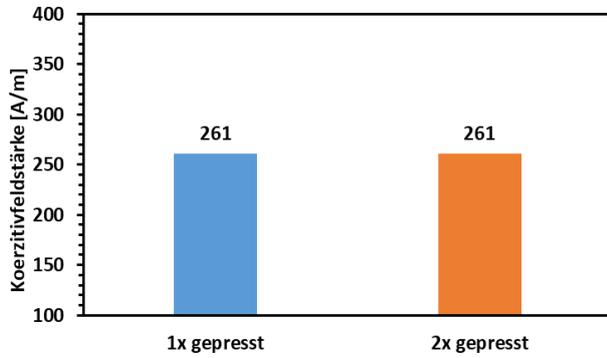


**Abb. 94:** Veränderung der Gründichte und der magnetischen Sättigung durch den zweiten Pressvorgang, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (1x gepresst: Basis-Route; 2x gepresst: Alternative Route-Doppelpressen) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht (3P-Serie: 550°C für 10 min; 5P-Serie für 650°C für 10 min).

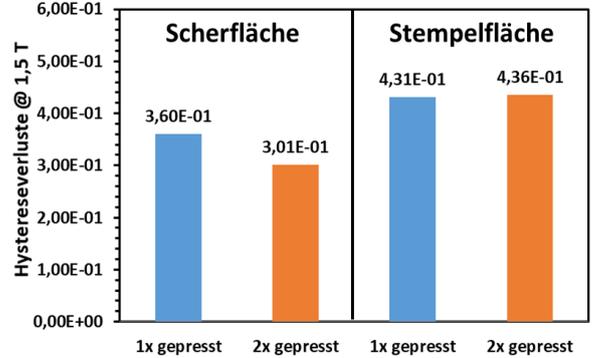
Zudem ist anzumerken, dass die Koerzitivfeldstärke durch das Doppelpressen nicht signifikant beeinflusst wurde. Diese Ergebnisse stimmen gut mit den bisherigen Resultaten überein, wonach sich die negativen Auswirkungen der steigenden Defekte im Kristallgitter und der sinkenden Porosität auf  $H_c$  kompensieren (siehe Abb. 84). Allerdings wurde das Ausmaß der Isolierschichtschädigung durch das Doppelpressen massiv verstärkt, denn wie Abb. 95 darlegt, wurde der spezifische elektrische Widerstand der SMC-Komponenten durch den zweiten Pressvorgang stark reduziert. Bereits in 4.2.1. konnte nachgewiesen werden, dass die Isolierschicht in Pressbereichen, in denen die Partikelumlagerungen dominieren, besonders stark geschädigt wird. Dementsprechend kommt es durch interpartikuläre Reibungen beim Pressvorgang zum mechanischen Abbau der Partikelbeschichtung. Dieser Mechanismus scheint auch beim zweiten Pressvorgang einzutreten, wobei höchstwahrscheinlich durch das Aufbrechen von Partikelkontakten erneut Umlagerungsprozesse initiiert werden. In diesem Kontext erscheinen die Resultate für die Wirbelstromkonstanten zunächst überraschend, sofern der magnetische Fluss durch die Scherflächen der Proben gerichtet war. Es konnte nämlich bei dieser Probenausrichtung keine massive Steigerung der Wirbelstromkonstanten durch den zweiten Pressschritt erfasst werden. Sofern aber der magnetische Fluss durch die Stempelflächen gerichtet war, wurden bei den doppelgepressten Proben deutlich höhere Wirbelstromkonstanten detektiert. Ursache könnte sein, dass im Zuge der Partikelumlagerungen vor allem die Anteile der Isolierung, welche parallel zur Scherfläche

ausgerichtet sind, besonderen Schaden erleiden, während die Schichten, die in der Ebene der Stempelfläche liegen, weitestgehend verschont bleiben. Sofern der magnetische Fluss durch die Stempelflächen gerichtet ist, sind die Isolierschichten, welche parallel zur Scherfläche liegen, entscheidend für die Inhibierung der Wirbelströme. Daher kommt es gerade bei dieser Ausrichtung im Fall der doppelgepressten Proben zu einem Anstieg der Wirbelstromverluste.

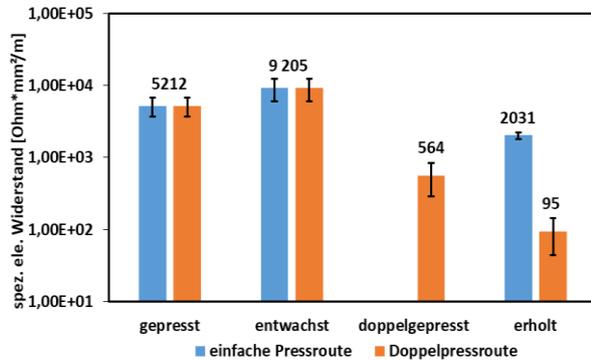
**Somaloy 700 3P**



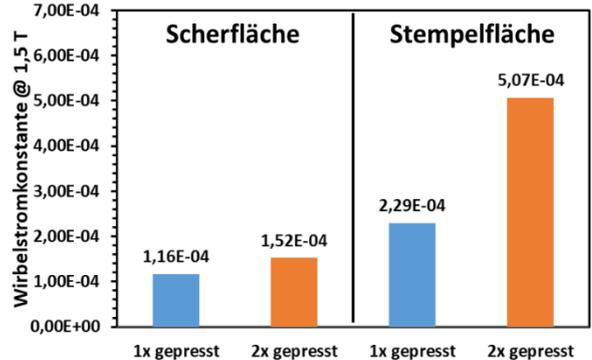
(a)



(b)

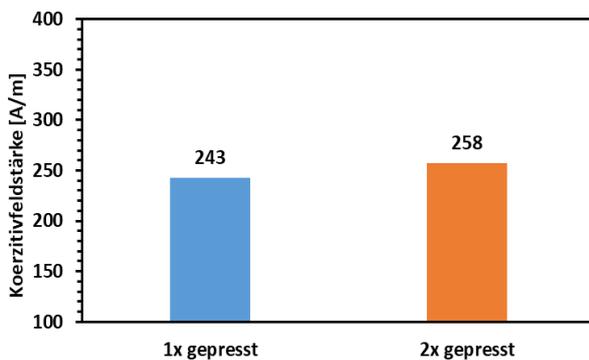


(c)

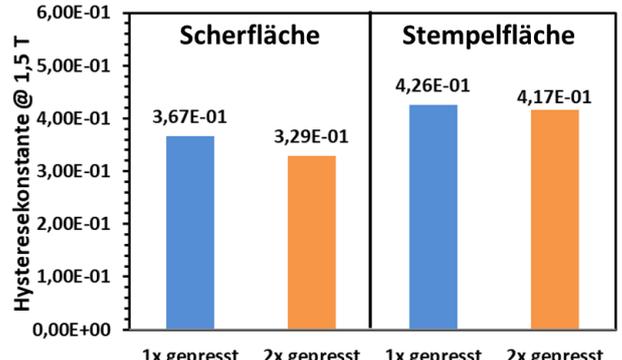


(d)

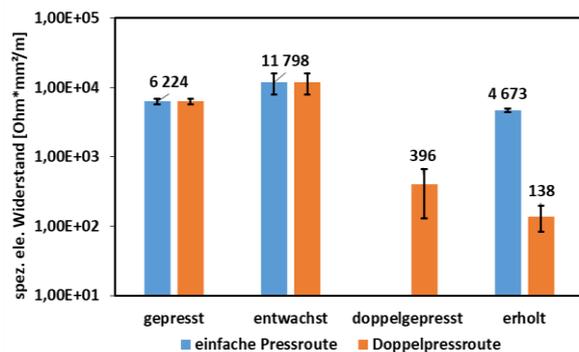
**Somaloy 700 HR3P**



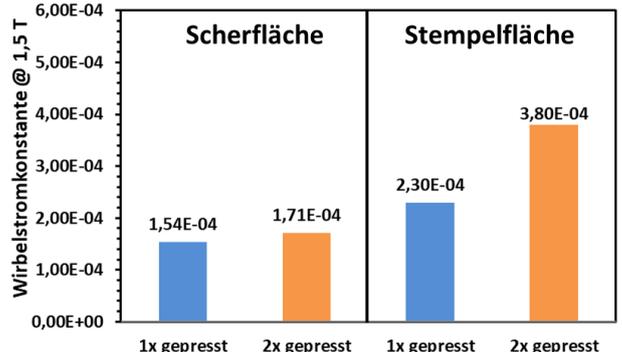
(a)



(b)

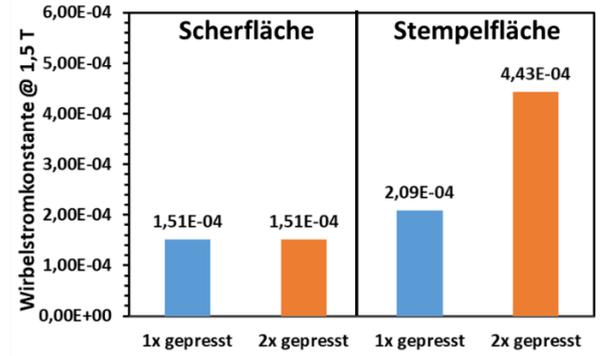
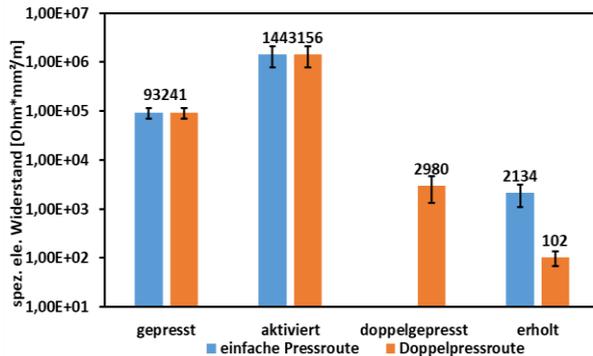
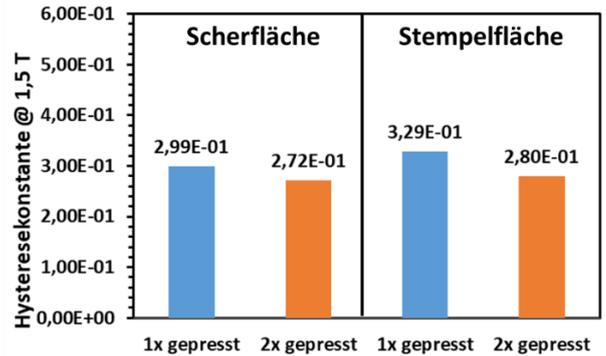
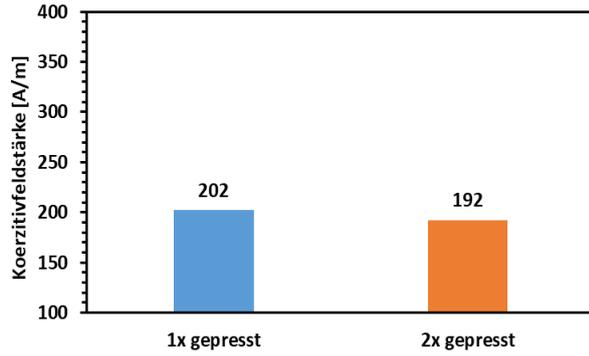


(c)



(d)

Somaloy 700 HR5P



Somaloy 130i 5P

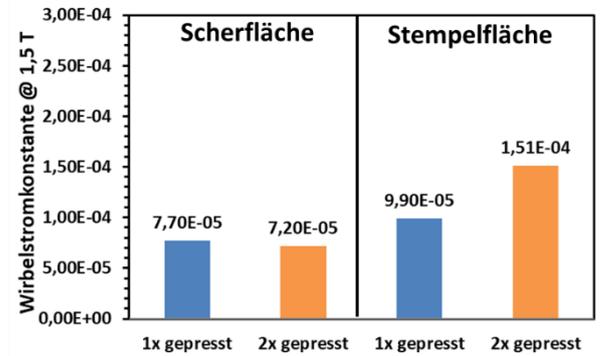
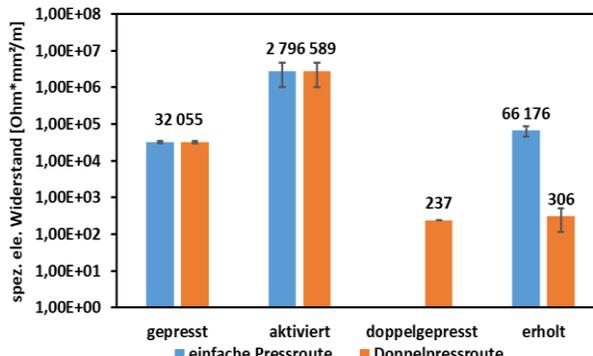
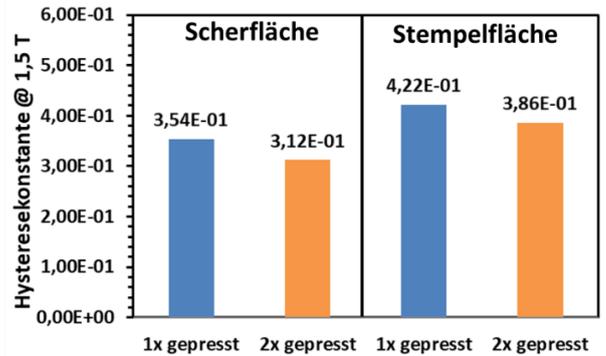
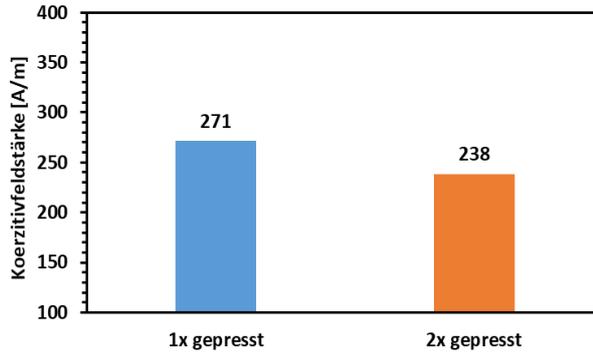
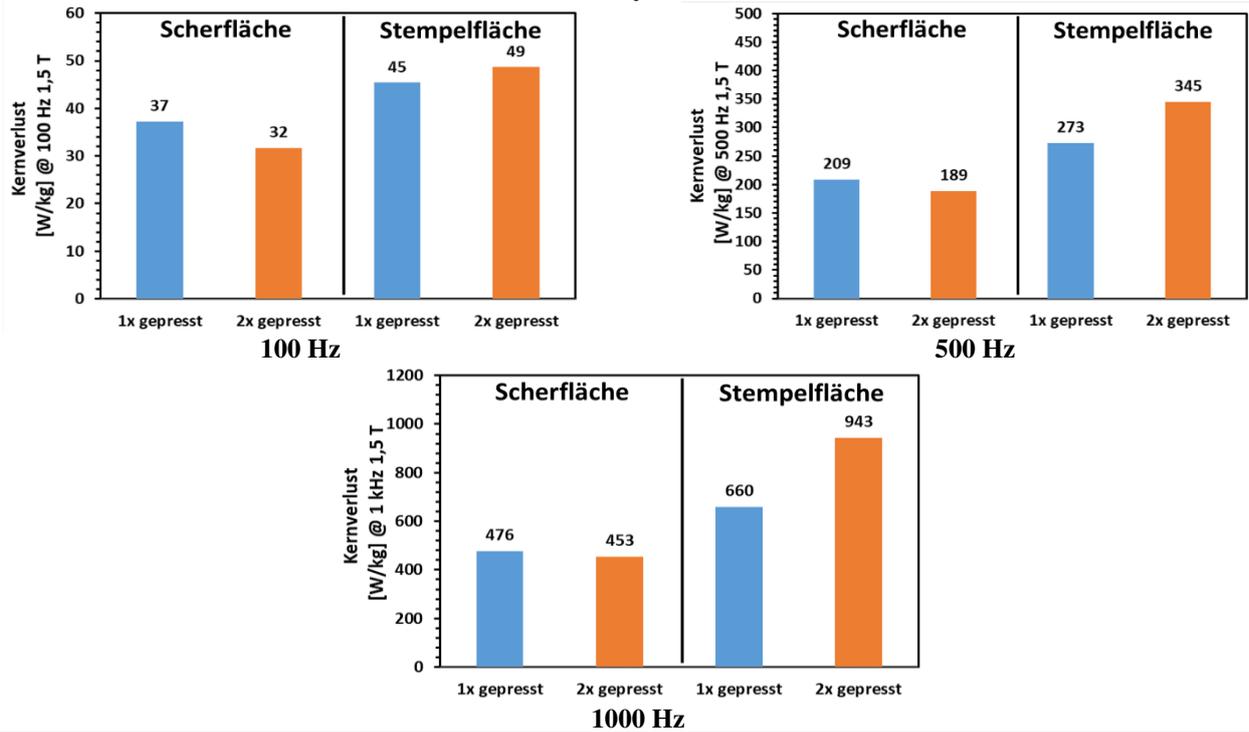


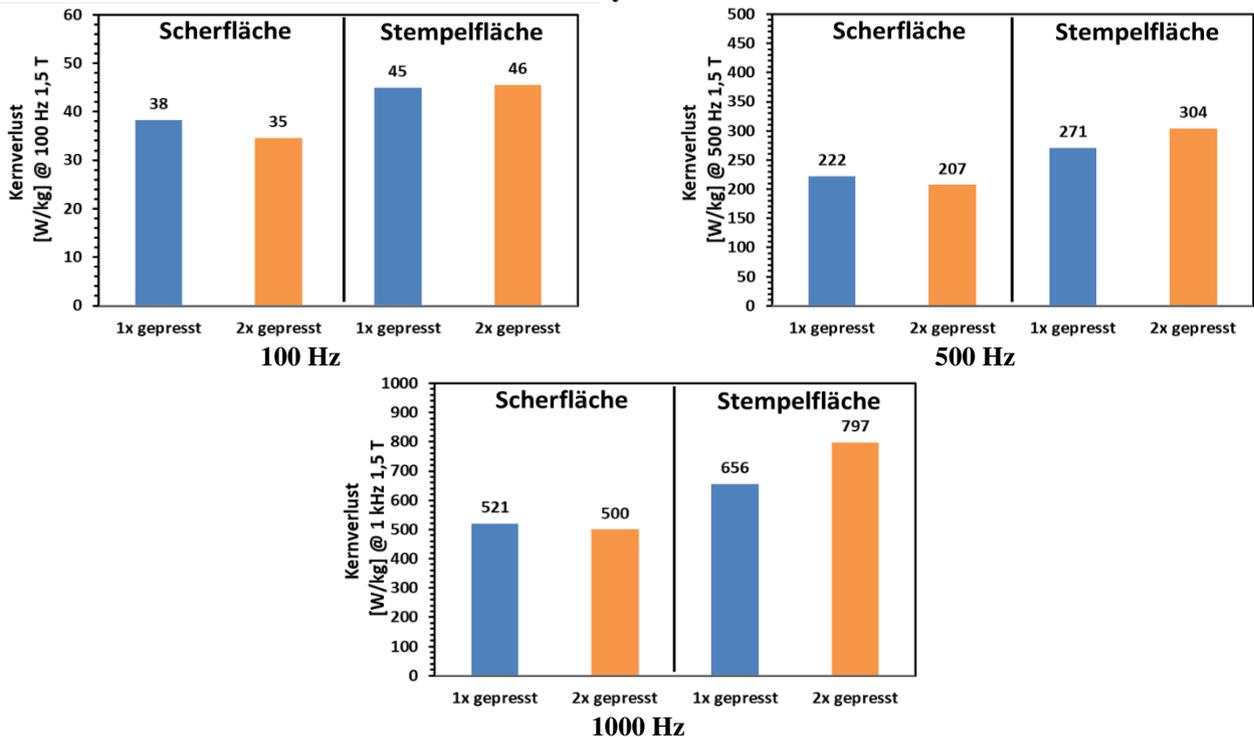
Abb. 95: Koerzitivfeldstärke (a), elektrischer Widerstand (b), Hysterese (c)- und Wirbelstromkonstanten (d) der doppelgepressten SMC-Proben und Vergleich mit den einfachgepressten Varianten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (1x gepresst: Basis-Route; 2x gepresst: Alternative Route-Doppelpressen) und nach der Double Step-Methode erholungsgelüht (3P-Serie: 550°C für 10 min; 5P-Serie für 650°C für 10 min) Scherfläche: 170 mm²; Stempelfläche: 270 mm².

Aus den oben angeführten Ausführungen geht hervor, dass das Doppelpressen der SMC-Pulver durchaus eine sinnvolle Option darstellt, da bei Berücksichtigung der Probenausrichtung die Kernverluste - zumindest bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz - nicht negativ beeinflusst werden. Dabei schneiden die doppelgepressten Varianten bei „richtiger“ Orientierung sogar besser ab als die einfachgepressten Proben. Dies ist höchstwahrscheinlich auf die höhere Materialdichte und den damit verbundenen höheren effektiven Querschnitt zurückzuführen. Im Fall der 5P-Pulver ist bei niedrigeren Frequenzen von 100 Hz die Art der Probenausrichtung sogar unbedeutend, da die Wirbelstromverluste hier noch nicht derart stark ins Gewicht fallen.

**Somaloy 700 3P**



**Somaloy 700 HR3P**



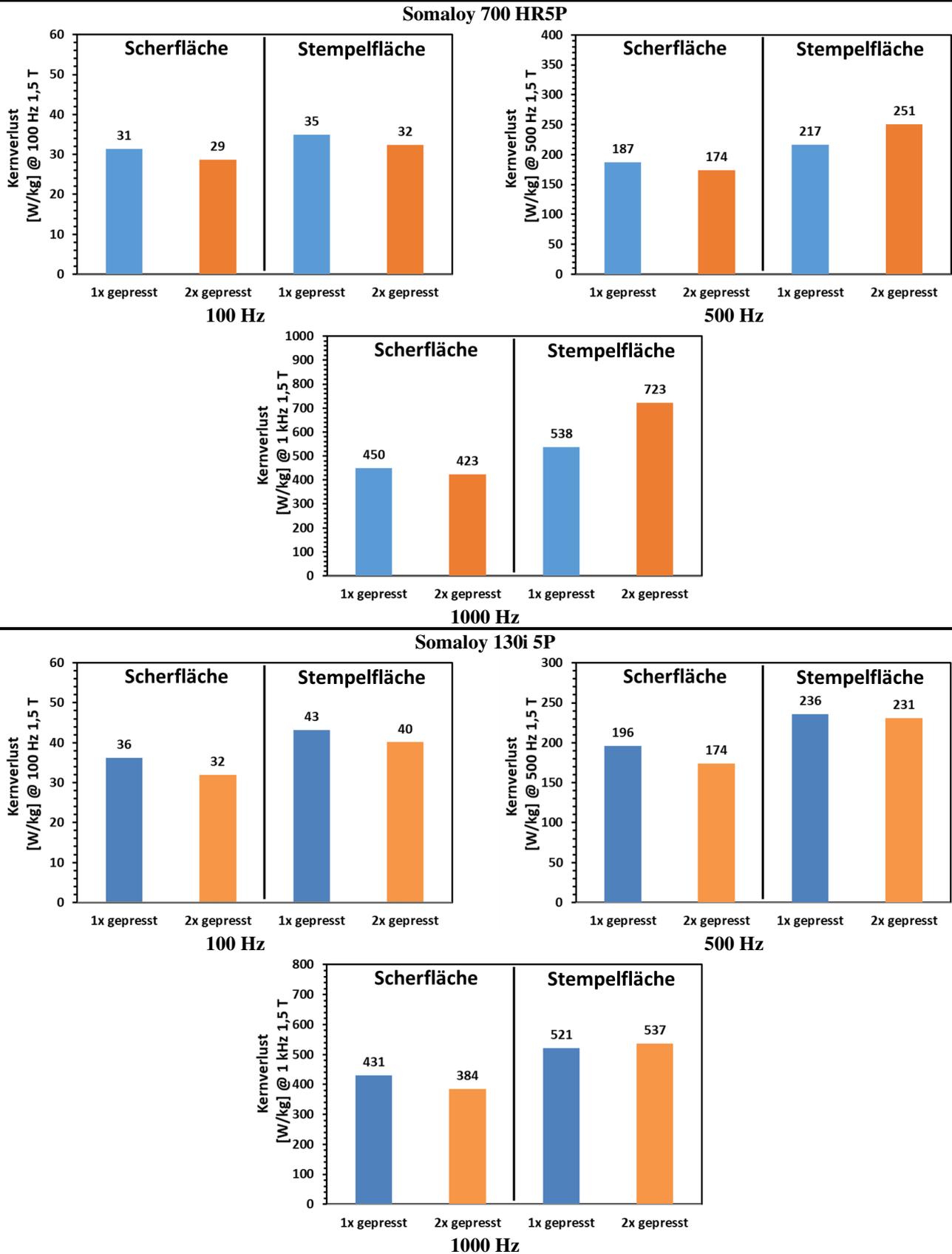


Abb. 96: Vergleich der Kernverluste zwischen einfach- und doppelgepressten SMC-Proben bei unterschiedlicher Orientierung des magnetischen Flusses, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (1x gepresst: Basis-Route; 2x gepresst: Alternative Route-Doppelpressen) und für 10 min nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht (3P-Serie: 550°C; 5P-Serie: 650°C).

## 4.2.3. Fazit der Pulververarbeitung

### 4.2.3.1. Basis-Route

In den nachfolgenden Ausführungen wird erläutert, inwiefern die Wahl der Verarbeitungsparameter das Eigenschaftsprofil, insbesondere die Kernverluste, beeinflusst.

#### 1. Standardparameter

Primäres Ziel dieser Untersuchungen war es, durch die richtige Wahl der Erholungsparameter (Temperatur und Haltezeit) die Kernverluste der Proben, die unter den definierten Standardparametern (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode) gefertigt wurden, für 100 Hz, 500 Hz bzw. 1000 Hz zu minimieren.

**Tab. 32: Untersuchte Parameter der Standard-Herstellroute.**

Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	WBT	WBZ
800 MPa	25°C	Double Step	500°C – 800°C	10 min – 20 min

Denn es konnte dargelegt werden, dass sich die Wahl der Wärmebehandlungsparameter maßgeblich auf die Kernverluste auswirkt. Bei den idealen Erholungsparametern (siehe Tab.33) wurde eine optimale Balance zwischen Hysterese- und Wirbelstromverlusten erreicht. Ein Abweichen von der idealen Erholung führte unmittelbar zur Erhöhung der Kernverluste, sei es durch die steigenden Hystereseverluste in Folge einer schlechteren Kristallgittererholung, sei es durch die stark ansteigenden Wirbelstromverluste aufgrund der kritischen Schädigung der Isolierschicht. Zudem hatte die gewählte Ummagnetisierungsfrequenz einen entscheidenden Einfluss auf den idealen Betriebspunkt, da der Anteil der Wirbelstromverluste am Gesamtverlust in Abhängigkeit von der Frequenz unterschiedlich stark gewichtet wird.

**Tab. 33: Ideale Erholungsparameter für gegebene Ummagnetisierungsfrequenzen.**

Frequenz	Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P
100 Hz	650°C 15 min	650°C 15 min	700°C 15 min	700°C 15 min
500 Hz	550°C 20 min	550°C 20 min	700°C 15 min	650°C 15 min
1000 Hz	550°C 20 min	550°C 20 min	650°C 15 min	650°C 15 min

Zudem zeigte der Pulververgleich, dass bei den Varianten der 5P-Serie auf Grund der höheren Qualität der Isolierschicht durch die Verwendung höherer Erholungstemperaturen eine bessere Kristallgittererholung ermöglicht wird, ohne dass eine starke Ausbreitung der Wirbelströme induziert wird. Infolgedessen können auch niedrigere Kernverluste erreicht werden. Zudem spielt auch die Partikelgröße der eingesetzten Pulverfraktion eine wichtige Rolle, wobei für Frequenzen von 100 Hz das gröbere 5P-Pulver, während für 500 Hz bzw. 1000 Hz die feinere 5P-Variante zu bevorzugen ist.

#### 2. Variation der Wärmebehandlungsmethode

Ziel dieses Arbeitspaketes war es, festzustellen, ob die minimalen Kernverluste der Standardproben (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode, Ideale Erholungsglühung) auch dann erreicht werden, wenn man unter Verwendung des idealen Betriebspunkts der Erholungsglühung (siehe Tab. 34) die Double Step- durch die die Single Step-Methode ersetzt.

**Tab. 34: Untersuchte Parameter (Variation der WB-Methode).**

Pressdruck	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methoden	Ideale Erholungsparameter bei Standardroute (Double Step)
Somaloy 700 3P	800 MPa	25°C	Double/Single Step	650°C 15 min (100 Hz) 550°C 20 min (500 Hz; 1000 Hz)
Somaloy 700 HR3P	800 MPa	25°C	Double/Single Step	650°C 15 min (100 Hz) 550°C 20 min (500 Hz; 1000 Hz)
Somaloy 700 HR5P	800 MPa	25°C	Double/Single Step	700°C 15 min (100 Hz; 500 Hz) 650°C 15 min (1000 Hz)
Somaloy 130i 5P	800 MPa	25°C	Double/Single Step	700°C 15 min (100 Hz) 650°C 15 min (500 Hz; 1000 Hz)

Die Verwendung der Single Step-Methode hatte keinen Einfluss auf die Kristallgittererholung. Dafür waren lediglich die Parameter des Erholungsvorgangs entscheidend und nicht, ob das Entwachsen/Aktivieren vorgeschaltet oder simultan zum Erholen durchgeführt wurde. Jedoch führte diese Wärmebehandlungsmethode zu einem beschleunigten Abbau der Isolierung. Allerdings konnten in bestimmten Fällen (siehe Tab. 35) die gleichen Kernverluste wie unter Verwendung der Double Step-Methode erreicht werden. Ursache war, dass der beschleunigte Abbau der Isolierung erst bei höheren Erholungsparametern zum Tragen kam. Sofern eine höhere Produktivität wünschenswert ist, könnte diese Verarbeitungsrouten eine vielversprechende Alternative sein, weil bei identischen Kernverlusten höhere Durchsatzzahlen auf Grund der geringeren Anzahl an Prozessschritten ermöglicht werden. Es muss aber auch darauf hingewiesen werden, dass die Single Step-Methode durch den beschleunigten Abbau der Isolierung auch zu einem Anstieg der Wirbelstrom- und Kernverluste führen kann (siehe Tab. 35). Hier war die Verwendung der Double Step-Methode alternativlos, um die minimalen Kernverluste bei entsprechender Frequenz sicherzustellen.

**Tab. 35: Übersicht zur Verwendung der Single Step-Methode mit Angabe, inwiefern das Erreichen der minimalen Kernverluste bei entsprechender Frequenz ermöglicht wurde.**

Frequenz	Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P
100 Hz	X	X	✓	✓
500 Hz	✓	✓	X	✓
1000 Hz	✓	✓	X	✓

### 3.Reduzierung des Pressdrucks

Ziel dieses Arbeitspaketes war es, festzustellen, ob die minimalen Kernverluste der Standardproben (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode, Ideale Erholungsglühung) auch dann erreicht werden, wenn unter Verwendung des idealen Betriebspunkts der Erholungsglühung statt 800 MPa niedrigere Pressdrücke verwendet werden.

**Tab. 36: Untersuchte Parameter (Reduzierung des Pressdrucks).**

Pressdruck	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Ideale Erholungsparameter bei Standardroute (800 MPa)
Somaloy 700 3P	400 MPa - 800 MPa	25°C	Double Step	550°C 20 min (1000 Hz)
Somaloy 700 HR3P	400 MPa - 800 MPa	25°C	Double Step	550°C 20 min (1000 Hz)
Somaloy 700 HR5P	400 MPa - 800 MPa	25°C	Double Step	650°C 15 min (1000 Hz)
Somaloy 130i 5P	400 MPa - 800 MPa	25°C	Double Step	650°C 15 min (1000 Hz)

Die Reduzierung des Pressdrucks führte erwartungsgemäß zur Verringerung der Gründichte und der magnetischen Sättigung der SMC-Komponenten. Obwohl dabei weder die isolierenden Eigenschaften noch die Koerzitivfeldstärke negativ beeinflusst wurden, was auch nicht erwartet wurde, waren die resultierenden Kernverluste wesentlich höher. Als Ursache konnte die geringere Materialdichte ausgemacht werden, da durch den geringeren effektiven Probenquerschnitt höhere magnetische Flussdichten wirksam waren. Daher erscheint die Anwendung der Maximaldrücke von 800 MPa, also das Verwenden der Standard-Herstellroute, sinnvoll und notwendig, um minimale Kernverluste sicherzustellen. Für den industriellen Prozess bedeuten diese Zusammenhänge, dass durch die höheren Presskräfte zwar tendenziell mit höherem Werkzeugverschleiß zu rechnen ist, allerdings sind diese Drücke hinsichtlich der Materialeigenschaften alternativlos. Zudem darf erneut auf die eintretenden Vorteile bezüglich der Dichte und magnetischen Sättigung hingewiesen.

#### 4.2.3.2. Alternative Prozessrouten

##### 1. Warmpressen (25°C – 120°C)

Ziel dieses Arbeitspaketes war es festzustellen, ob die minimalen Kernverluste der Standardproben (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur: 25°C, Double Step-Methode, Ideale Erholungsglühung) auch dann erreicht werden, wenn unter Verwendung des idealen Betriebspunkts der Erholungsglühung (siehe Tab. 37; Anmerkung: der ideale Betriebspunkt unterscheidet sich zur Basis-Route, da ein anderes Presswerkzeug verwendet wurde) die Pressung nicht bei 25°C, sondern bei höheren Temperaturen erfolgt.

**Tab. 37: Untersuchte Parameter im Zuge des Warmpressens (25°C – 120°C).**

Pressdruck	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Ideale Erholungsparameter bei Standardparametern (25°C)
Somaloy 700 3P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	550°C 15 min (100 Hz - 1000 Hz)
Somaloy 700 HR3P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	550°C 15 min (100 Hz -1000 Hz)
Somaloy 700 HR5P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	650°C 20 min (100 Hz) 650°C 10 min (500 Hz; 1000 Hz)
Somaloy 130i 5P	800 MPa	25°C – 120°C	Double Step	650°C 15 min (100 Hz -1000 Hz)

Zunächst zeigten die Resultate, dass die Steigerung der Presstemperatur die Gründichte und magnetische Sättigung erhöht. Die Kristallgittererholung, ersichtlich an den konstanten H<sub>c</sub>-Werten und Hystereseverlusten, wurde nicht beeinflusst. Im Gegensatz dazu kam es, wie aus den höheren Wirbelstromverlusten und niedrigeren Widerstandswerten erkennbar war, zur verstärkten mechanischen Schädigung der Sperrschicht im Zuge des Pressens, was auf erhöhte interpartikuläre Reibungen im Zuge des Pressens zurückgeführt wird. Ursache war vermutlich das verstärkte Herauswandern der Presshilfsmittel aus dem Pressling im Zuge des Pressvorgangs, wodurch die Schmierung zwischen benachbarten SMC-Partikeln im Zuge der Umlagerungsprozesse deutlich verschlechtert wird. Resultat dieser Zusammenhänge war, dass das Überschreiten bestimmter Presstemperaturen dazu führte, dass ein Anstieg der Wirbelstromverluste eintrat und wesentlich ungünstigere Kernverluste generiert wurden. Die Pulver der 3P-Serie mussten daher bei Raumtemperatur gepresst werden, um einen Anstieg der Kernverluste zu vermeiden. Allerdings ist für niedrige Frequenzen von 100 Hz die Erhöhung der Presstemperatur denkbar, da der Anstieg der Wirbelstromverluste noch nicht derart stark

ins Gewicht fällt. Bei den 5P-Varianten war eine gemäßigte Steigerung der Presstemperatur möglich (siehe Tab. 38), ohne dass eine Ausbreitung der Wirbelströme und Erhöhung der Wirbelstromverluste induziert wurde. Dies lag vermutlich an der besonderen Wirksamkeit der vorhandenen Bi-Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Schicht, da die verstärkten mechanisch induzierten Schäden – der ausgearbeiteten Theorie dieser Arbeit zufolge - nach dem Pressen größtenteils „ausgeheilt“ wurden. Auf jeden Fall konnten bei diesen Pulvern das Warmpressen bis hin zu den in Tab. 38 angeführten maximalen Presstemperaturen empfohlen werden, da die Kernverluste bei simultaner Steigerung der Gründichte nicht negativ beeinflusst werden.

**Tab. 38: Presstemperaturen, welche die minimalen Kernverluste sicherstellen.**

Frequenz	Somaloy 700 3P	Somaloy 700 HR3P	Somaloy 700 HR5P	Somaloy 130i 5P
100 Hz	25°C	25°C	25°C - 100°C	25°C - 100°C
500 Hz	25°C	25°C	25°C - 60°C	25°C - 70°C
1000 Hz	25°C	25°C	25°C - 60°C	25°C - 70°C

## 2. Heißpressen (500°C – 550°C)

In diesem Arbeitsschnitt wurden die Proben bei 500°C und 550°C heißgepresst und die Eigenschaftsprofile dieser Proben untersucht.

**Tab. 39: Untersuchte Verarbeitungsparameter im Zuge des Heißpressens (500°C – 550°C).**

Pulver	Pressdruck	Presstemperatur
Somaloy 700 3P-0,1% Lub	400 MPa - 600 MPa	500°C – 550°C
Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub	400 MPa - 600 MPa	500°C – 550°C

Durch das Heißpressen konnten ausgehend von den verwendeten SMC-Pulvern (Presshilfsmittel-reduzierte Varianten, um übermäßige Rauchentwicklung im Folge eintretender Entwachsungsprozesse zu vermeiden) Komponenten mit außergewöhnlich hohen Dichten (99,5% der theoretischen Dichte) und magnetischen Sättigungen gefertigt werden. Zudem wurde durch die hohen Presstemperaturen ein „dynamischer Erholungsvorgang“ initiiert, wodurch auf nachgeschaltete Wärmebehandlungsprozesse verzichtet werden konnte. Allerdings wurde die Isolierschicht der SMC-Partikel de facto komplett zerstört (vermutlich vor allem aufgrund der ungenügenden Schmierung benachbarter SMC-Partikel). Auch die Zugabe von bekannten Hochtemperaturschmierstoffen, wie KS75 Graphit oder h-BN, konnte keine Abhilfe geben. Durch die resultierenden hohen Wirbelstromverluste ist das Heißpressen in dieser Form bzw. bei den untersuchten Pulvertypen keine Option, könnte allerdings für Anwendungen bei niedrigeren Frequenzen oder bei Gleichstrom interessant sein.

## 3. Doppelpressen

Im Zuge dieses Arbeitsschrittes wurden die Proben doppelgepresst, wobei untersucht wurde, inwiefern die Kernverluste bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz im Vergleich zu den einfachgepressten Varianten verändert wurden.

**Tab. 40: Untersuchte Verarbeitungsparameter im Zuge des Doppelpressens.**

Pulver	Pressdruck	Presstemperatur	WB-Methode	Erholungsparameter
Somaloy 700 3P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	550°C 10 min
Somaloy 700 HR3P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	550°C 10 min
Somaloy 700 HR5P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	650°C 10 min
Somaloy 130i 5P	2x 800 MPa	25°C	Double Step	650°C 10 min

Die Verwendung des zweiten Pressvorgangs nach dem Entwachsen/Aktivieren führte durch die eintretende Erholung des Kristallgitters zu einer Erhöhung der Materialdichte, wodurch auch höhere magnetische Sättigungen generiert wurden. Allerdings erfolgte eine simultan auftretende mechanische Schädigung der Isolierschicht, welche vermutlich auf erneute interpartikuläre Reibungen zurückzuführen ist. Die magnetischen Messungen deuten aber darauf hin, dass im Zuge des zweiten Pressvorgangs größtenteils nur jene Anteile der Isolierschicht geschädigt werden, die quer zur Pressfläche liegen. Denn sofern der magnetische Fluss durch die Scherfläche gerichtet war, hatte die Isolierschicht der doppelgepressten Varianten die identische Wirksamkeit gegenüber den Wirbelströmen wie jene der einfachgepressten Komponenten (Anteile der Isolierschicht, die parallel zur Pressfläche gerichtet vorliegen, sind hier auch wirksam). Dabei schneiden bei adäquater Probenorientierung die doppelgepressten Varianten auf Grund der höheren Materialdichte sogar besser ab und weisen bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz niedrigere Kernverluste auf. Allerdings muss die resultierende Anisotropie bei nachfolgenden Anwendungen berücksichtigt werden (Verluste sind stark erhöht, wenn der magnetische Fluss durch die Pressfläche gerichtet ist).

## 5. Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war es, ausgehend von kommerziellen SMC-Pulvern (Typ: Somaloy der Fa. Höganäs) kompakte SMC-Proben mit möglichst geringen Kernverlusten zu fertigen. Dabei sollte eine direkte Verbindung zwischen der Oberflächenstruktur der SMC-Partikel und den Eigenschaftsprofilen der Komponenten geknüpft werden.

Die Resultate zeigten, dass alle SMC-Typen auf den Pulverpartikeln eine oberflächliche Schicht von  $\text{FePO}_4$  als Isolierschicht tragen. Zudem konnte unterhalb des  $\text{FePO}_4$  die Anwesenheit von thermodynamisch stabilen Eisenoxiden nachgewiesen werden. Im Gegensatz zur Somaloy 3P-Serie weisen die Pulver der 5P-Serie aber eine mehrschichtige Isolierung auf, wobei über dem  $\text{FePO}_4$  laut Analysen eine organische Si-Verbindung (nach der Erholungsglühung  $\text{SiO}_2$ ) und  $\text{Bi-Bi}_2\text{O}_3$  vorliegen. Durch den Einsatz dieser Schichten wird durch die besondere Wirkungsweise sowohl die mechanische als auch die thermische Stabilität der Isolierschicht verbessert, wodurch die Partikelbeschichtung bei den 5P-Typen als qualitativ höherwertig betrachtet werden kann. Zudem wurden im Bereich der 5P-Pulver zwei unterschiedliche Pulverfraktionen mit jeweils unterschiedlichen Partikelgrößen untersucht (Somaloy 700 HR5P:  $150\ \mu\text{m} - 250\ \mu\text{m}$ ; Somaloy 130i 5P:  $50\ \mu\text{m} - 150\ \mu\text{m}$ ).

Es wurden kompakte SMC-Proben unter der Verwendung von definierten Standardparametern (Pressdruck: 800 MPa, Presstemperatur:  $25^\circ\text{C}$ , Wärmebehandlungsmethode: Double Step – dem Erholungsglühen vorgeschaltetes Entwachsen bei niedrigerer Temperatur) gefertigt. In weiterer Folge wurden die jeweils idealen Erholungsparameter dieser Proben - Temperatur und Zeit - für Anwendungen bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz ermittelt, wodurch die Kernverluste bei entsprechender Frequenz minimiert wurden. Die Wahl der Erholungsparameter beeinflusst nämlich massiv die resultierenden  $C_H/C_{EC}$ -Wertepaare und die Kernverluste. Denn es konnte dargelegt werden, dass steigende Erholungsparameter, also höhere Glühtemperaturen und längere Haltezeiten, den für minimale Hystereseverluste essenziellen Abbau von Spannungen und Defekten im Eisengitter verstärkt bewirken. Indessen muss v.a. bei Erholungstemperaturen  $\geq 600^\circ\text{C}$  der simultan fortschreitende Abbau von  $\text{FePO}_4$  und der Anstieg der Wirbelstromverluste in Kauf genommen werden. In diesen Temperaturregionen konnte eine ferrothermische Reduktion als wirkender Mechanismus ausgemacht werden, wobei das Basismaterial von SMCs – metallisches Fe - als Reduktionsmittel fungiert. Dabei kommt es in einer ersten Reaktion zwischen  $\text{FePO}_4$  und Fe zur Ausbildung von  $\text{Fe}_3(\text{PO}_4)_2$ , welches in weiterer Folge bei  $600^\circ\text{C}$  zu  $\text{P}_2\text{O}_5$  und Wüstit  $\text{FeO}_{1-x}$  und bei  $800^\circ\text{C}$  zu  $\text{Fe}_3\text{P}$  Wüstit  $\text{FeO}_{1-x}$  umgesetzt wird. Zudem hängt der optimale Arbeitspunkt, bei dem die Kernverluste das Minimum erreichen, von der Frequenz des magnetisierenden Feldes ab; wegen der quadratischen Abhängigkeit der Wirbelstromverluste von der Frequenz werden diese Verluste umso dominanter, je höher die Frequenz ist.

Das Abweichen von den idealen Erholungsbedingungen wirkte sich aus verschiedensten Gründen negativ auf die Eigenschaftsprofile aus. Einerseits waren mildere Erholungsparameter auf Grund des starken Anstiegs der Hystereseverluste zu meiden. Andererseits riefen höhere Erholungsparameter eine tendenziell kritische Schädigung der Isolierschicht hervor, wodurch

die starke Ausdehnung der Wirbelstromradien die sinkenden Hystereseverluste überkompensierten.

Der Vergleich der unterschiedlichen Pulver zeigte, dass vor allem die Qualität der eingesetzten Isolierschicht einen enormen Einfluss hat. Dabei ermöglicht die komplexe Beschichtung der Somaloy 5P-Serie durch deren besondere Wirksamkeit die Anwendung von höheren Erholungstemperaturen und das Erreichen geringerer Eisenverluste. Weiters spielt auch die Partikelgröße eine entscheidende Rolle, wobei für 100 Hz das gröbere 5P-Pulver, dagegen für 500 Hz und 1000 Hz die feinere 5P-Pulverfraktion auf Grund der wesentlich geringeren Wirbelstromverluste zu bevorzugen ist. Die Darstellung der dazugehörigen Energieverlustgeraden demonstrierte, dass bei 500 Hz bzw. 1000 Hz ein Schnittpunkt existiert, oberhalb dessen die feinere Pulverfraktion auf Grund der niedrigeren Wirbelstromradien besser abschneidet.

Zudem wurde überprüft, ob die die minimalen Kernverluste der Standardproben auch dann erreicht werden, wenn die verwendete Wärmebehandlungsmethode (Single Step – simultanes Entwachsen und Erholungsglühen) variiert oder der Pressdruck (400 MPa – 800 MPa) reduziert werden. Einerseits konnte dargelegt werden, dass die Verwendung der Single Step-Methode bei gegebenen Glühbedingungen im Vergleich zur Double Step-Methode zu einem beschleunigten thermischen Abbau der Isolierschicht führt, zurückzuführen auf einen reduzierenden Angriff von hoch-reaktiven Zersetzungsprodukten vorhandener Presshilfsmittel. Dieser beschleunigte Abbau der Isolierschicht wirkte sich aber nur in bestimmten Fällen negativ auf den Kernverlust aus, wodurch die Verwendung der Single Step-Methode in Abhängigkeit vom Pulvertyp und der gewünschten Ummagnetisierungsfrequenz durchaus eine Option darstellt. Andererseits kommt es durch die Reduzierung des Pressdrucks zur signifikanten Erhöhung der Kernverluste, wodurch das Anwenden der Maximaldrücke erforderlich war, um minimale Kernverluste sicherzustellen. Die Ursache ist vermutlich die niedrigere Materialdichte, wodurch auf Grund des niedrigeren effektiven Querschnitts de facto höhere magnetische Flussdichten wirksam sind.

In weiterer Folge wurden alternative Routen (Warmpressen 25°C – 120°C, Heißpressen 500°C – 550°C, Doppelpressen) angewendet, welche die Dichte der SMC-Komponenten deutlich erhöhten. Allerdings rufen sowohl steigende Presstemperaturen als auch die Verwendung eines zweiten Pressvorgangs eine verstärkte mechanische Schädigung der Isolierschicht im Zuge des Pressens hervor. Primäre Ursache ist höchstwahrscheinlich die erhöhte Ausprägung von interpartikulären Reibungen, welche während der Umlagerungsprozesse beim Pressen stattfinden. Beim Warmpressen ist die Verstärkung der Partikelreibungen auf die ungenügende Schmierwirkung der beigemengten Presshilfsmittel zwischen benachbarten SMC-Partikeln zurückzuführen, da diese Gleitmittel, die ja für das Pressen bei Raumtemperatur entwickelt wurden, mit steigenden Presstemperaturen zunehmend weich werden, die Schmierwirkung verlieren und während des Pressens aus dem Pressling herauswandern. Dass die Presshilfsmittel zur Inhibierung der Isolierschichtschädigung eine entscheidende Rolle spielen, wurde mehrmals in dieser Arbeit aufgezeigt. Dabei beeinflussen diese die Isolierfähigkeit der SMC-Komponenten indirekt, da sie die anorganischen Isolierschichten beim Pressen „schonen“. Im Fall der 3P-Varianten wurde die Isolierschicht bereits bei Presstemperaturen von  $\geq 40^\circ\text{C}$

zunehmend geschädigt und es kam zum Anstieg der Kernverluste. Dementsprechend mussten diese Somaloy-Typen bei Raumtemperatur gepresst werden, um minimale Kernverluste bei 100 Hz, 500 Hz und 1000 Hz sicherzustellen. Bei den 5P-Pulvern war das Pressen bei Raumtemperatur durch die höherwertige Isolierschicht nicht zwingend notwendig, da in einem bestimmten Presstemperaturbereich gleichbleibende Kernverluste erhalten wurden; für Frequenzen von 100 Hz waren Presstemperaturen bis zu 100°C möglich, während für 500 Hz bzw. 1000 Hz maximale Presstemperaturen von 60°C – 70°C zu empfehlen sind.

Das Heißpressen der SMC-Pulver bei 500°C – 550°C führte dagegen de facto zur vollständigen Zerstörung der Isolierschicht (höchstwahrscheinlich verursacht durch die starke mechanische Schädigung durch die ungenügende Schmierung zwischen benachbarter SMC-Partikeln, da das zugemischte organische Schmiermittel bereits vor dem Pressen abrauchte), wodurch sehr hohe Wirbelstromverluste gemessen wurden. Auch die Zugabe von bekannten Hochtemperaturschmierstoffen, wie KS75 Graphit oder h-BN, hatte keinerlei Effekt. Dennoch würde diese Methode ein enormes Potential mit sich bringen, da sehr hohe Gründichten und damit entsprechend hohe Sättigungswerte erreichbar sind und auf Grund eines „dynamischen Erholungsvorgangs“ beim Pressen ein nachgeschaltetes Wärmebehandeln entfallen könnte, da bereits nach dem Pressen eine zufriedenstellende Kristallgittererholung besteht. Vermutlich wären hier geeignete Schmiermittel notwendig, die bei den hohen Temperaturen ausreichende Schmierwirkung entfalten, um das Abscheren der Isolierschichten auf den Pulverpartikeln verhindern oder zumindest signifikant zu reduzieren. Für Anwendungen bei Gleichstrom oder Wechselstrom bei niedrigeren Frequenzen, bei denen die Kernverluste vor allem durch die Hysteresse bestimmt werden, könnte das Heißpressen aber bereits jetzt eine attraktive Produktionsroute sein.

Beim Doppelpressen der SMC-Pulver konnte die Beobachtung gemacht werden, dass die zusätzlichen interpartikulären Reibungen, die im zweiten Pressvorgang auftreten, größtenteils jene Anteile der Isolierschicht schädigen, die quer zur Pressfläche ausgerichtet sind. Denn sofern der magnetische Fluss durch die Scherfläche gerichtet war, hatte die Isolierschicht der doppelgepressten Varianten praktisch die gleiche Wirksamkeit gegenüber den Wirbelströmen wie jene der einfachgepressten Komponenten (Anteile der Isolierschicht, die parallel zur Pressfläche gerichtet vorliegen, sind hier auch wirksam). Infolgedessen stellt diese Verarbeitungsrouten unter Berücksichtigung der Probenausrichtung, d.h. der Anisotropie der Wirbelstromverluste (Verluste sind stark erhöht, wenn der magnetische Fluss durch die Pressfläche gerichtet ist), hinsichtlich der höheren Materialdichte eine vielversprechende Option dar, wobei aber die zusätzlichen Kosten durch die zusätzlichen Prozessschritte im Zuge einer industriellen Fertigung berücksichtigt werden müssen.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass SMCs eine vielversprechende Alternative sind, um die Leistungsbilanz von diversen Wechselstromaggregaten zu verbessern. Einerseits ist durch die pulvermetallurgische Herstellroute eine hervorragende Flexibilität im Bereich der Probengeometrie gegeben. Andererseits konnte anhand dieser Arbeit auch dargelegt werden, dass durch die Adaptierung der Pulverstruktur sowie des Verarbeitungsverfahrens ein breites Spektrum an Möglichkeiten besteht, die Eigenschaftsprofile an die gewünschte Anwendungsfrequenz anzupassen. Zudem zeigt die vorliegende Arbeit auch, dass das

vorhandene Potential von SMCs noch nicht zur Gänze ausgeschöpft wurde. So könnten durch den Einsatz von Isolierschichten mit besserer chemischer und thermischer Beständigkeit Erholungstemperaturen ermöglicht werden, bei denen die Rekristallisation des Fe-Gitters vollständig abgeschlossen werden kann, was vor allem niedrige Hystereseverluste bedeuten würde. Weiters sollten auch alternative Schmieradditive in zukünftigen Forschungen ergründet werden, einerseits, um durch die gute Schmierwirkung hohe Materialdichten zu generieren und andererseits, um die Schmierung innerhalb des SMC-Presslings auch bei steigenden Presstemperaturen beizubehalten. Zweiteres spielt vor allem dann eine essenzielle Rolle, wenn hohe Presstemperaturen angewendet werden sollen. Dabei wäre es wie erwähnt erstrebenswert, solche Schmieradditive zu finden, die bei Presstemperaturen von 500°C – 550°C die Isolierschicht ausreichend vor den interpartikulären Reibungen schützen. Denn das Heißpressen der SMC-Pulver hat hinsichtlich des „dynamischen Erholungsprozesses“ während des Pressens ein enormes Potential, da hohe Materialdichten generiert werden können und hohe Produktivitätsraten auf Grund der kürzeren Prozesskette (Wegfall des Erholungsglühens) entstehen. Zudem könnte in folgenden Arbeiten überprüft werden, ob ein Sintern der heißgepressten Proben zusätzliche Verbesserungen der Materialeigenschaften bewirkt, da diese Materialien für Gleichstromanwendungen durchaus eine vielversprechende Option darstellen.

Weiters haben die Vorversuche im Bereich der Kernverlustmessungen gezeigt, dass die Oberflächenwiderstände der SMC-Komponenten eine entscheidende Rolle spielen, um möglichst geringe Wirbelstromverluste zu generieren. Denn die Scherfläche der gepressten Komponenten weisen keine wirksame Isolierschicht auf. Dieser Zustand wird dadurch hervorgerufen, dass durch das Verschmieren des Fe beim Auspressen eine durchgehende Metallschicht erzeugt wird. Daher sollten in zukünftigen Arbeiten Möglichkeiten untersucht werden, inwiefern die Isolierfähigkeit der Scherflächen verbessert werden kann. Denkbar ist, dass durch eine sorgfältige Probenpräparation die durchgehende Metallschicht an den Scherflächen abgetragen wird, wobei jene Bereiche der SMC-Komponente an die Oberfläche gelangen, wo die einzelnen SMC-Partikel elektrisch gut isoliert von ihren Nachbarn vorliegen.

## 6. Verzeichnisse

### Literaturverzeichnis

1. O. Gutfleisch, M.A. Willard, E. Bruck, C.H. Chen, S.G. Sanka, J.P. Liu: Magnetic materials and devices for the 21st century: stronger, lighter and more energy efficient, *Advanced materials*, vol.23-7, p. 821-842 (2011)
2. Snelling, E.C: *Ferrites for Inductors and Transformers*, Research Studies Press, Letchworth, New York (1983).
3. I. Nanlin, R.K. Mishra, G. Thomas: *Controlled atmosphere annealing of high permeability of Mn-Zn ferrite*, <https://escholarship.org/uc/item/7ss1h8s9> am 05.08.2020
4. Snelling, E.C: *Soft Ferrites: Properties and Applications*, Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford, GB (1988)
5. C.R. Hendricks, V.W.R. Amarakoon, D. Sullivan: *Processing of manganese zinc ferrites for high frequency switch-mode power applies*, *American Ceramic Society Bulletin*, vol.70, p. 817-823 (1991)
6. J. Gyselinck, L. Vandeveld, J. Melkebeek, P. Dular, F. Henrotte, W. Legros: *Calculation of eddy currents and associated losses in electrical steel laminations*, *IEEE Transactions on Magnetics* vol.35, p. 1191-1194 (1999)
7. Z. Cheng, N. Takahashi, B. Forghani, G. Gilbert, J. Zhang, L. Liu, Y. Fan, X. Zhang, Y. Du, J. Wa: *Analysis and Measurements of iron loss and flux inside silicon steel laminations*, *IEEE Transactions on Magnetics* vol.45, p. 1222-1225 (2009)
8. K. Atallah, D. Howe: *Calculation of the rotational power loss in electrical steel laminations from measured H and B*, *IEEE Transactions on Magnetics* vol.29, p. 3547-3549 (1993)
9. J.R. Brauer, Z.J. Cendes, B.C. Beihoff, K.P. Phillips: *Laminated steel eddy current loss versus frequency computed using finite elements*, *IEEE Transactions on Magnetics* vol.36, p. 1132-1137 (2000)
10. K.Janghorban, H. Shokrollahi: *Soft magnetic composite materials (SMCs)*, *Journal of Materials Processing Technology* vol. 189, p.1-12 (2007)
11. K. Janghorban, H. Shokrollahi: *Effect of warm compaction on magnetic and electrical properties of Fe-based soft magnetic composite*, *Journal of Magnetic Materials* vol. 313, p. 182-186 (2007)
12. K. Janghorban, H. Shokrollahi: *Different annealing treatments for improvement of magnetic and electrical properties of soft magnetic composites*, *Journal of Magnetic Materials* vol. 317, p. 61-67 (2006)

13. H. Danninger, C. Gierl-Mayer, R. de Oro Calderon: *Powder Metallurgy and Sintered Materials*, Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim (2017)
14. W. Schatt, K.P. Wieters, B. Kieback: *Pulvermetallurgie: Technologie und Werkstoffe*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2. Auflage (2007)
15. D.Nikas: *Characterization of electrically insulating coatings for soft magnetic composite materials by means of surface sensitive analytical techniques*, Master-Thesis, Chalmers University of Technology, Gothenburg, Sweden (2013)
16. I. Hauer, M. Larsson, U. Engström: *Properties of high-strength PM materials obtained by different compaction methods in combination with high temperature sintering*, <https://www.hoganas.com/globalassets/download-media/technical-papers/pm/propertiesofhighstrengthpmmaterialsobtainedbydifferentcompactionmethodsincombinationwithhightemperatures11.pdf> . am 05.08.2020
17. M. Larsson, P. Knutsson: *Warm Die Compaction of High Density PM components*, [https://www.hoganas.com/globalassets/download-media/technical-papers/pm/pm17\\_19\\_europm2017\\_warm-die-compaction-of-high-density-pm-components\\_larsson.pdf](https://www.hoganas.com/globalassets/download-media/technical-papers/pm/pm17_19_europm2017_warm-die-compaction-of-high-density-pm-components_larsson.pdf) am 05.08.2020
18. C. Recknagel, A. Marquardt, I. Langer, S. Müller, B. Kieback: *Higher Densities of PM-Steels by Warm Secondary Compaction and Sizing*, Euro PM, Barcelona, [https://www.ifam.fraunhofer.de/content/dam/ifam/de/documents/dd/Publikationen/2011/224\\_Session24\\_Recknagel\\_048\\_FINAL.pdf](https://www.ifam.fraunhofer.de/content/dam/ifam/de/documents/dd/Publikationen/2011/224_Session24_Recknagel_048_FINAL.pdf) am 05.08.2020
19. Nguyen, Q.-T.: *Entwicklung des Warmpressens zur Herstellung hochdichter und hochfester Sinterformteile*, Dissertation, Technische Universität Wien (1989)
20. H. Storstrom, Bjorn Johansson: *Metal powder composition for warm compaction and method for producing sintered products*, Patenschrift, USA, US5744433A (1994)
21. Oikonomou, C: *On Surface Characteristics and Microstructural Development of Soft Magnetic Composite Powder and Components*, Dissertation, Chalmers University of Technology, Gothenburg, Sweden (2015)
22. Oikonomou, C: *Surface Characterization of Soft Magnetic Composite Powder and Compacts*, Master-Thesis, Chalmers University of Technology, Gothenburg, Sweden (2014)
23. A.H. Taghvaei, H. Shokrollahi, K. Janghorban, H. Abiri: *Eddy current and total power loss separation in the iron-phosphate-polyepoxy soft magnetic composites*, Proceedings of the Euro PM2000 Conference Soft Magnetic Materials Workshop, Munich, Germany, EPMA, Shrewsbury UK, p. 9-14 (2000)
24. H. Worch, W. Pompe, W. Schatt: *Werkstoffwissenschaft*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 10 Auflage (2011)
25. Bozorth, R.M: *Ferromagnetism*, D. van Nostrand Company Inc, New York, USA (1961)
26. Aharoni, A: *Introduction to the Theory of Ferromagnetism*, Oxford University Press, 2nd edition (2000)

27. T. Miyazaki, H. Jin: *The Physics of Ferromagnetism*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2012)
28. B.D. Cullity, C.D. Graham: *Introduction to magnetic materials*, John Wiley & Sons, Inc. Hoboken, New Jersey, 2nd edition (2009)
29. G. Jangg, M. Drozda, H. Danninger, G. Eder: *Magnetic Properties of sintered Fe-P Materials*, Powder Metallurgy International vol. 16, p. 264-267 (1984)
30. G. Jangg, M. Drozda, H. Danninger, H. Wibbeler, W. Schatt: *Sintering Behaviour, Mechanical and Magnetic Properties of Sintered Fe-Si Materials*, The international Journal of Powder Metallurgy & Powder Technology vol.20, p. 287-300 (1984)
31. G. Jangg, M. Drozda, H. Danninger, R.E. Nad: *Magnetic properties of sintered iron-The influence of porosity on the magnetic properties of sintered iron*, Powder Metallurgy International vol. 15, p. 173-177 (1983)
32. Schnakenberg, J: *Elektrodynamik-Einführung in die theoretischen Grundlagen mit zahlreichen, ausführlichen gelösten Übungsaufgaben*, WILEY-VCH GmbH & Co. KGaA. (2003)
33. Stroppe, H: *Physik für Studierende der Natur- und Ingenieurwissenschaften*, Fachbuchverlag Leipzig, 16. Auflage (2018)
34. F. Magnussen, D. Svechkarenko, P. Thelin, C. Sadarangani: *Analysis of a PM machine with concentrated fractional pitch windings*, Proceedings of Nordic Workshop on Power and Industrial Electronics (NORPIE), Trondheim, Norway, p. 14-16 (2004)
35. Šalák, A: *Ferrous Powder Metallurgy*, Cambridge International Science Pub., p. 202 (1995)
36. Jansson, P: *Processing aspects of soft magnetic composites*, Proceedings of the Euro PM2000 Conference Soft Magnetic Materials Workshop, Munich, Germany; EPMA Shrewsbury UK, p. 9-14, 2000.
37. A. Schoppa: *Fertigungstechnische Herausforderungen bei weichmagnetischen Pulverwerkstoffen*, Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis Bd.25 (Konferenzband 29. Hagener Symposium Pulvermetallurgie) H. Kolaska ed., p. 231-247 (2013)
38. Skarrie, H: *Design of Powder Core Inductors*, Dissertation, Lund University, Sweden (2001)
39. Schmidt, H: *Simulation von Elektromagneten mit FEMM und Modelica*, Carl Hanser Verlag München (2019)
40. Eder, G: *Gesinterte Eisen-Phosphor und Eisen-Molybdän-Kohlenstoff-Werkstoffe*, Dissertation, Technische Universität Wien, Austria (1980)
41. Oser, P: *Ein Hysteresegraph zur Charakterisierung weichmagnetischer Materialien*, Diplomarbeit, Technische Universität Wien, Austria (2008)
42. Tumanski, S: *Handbook of Magnetic Measurements*, Taylor & Francis Group, LLC, London (2011)

43. Donnevert, J: *Die Maxwell'schen Gleichungen-Vom Strömungsfeld des Gleichstroms zum Strahlungsfeld des Hertz'schen Dipols*, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2. Auflage (2015)
44. W. Cassing, K. Kunthe, G. Ross: *Dauermagnete- Mess und Magnetisierungstechnik*, Expert Verlag, Renningen, Deutschland, 3. Auflage (2007)
45. Dougan, M.J: *High Performance sintered soft magnetic materials*, Proceedings of the PM World Congress PM2010, Florence, Italy, EPMA, Shrewsbury UK, vol. 5, p. 229 - 236 (2010)
46. K.H. Moyer, M. J. McDermott, M.J. Topolski, D.F. Kearney: *Magnetic Properties of Iron Alloys*, Powder Technology, vol. 30-1, p. 51-71 (1981)
47. K.H. Moyer, J.B. Ryan: *Enhanced properties of emerging powders for magnetic components*, Metal Powder Report, vol. 45-3, p. 202-207 (1990)
48. Dougan, M.J: *Powder Metallurgical Materials and Processes for Soft Magnetic Applications*, Workshop on SRM drives an alternative for E-traction, Barcelona, Spain, webside: [upcommons.upc.edu/bitstream/handle/2117/116155/01\\_powder\\_metallurgical\\_materials\\_processes\\_soft\\_magnetic\\_applications.pdf?sequence=1&isAllowed=y](http://upcommons.upc.edu/bitstream/handle/2117/116155/01_powder_metallurgical_materials_processes_soft_magnetic_applications.pdf?sequence=1&isAllowed=y) am 09.08.2020
49. Capus, J.M: *PM soft magnets in new applications*, Metal Powder Report, vol. 57-1, p. 20-21 (2002)
50. C. Gelinas, J.M. Battison. *Iron-Resin Composite Material for AC Magnetic Applications*, Quebec Metal Powders Limited, webside: [http://qmp-powders.com/wp-content/uploads/pdfs/technical-papers/CG\\_sae\\_2002.pdf](http://qmp-powders.com/wp-content/uploads/pdfs/technical-papers/CG_sae_2002.pdf) (1998)
51. Ö. Krögen, P. Jansson: *Route from Powder to an Electrical Machine Application*, Proceedings of the PM World Congress PM98, Granada Spain, EPMA, Shrewsbury UK, vol.5, p. 520-525 (1998)
52. H.R. Hemmati, H. Madaah Hosseini, A. Kianvash: *The correlations between processing parameters and magnetic properties of an iron-resin soft magnetic composite*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.305, p: 147-151 (2006)
53. I.P. Gilbert, V. Moorthy, S.J. Bull, J.T. Evans, A.G. Jack: *Development of soft magnetic composites for low-loss applications*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.242, p.232-234 (2002)
54. I. Chicinas, O. Geoffroy: *Soft magnetic composite based on mechanically alloyed nanocrystalline Ni<sub>3</sub>Fe phase*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol. 290, p.1531-1534 (2005)
55. Ö. Krögen, A.G. Jack: *Insulated Iron Powder (SMC) used as Soft Magnetic Material in a rotating Electrical Machine*, Proceedings of the PM World Congress PM2000, Kyoto, Japan; K.Kosuge, H.Nagai eds., JPMA, Tokyo: p.1368-1371 (2000)
56. I. Hemmati, H.R.M. Hosseini, S. Miraghaei: *Effect of processing parameters on electrical, mechanical and magnetic properties of iron-resin soft magnetic composite*, Powder Metallurgy vol. 50, p. 86-90 (2007)

57. S. Pelletier, L.P. Lefebvre, Y. Thomas: *Influence of Grain Size on the Properties of Soft Magnetic Iron-Resin Composites*, Proceedings of the PM World Congress PM98 Granada, Spain, EPMA, Shrewsbury UK: Vol. 5, p.514-519 (1998)
58. J.A. Bas, J. Morató, J.A. Calero, M.J. Dougan, C. Molins: *Applications for encapsulated powder materials in electric motors*, Proceedings of PM2000 World Congress Soft Magnetic Material Workshop, Munich, Germany, EPMA, Shrewsbury UK: p. 1344-1347 (2000).
59. Ö.Krögen, P. Granberg: *Soft Magnetic Composites: Materials with tuneable magnetic properties*, Proceedings of PM2000 Congress Soft Magnetic Material Workshop, Munich, Germany, EPMA, Shrewsbury UK, p. 1352-1355 (2000)
60. D. Rodrigues, M. Emura, F.J.G. Landgraf, V. Rondon, I.A. Cruz, M.A.T. Carvalho: *Insulated iron powders: Process and magnetic properties*, Proceedings of the Euro PM2000 Congress Magnetic Material Workshop, Munich, Germany, EPMA, Shrewsbury UK: p. 1360-1363 (2000)
61. J.A. Hamill, S. Narasimhan, D.J. Miller. *Soft Magnetic iron Composite-New Application Developments*, Proceedings of the Euro PM2001 Congress Magnetic Material Workshop, Nice, France, EPMA, Shrewsbury UK: Vol.2, p. 257-261 (2001)
62. Jansson, P: *Soft Magnetic Composites-A rapidly expanding materials group*, Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials - 1998, vol.3, p. 3-9 (1998)
63. H. Bruncková, M. Kabátová, E. Dudrová: *The effect of iron phosphate, alumina and silica coatings on the morphology of carbonyl iron particles*, Surface and Interface Analysis vol.42, p. 13-20 (2010)
64. S. Wu, A. Sun, W. Xu, Q. Zhang, F. Zhai, P. Logan, A.A. Volinsky: *Iron-based soft magnetic composites with Mn-Zn-ferrite nanoparticles coatings obtained by sol-gel-method*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.324, p. 3899-3905 (2012)
65. A. Lefebvre et al.: *Composite insulating coatings for powders, especially for magnetic application*, Anmeldung: 26.06.1996, Kanada, Patentschrift: 5.798.439 (1998)
66. G. Zhao, C. Wu, M. Yan: *Evolution of the insulating matrix and influences on the magnetic performance of Fe soft magnetic composites during annealing*, Journal of Alloys and Compounds vol.685, p. 231-236 (2016)
67. L. Xiao, C. Ding, Y. Sun, L. Yang, L. Yu: *Influence of the component size ratio on densification and magnetic property of soft magnetic composites*, International Journal of Applied Electromagnetics and Mechanics vol.39, p. 547-553 (2012)
68. L. Ferraris, E. Poskovic, F. Franchini: *New Soft Magnetic Composites for electromagnetic applications with improved mechanical properties*, AIP ADVANCES vol.6-5 (2016)
69. Knop, A: *Phenolic Resins-Chemistry, Application and Performance*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (1985)
70. Chanda, M. *Plastic*, Technology Handbook, 4th Edition, Taylor and Francis Group London (2007)
71. Kurzweil, P: *Chemie-Grundlagen, Aufbauwissen, Anwendungen und Experimente*, 8. Auflage, Vieweg+Teubner (2010)

72. B.Müller: *Lackformulierung und Lackrezeptur*, Vincentz Verlag Hannover (2005)
73. K.J. Sundaya, F.G. Hanejko, M.L. Taheria: *Magnetic and microstructural properties of Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-coated Fe powder soft magnetic composites*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.423, p. 164-170 (2017)
74. A. Taghvaei, A. Ebrahimi, K. Gheisari, K. Janghorban: *Analysis of the magnetic losses in iron-based soft magnetic composites with MgO insulation produced by sol-gel method*, Journal of Magnetis and Magnetic Materials vol.322-23, p. 3748-3754 (2010)
75. D. Liu, C. Wu, M. Yan: *Investigation on sol-gel Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and hybrid phosphate-alumina insulation coatings for FeSiAl*, Journal of Materials Science vol. 50, p.6559-6566 (2015)
76. M. Yaghtin, A.H. Taghvaei, B. Hashemi, K. Janghorban: *Effect of heat treatment on magnetic properties of iron-based soft magnetic composites with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> insulation coating produced by sol-gel method*, Journal of Alloys and Compounds vol.581, p. 293-297 (2013)
77. X.X. Zhong, Y. Liu, J. Li, Y. W. Wang: *Structure and magnetic properties of FeSiAl based soft magnetic composite with AlN and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> insulating layer prepared by selective nitridation and oxidation*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.324, p. 2631-2636 (2012)
78. J. Li, Y. Pan, C. Xiang, Q. Ge, J. Guo: *Low temperature synthesis of ultrafine  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powder by a simple aqueous sol-gel process*, Ceramics International, vol. 32-5, p. 587-591 (2006)
79. Y. Tokudome, K. Fujita, K. Nakanishi, K. Miura, K. Hirao: *Synthesis of monolithic Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> with well-defined macropores and mesostructured skeletons via sol-gel process accompanied by phase separation*, Chemistry of Materials, vol. 19-14, p. 3393 - 3398 (2007)
80. Y. Peng, Y. Yi, L. Li, J. Yi, J. Nie, C. Bao: *Iron-based soft magnetic composites with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> insulation coating produced using sol-gel method*, Materials and Design vol.109, p.390-395 (2016)
81. Y.X.Pang, S.N.B. Hodgson, B. Weglinski, D. Gaworska: *Investigations into sol-gel silica and silica hybrid coatings for dielectromagnetic soft magnetic composite applications*, Journal of Material Science vol.41, p. 5926-5936 (2006)
82. Y.X. Pang, S.N.B. Hodgson, J. Koniarek, B. Weglinski: *The influence of the dielectric on the properties of dielectromagnetic soft magnetic composites. Investigations with silica and silica hybrid sol-gel derived model dielectric*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.310, p. 83-91 (2007)
83. Y. Peng, Y. Yi, I. Lia, H. Ai, X. Wang, L. Chen: *Fe-based soft magnetic composites coated with NiZn ferrite prepared by a co-precipitation method*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol. 428, p. 148-153 (2017)
84. S. Nakahara, E.A. Perigo, Y. Pittini-Yamada, Y. de Hazan, T. Graule: *Electric insulation of a FeSiBC soft magnetic amorphous powder by a wet chemical method: Identification of the oxide layer and its thickness control*, Acta Materialia vol.58, p. 5695-5703 (2010)

85. M. Godec, Dj. Madrino, B. Sustarsic, M. Jenko: *Surface and electrical studies of Fe-Si-B powders for soft magnetic applications*, Surface and Interface Analysis vol.34, p. 346-351 (2002)
86. G. Zhao, C. Wu, M. Yan: *Enhanced magnetic properties of Fe soft magnetic composites by surface oxidation*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.399, p. 51-57 (2016)
87. Ogle, K: *Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection*, ASM Handbook, vol.13A: Phosphate Conversion Coatings, ASM International, Materials Park OH, p. 712-719 (2003)
88. J.L. Milhet, X.C. Huvier, J.F. Dinhut: *Consolidation of iron powders through the influence of phosphate thin films*, Journal of Material Processing Technology vol.205, p. 151-159 (2008)
89. Doblinger, M: *Phosphatierung von Eisenpulvern*, Dissertation, Technische Universität Wien, Austria (1993)
90. Jansson, P: *Phosphate coated iron powder and method for the manufacturing therefore*, Patenschrift, Anmeldung 19.02.2002, No.US 6.348.265 B1 (2002)
91. S. Rebeyrat, J.L. Grosseau-Poussard, J.F. Dinhut, P.O. Renault: *Oxidation of phosphated iron powders*, Thin Solid Films, p. 139-146 (2000)
92. Y.G. Kiryanov, T.A. Zavina, V.G. Syrkin: *Kinetic of the phosphatizing reaction of carbonyl iron powders*, Powder Metall Ceramic vol.17, p. 110-113 (1978)
93. S. Wu, A. Sun, F. Zhai, J. Wang, Q. Zhang, W. Xu, A.A. Volinsky: *Annealing effects on magnetic properties of silicone-coated iron-based soft magnetic composites*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.324, p. 818-822 (2012)
94. A.H. Taghvaei, H. Shokrollahi, K. Janghorban, H. Abiri: *Properties of iron-based soft magnetic composite with iron phosphate-silane insulating coating*, Journal of Alloys and Compounds vol. 685, p.681-686 (2009)
95. W. Ding, L. Jiang, Y. Liao, J. Song, B. Li, G. Wu: *Effect of iron particle size and volume fraction on the magnetic properties of Fe/silicate glass soft magnetic composites*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials vol.378, p.232-238 (2015)
96. K. Kogimiya et al.: *Composite Material comprising metallic alloy grains coated with a dielectric substance*, Patenschrift, Anmeldung: 16.09.1992, Japan, 5.352.522 (1994)
97. F. Wakai, N. Kondo, Y. Shinoda: *Ceramics Superplasticity*, Current Opinion in Solid State and Material Science vol.4, p. 461-465 (1999)
98. D.R. Lesuer, J. Wadsworth, T.G. Nieh: *Forming of Superplastic Ceramics*, Ceramics International vol. 22-5, p. 381-388 (1996)
99. [https://www.uni-muenster.de/imperia/md/content/physikalische\\_chemie/app\\_xps.pdf](https://www.uni-muenster.de/imperia/md/content/physikalische_chemie/app_xps.pdf). am 15.02. 2018
100. Shirley, D.A: *High-Resolution X-Ray Photoemission Spectrum of the Valance Bands of Gold*, Physical Review B, vol. 5-12, p. 137 (1972)
101. Scofield, J.H: *Hartree-Slater Subshell Photoionization Cross-Sections at 1254 and 1487 eV*, Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena, vol. 8, p. 129 - 137 (1976)

102. G.B.N. Kliman, S.B.S. Lee, J.A.D.S. Mallic, M.R.L. Shah: *Methods or apparatus specially adapted for manufacturing, assembling, maintaining or repairing of dynamo-electric machines of stator or rotor bodies*, Patentschrift, Anmeldung am 30.04. 2008, DE60319885T2 (2008)
103. M. Huang, Chen. Wu, Y. Jiang, M. Yan: *Evolution of phosphate coatings during high-temperature annealing and its influence on the Fe and FeSiAl soft magnetic composites*, Journal of Alloys and Compounds vol.644, p. 124-130 (2015)
104. Berzina-Cimdina, L: *Research of Calcium Phosphates using Fourier Transform Infrared Spectroscopy*, Institute of General Chemical Engineering, Riga Technical University, Latvia (2012)
105. <http://www.xpsfitting.com/>. am 15.07.2018
106. <https://xpssimplified.com/>. am 15.07.2018
107. C. Oikonomou, R. de Oro Calderon, E. Hryha, L. Nyborg: *Effect of heat treatment in air on surface composition of iron-phosphate based soft magnetic composite components*, Materials Science and Engineering B vol.189, p. 90-99 (2014)
108. Cverna, F: *Thermal properties of metals*, ASM International, Materials Park OH (2002)
109. A. Simchi, H. Danninger: *Electrical conductivity and microstructure of sintered ferrous materials: sintered iron*, Powder Metallurgy vol. 43, p. 209-218 (2000)
110. M. Hwang, H. Lee, J. Han, D. Kim, H. Cha: *Densification Mechanism of soft magnetic composites using ultrasonic compaction for motos in EV platforms*, Materials vol. 12, p. 824 (2019)
111. Schwank, T.G: *Deformation and fracture properties of the soft magnetic composite Somaloy 700 3P on different length scales*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie-KIT Fakultät für Maschinenbau (2017)

## Abbildungen

<i>Abb. 1: (links) Darstellung der europäischen PM-Produktion, Gesamtmenge: <math>248 \cdot 10^3</math> t (Stand 2016, EPMA), (rechts) Umsätze verschiedener PM-Werkstoffgruppen innerhalb des europäischen Marktes, Gesamtumsatz: <math>10,9 \cdot 10^9</math> Mrd €, Stand 2016 [13].</i>	3
<i>Abb. 2: Schematische Darstellung des Verdüsungsvorgangs von Metallschmelzen im Zuge der Pulverproduktion [15].</i>	4
<i>Abb. 3: Schematische Darstellung des Sintervorgangs zwischen benachbarten Pulverpartikeln [14].</i>	5
<i>Abb. 4: Hystereseschleife eines ferromagnetischen Werkstoffes. 1 Neukurve, 2 Induktionskurve <math>B</math> gegen <math>H</math>, 3 Polarisationskurve <math>J</math> gegen <math>H</math> [24].</i>	7
<i>Abb. 5: Hystereseschleifen für (links) weich- und (rechts) hartmagnetische Materialien [21-22].</i>	8
<i>Abb. 6: Erreichbare Flussdichten (<math>T</math>) von SMCs, Ferriten und Stahllaminaten bei magnetischen Wechselfeldern mit unterschiedlicher Frequenz (Hz) [34].</i>	9
<i>Abb. 7: Verringerung der Wirbelstromradien durch den strukturellen Aufbau von SMCs.</i>	12
<i>Abb. 8: Schematische Darstellung zu den Messungen an ringförmigen Proben.</i>	13
<i>Abb. 9: Schematischer Aufbau des Permeameters nach DIN EN 60404-4 (a), Darstellung der Kompensationsspule (b) und der Rogowski-Luftspule nach Chattock (c) [39].</i>	15
<i>Abb. 10: Vergleich des Kernverlustes von Stahllaminaten (el. steel) und SMC-Materialien in Abhängigkeit von der Frequenz [37].</i>	17
<i>Abb. 11: Struktureller Aufbau von SMC-Partikeln [15].</i>	17
<i>Abb. 12: Mesomere Übergangsstrukturen des Phenols und Ausbildung des aktiven Zentrums am aromatischen Ring [69].</i>	20
<i>Abb. 13: Schematische Darstellung der Initiations- und Kettenwachstumsreaktion von Novolaken unter sauren Bedingungen [70].</i>	21
<i>Abb. 14: Darstellung der gebildeten Methylol-Phenole im Zuge der Resol-Synthese, <i>o,p</i>-Dihydroxymethyl-Phenol; <i>o,o</i>-Dihydroxymethyl-Phenol; Trihydroxymethyl-Phenol [69].</i>	21
<i>Abb. 15: Schematische Darstellung zur Herstellung von Epoxid-Harzen am Beispiel von Epichlorhydrin und Bisphenol A [71].</i>	22
<i>Abb. 16: Schematische Reaktionsreihenfolge bei der Herstellung der <math>Fe_2O_3</math>-Schicht über eine aktive Atmosphäre (Wasserdampf), (a) Ionisation des Wassers, (b) Ausbildung von <math>Fe(OH)_2</math> und <math>Fe(OH)_3</math>, (c) Kristallisation einer dünnen <math>Fe_3O_4</math>-Schicht, (d) Oxidation des <math>Fe_3O_4</math> zu <math>Fe_2O_3</math> [84].</i>	26
<i>Abb. 17: REM-Übersichtsaufnahmen zu den verwendeten SMC-Pulvern.</i>	31

<i>Abb. 18: Schematische Darstellung des Concentric Hemispherical Analysators (CHA) [99].</i>	34
<i>Abb. 19: Verwendetes iCAP 6000 Series ICP Spectrometer (links), Zerstäubung der Probenlösung (rechts).</i>	36
<i>Abb. 20: Kalibrationsgeraden der ICP-OES-Messungen.</i>	37
<i>Abb. 21: Schema der hergestellten Presslinge nach Charpy.</i>	39
<i>Abb. 22: Darstellung des beheizbaren Stahlpresswerkzeugs, Frontansicht (oben links), Elektronische Regelung der Heizpatronen (oben Mitte) und technische Daten des Werkzeugs (oben rechts), sowie schematische Darstellung des Füllvorgangs der Matrize (unten links und rechts).</i>	40
<i>Abb. 23: Schematisches T-t-Profil „aus Sicht der Proben“ im Zuge der “Double-Step“-Methode.</i>	42
<i>Abb. 24: Schematisches T-t-Profil „aus Sicht der Proben“ im Zuge der “Single-Step“-Methode</i>	43
<i>Abb. 25: An den Proben gemessene Temperatur-Zeitprofile in den Kalibrationsfahrten in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungsdauer (WBT: eigentlich Einstelltemperatur der Heizzone; WBZ: eigentlich Aufenthaltsdauer der Proben in der vorgeheizten Heizzone)</i>	45
<i>Abb. 26: Aufbau für die Messung der magnetischen Eigenschaften, Foerster Koerzimat 1.096 (links), Sättigungsmagnet (rechts).</i>	47
<i>Abb. 27: Verwendetes Widerstandsmessgerät (links) und Schaltbild des Widerstandsmessgeräts (rechts).</i>	48
<i>Abb. 28: Aufbau der mechanischen Prüfverfahren, 3-Punkt-Biegefestigkeit (links) und Druckfestigkeit (rechts).</i>	49
<i>Abb. 29. Verwendetes Joch zur Aufnahme der Hysteresekurven und Bestimmung des Kernverlusts (links), Darstellung des magnetischen Flusses (rechts).</i>	50
<i>Abb. 30: Benennung der verschiedenen Probenoberflächen der hergestellten SMC-Komponenten.</i>	50
<i>Abb. 31: Schaltbild des magnetischen Kreises in der verwendeten Messapparatur.</i>	51
<i>Abb. 32: Erstellung der Regressionsgerade zur Ermittlung der materialspezifischen Konstanten <math>k_H</math> und <math>k_{EC}</math>, links ohne und rechts mit Berücksichtigung der Ferritverluste.</i>	53
<i>Abb. 33: Abhängigkeit der Hysterese- (links) und der Wirbelstromverluste (rechts) von der durchströmten Probenoberfläche, Proben gepresst bei 800 MPa und RT im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, im erholten Zustand (3P-Serie: 550°C für 15 min; 5P-Serie: 650°C für 15 min), Auflagefläche der Proben: 100 mm<sup>2</sup>.</i>	54
<i>Abb. 34: Gefügebilder der untersuchten SMC-Varianten, Proben gepresst bei 800 MPa und RT in der Stahlmatrize, Ansicht auf die Schnittfläche der Proben.</i>	55

*Abb. 35: Abhängigkeit der Radien der Wirbelströme von der durchströmten Probenoberfläche, Ansicht auf die Schnittfläche der Proben.....55*

*Abb. 36: Hysteresekonstante @ 1,5 T der unterschiedlichen SMC-Varianten in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungsdauer vor und nach Abzug der Ferritanteile, magnetischer Fluss durch die Scherfläche, Proben gepresst bei 800 MPa und RT (A=170 mm<sup>2</sup> gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize; A=260 mm<sup>2</sup> gepresst im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, Länge der Feldlinien: 20 mm), im erhaltenen Zustand (3P-Serie: 550°C; 5P-Serie: 650°C).....57*

*Abb. 37: Abhängigkeit der Wirbelstromkonstante von der Auflagefläche. Links: untersuchte SMC-Varianten, gepresst bei 800 MPa und RT im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, im erhaltenen Zustand (3P-Serie: 550°C für 15 min; 5P-Serie: 650°C für 15 min), magnetischer Fluss durch die Scherfläche; Rechts: einzelnes Stück eines Stahllaminats (Dicke: 0,30 mm), ausgerichtet quer zum magnetischen Fluss. ....57*

*Abb. 38: EDX-Spektren an den untersuchten SMC-Presslingen, Bruchfläche (links) und Scherfläche (rechts), Proben gepresst bei 800 MPa bei RT. ....58*

*Abb. 39: Ausbreitung der Wirbelströme, (links) dargestellt anhand des Stahllaminats (quer ausgerichtet zum magnetischen Fluss); (rechts) dargestellt an der Oberfläche der SMC-Proben.....58*

*Abb. 40: Vergleich zwischen den Joch- und Ringmessungen, Proben gepresst bei 800 MPa und RT in einem Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize, magnetischer Fluss der Jochmessung durch die Scherflächen der Proben, Auflagefläche ca. 170 mm<sup>2</sup>. ....60*

*Abb. 41: EDX-Spektren inklusive Markierungspunkte, aufgenommen bei 10 keV. ....63*

*Abb. 42: ATR-IR-Spektren der untersuchten SMC-Typen (Ausgangszustand). ....64*

*Abb. 43: P2p-, O1s und Fe2p-Detailspektren, repräsentativ gezeigt anhand des Somaloy 700 3P-Pulvers (Ausgangszustand, Sputterzeit: 120 s), inklusive erstellter Fit-Kurven. ....65*

*Abb. 44: Freie Reaktionsenthalpie der Reaktion von Fe(II)-Phosphat mit Sauerstoff unter der Bildung von verschiedenen Eisenoxiden, berechnet mit HSC Chemistry. ....66*

*Abb. 45: Nachweis von Si in den Somaloy Pulvern der 5P-Serie anhand der XPS-Detailspektren. ....66*

*Abb. 46: Nachweis von Bi in den Somaloy Pulvern der 5P-Serie anhand der entsprechenden XPS-Detailspektren. ....67*

*Abb. 47: Veränderung des Bi-4f-Spektrums bei den Pulvern der 5P-Serie mit steigenden Sputterzeiten. ....68*

*Abb. 48: Quantifizierung der detektierten Elemente durch die XPS-Übersichtsspektren bei den Somaloy-Pulvern der 5P-Serie in Abhängigkeit von der Sputterrate, Pulver im Ausgangszustand. ....69*

<i>Abb. 49: Nachweis von Metalloxiden anhand der O1s-Spektren unterhalb der FePO<sub>4</sub>-Schicht, Pulver gesputtert für 180 s.....</i>	70
<i>Abb. 50: Detail-Aufnahmen am REM zur Untersuchung der Oberflächenstruktur (5 keV) sowie ATR-IR-Spektren bei unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen der SMC-Pulver. ....</i>	73
<i>Abb. 51: DTA/TG-Kurven von Fe(III)-Phosphat (links) und Fe(III)-Phosphat+Fe (rechts) bei einer Heiz- und Abkühlrate von 20 K/min. ....</i>	74
<i>Abb. 52: Farbänderung der FePO<sub>4</sub> und Fe+FePO<sub>4</sub>-Proben, Evolution der Phosphatbanden und der Röntgendiffraktogramme nach dem Wärmebehandeln.....</i>	76
<i>Abb. 53: Berechnung von <math>\Delta G</math> (links) und <math>\Delta H</math> (rechts) der angeführten Reaktionen durch HSC Chemistry 4.0. ....</i>	76
<i>Abb. 54: DTG-(links und vergrößerter Ausschnitt rechts) Resultate an den FePO<sub>4</sub>- und FePO<sub>4</sub>+Fe-Proben, Heiz/Abkühlrate: 20 K/min.....</i>	77
<i>Abb. 55: Evolution der P2p- und O1s-Spektren der Fe+FePO<sub>4</sub>-Proben in Abhängigkeit vom Wärmebehandlungszustand. ....</i>	78
<i>Abb. 56: Fe<sub>1-x</sub>O-Reflexe von Fe+FePO<sub>4</sub>-Proben, 600°C für 20 min (links) und 800°C für 20 min (rechts). ....</i>	79
<i>Abb. 57: Evolution des Si2p-Spektrums durch das Wärmebehandeln der SMC-Pulver nach einer Sputterzeit von 150 s. ....</i>	80
<i>Abb. 58: C-Gehalt und Massenverlust bei den Pulvern der 5P-Serie nach den jeweiligen Wärmebehandlungsschritten.....</i>	80
<i>Abb. 59: Partikelausscheidungen bei den Somaloy-Pulvern der 5P-Serie durch Wärmebehandlungstemperaturen &gt; 300°C, repräsentativ dargestellt an Hand der Varianten, die bei 600°C für 30 min getempert wurden, Beschleunigungsspannung: 10 kV.....</i>	82
<i>Abb. 60: Atomanteile der Elemente, die in der Isolierschicht der jeweiligen SMC-Pulver vorliegen. ....</i>	84
<i>Abb. 61: Schematische Darstellung der jeweiligen Isolierschichten auf den SMC-Partikeln (links: wie angeliefert; rechts nach Wärmebehandlung) unter Berücksichtigung der Bestandteile, thermisch induzierte Strukturänderungen und Schichtdickenverhältnisse; Eisenoxide dürften wesentlich dicker sein, spielen im Bereich der Isolierung aber nur eine untergeordnete Rolle. ....</i>	85
<i>Abb. 62: Ermittlung der idealen Entwachsungs/Aktivierungsparameter bei der Verwendung des „3P-Lube“ (links) bzw. des „5P-Lube“ (rechts), Proben gepresst bei 800 MPa und RT. 87</i>	87
<i>Abb. 63: Double Step-Route: Einfluss des Entwachsens und des Erholungsglühens auf den C-, O- und N-Gehalt und auf den dabei eintretenden Massenverlust, Proben gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize bei Raumtemperatur mit 800 MPa.....</i>	88

- Abb. 64: Verlauf des Entwachsungsvorganges bei der Verwendung von verschiedenen kommerziellen Schmieradditiven, Proben gepresst bei 800 MPa im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize, entwachst (3P-Serie: 400°C für 15 min; 5P-Serie: 450°C für 20 min) und erholt (3P-Serie: 550°C für 15 min; 5P-Serie: 650°C für 15 min). .....88
- Abb. 65: C-Gehalte der SMC-Komponenten nach dem Pressen in Abhängigkeit von der Matrizen temperatur, Proben gepresst bei 800 MPa in der Stahlmatrize. ....89
- Abb. 66: Einfluss der Entwachsung/Aktivierung (3P-Serie 400°C für 15 min; 5P-Serie: 450°C für 20 min) auf den spezifischen elektrischen Widerstand der SMC-Komponenten, Proben gepresst bei 800 MPa und 25°C in unterschiedlichen Presswerkzeugen. ....90
- Abb. 67: Vergleich des spezifischen elektrischen Widerstands der SMC-Presslinge und der ASC 100.29-0,80 wt% HWC-Proben (alle Proben im Presszustand, gepresst bei 800 MPa und RT im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize). ....90
- Abb. 68: Ursache der mechanischen Isolierschichtschädigung durch Variation des Pressdrucks, inklusive Darstellung der dominanten Bereiche der Partikelumlagerung und Deformation beim Pressprozess, dargestellt an Hand einer Verpressbarkeitskurve am SMC550kE-Pulver der Fa. Höganäs [110]. ....93
- Abb. 69: Einfluss des Presshilfsmittel-Gehalts auf die Isolierfähigkeit der SMC-Proben, Proben gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize bei 800 MPa und RT (3P-Serie: erholt bei 550°C für 10 min; 5P-Serie: erholt bei 650°C für 10 min). ....94
- Abb. 70: Spezifische elektrische Widerstände der SMC-Presslinge; 0,40 wt% „3P-Lube“: kommerzielle Pulvervarianten, 0 wt% „3P-Lube“: Pulver vor dem Pressen entwachst, Proben gepresst bei 25°C mit 800 MPa im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize. ....94
- Abb. 71: Vergleich der spezifischen elektrischen Widerstände der untersuchten SMC-Typen beim Einsatz von unterschiedlichen organischen Presshilfsmitteln, Proben gepresst bei 800 MPa und RT im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize (3P-Serie: erholt bei 550°C für 10 min; 5P-Serie: erholt bei 650°C für 10 min). ....95
- Abb. 72: Verwendetes Schema im Zuge der Basis-Routen zur Ermittlung der idealen Erholungsparameter, sowie Überprüfung des Einflusses der WB-Methode und des Pressdrucks. ....96
- Abb. 73: Darstellung der Bruchflächen anhand von ausgewählten SMC-Komponenten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route). ....97
- Abb. 74: Koerzitivfeldstärke (a), spezifischer elektrischer Widerstand (b), Hysterese (c)- und Wirbelstromkonstanten (d) in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungstemperatur, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 170 mm<sup>2</sup>, ...100
- Abb. 75: Darstellung der Erholungsparameter und  $C_H/C_{EC}$ -Wertepaare, welche die Kernverluste bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenz minimieren (links), Einfluss alternativer Erholungsparameter auf den Kernverlust (rechts), Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht. ....104

- Abb. 76: Vergleich der Gründichte und magnetischer Sättigung zwischen den unterschiedlichen SMC-Varianten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route); kein Einfluss durch Erholungsglühung. .... 105*
- Abb. 77: Linienschnittverfahren an Schlifflinien der hergestellten Proben bei 250-facher Vergrößerung, gepresst bei 800 MPa, Proben im Presszustand und geätzt mit 3%-Nitallösung. .... 106*
- Abb. 78: Vergleich der Koerzitivfeldstärken (a), der spezifischen elektrischen Widerstände (b), der Hysterese-(c) und der Wirbelstromverluste (d; 1: 100 Hz, 2: 500 Hz, 3: 1000 Hz) bei unterschiedlichen Erholungsparametern, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode erholungsgegliht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 170 mm<sup>2</sup>. .... 107*
- Abb. 79: Gegenüberstellung der minimalen Kernverluste der jeweiligen SMC-Typen bei unterschiedlichen Frequenzen, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgegliht, magnetischer Fluss durch die Scherfläche, Auflagefläche der Proben ca. 170 mm<sup>2</sup>. .... 108*
- Abb. 80: Energieverlust/Umlauf in Abhängigkeit von der Ummagnetisierungsfrequenz von unterschiedlichen SMC-Typen, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgegliht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche der Proben: 170 mm<sup>2</sup>. .... 109*
- Abb. 81: Gegenüberstellung der Double Step- und Single Step-Methode an Hand von H<sub>c</sub> (a), elektrischem Widerstand (b), Hysterese- (c) und Wirbelstromkonstanten (d) bei unterschiedlichen Erholungsparametern, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route), magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 170 mm<sup>2</sup>. .... 112*
- Abb. 82: Einfluss der WB-Methode auf den Kernverlust der SMC-Varianten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Basis-Route) und bei den (entsprechend der Frequenz) idealen Parametern erholungsgegliht. .... 114*
- Abb. 83: Gründichte und magnetische Sättigung bei unterschiedlichen Pressdrücken, Proben bei RT gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgegliht. .... 117*
- Abb. 84: Einfluss des Pressdrucks auf die Koerzitivfeldstärke von ABC 100.30-Presslingen. .... 117*
- Abb. 85: Koerzitivfeldstärke (a), spezifischer elektrischer Widerstand (b), Hysterese- und Wirbelstromverluste (c) in Abhängigkeit vom verwendeten Pressdruck, Proben bei RT gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgegliht, Auflagefläche: ca. 170 mm<sup>2</sup>, magnetischer Fluss durch die Scherfläche. .... 119*
- Abb. 86: Einfluss des gewählten Pressdrucks auf den Kernverlust bei einer Ummagnetisierungsfrequenz von 1 kHz, Proben bei RT gepresst (Basis-Route) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgegliht, Auflagefläche: ca. 170 mm<sup>2</sup>, magnetischer Fluss durch die Scherfläche. .... 120*

<i>Abb. 87: Vergleich der elektrischen Widerstände zwischen Proben, die in unterschiedlichen Presswerkzeugen gefertigt wurden (Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize und Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize), gepresst bei 800 MPa und RT.....</i>	121
<i>Abb. 88: Darstellung der Erholungsparameter und <math>C_H/C_{EC}</math>-Wertepaare, welche die Kernverluste bei gegebener Ummagnetisierungsfrequenz minimieren (links), Einfluss alternativer Erholungsparameter auf den Kernverlust (rechts), Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (Alternative Route: Warmpressen) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht. ....</i>	125
<i>Abb. 89: Gründichte und magnetische Sättigung der jeweiligen SMC-Varianten in Abhängigkeit von der Presstemperatur, Proben mit 800 MPa gepresst (Alternative Route: Warmpressen) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgeglüht. ....</i>	127
<i>Abb. 90: Koerzitivfeldstärke (a), spezifischer elektrischer Widerstand (b), Hysterese- (c) und Wirbelstromkonstante (d) in Abhängigkeit von der Presstemperatur, Proben mit 800 MPa gepresst (Alternative Route-Warmpressen) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgeglüht, magnetischer Fluss durch die Scherflächen, Auflagefläche: 260 mm<sup>2</sup>. ....</i>	130
<i>Abb. 91: Einfluss der Presstemperaturen auf den Kernverlust der SMC-Komponenten bei unterschiedlichen Frequenzen, Proben mit 800 MPa gepresst (Alternative Route-Warmpressen) und nach der Double Step-Methode bei den idealen Erholungsparametern erholungsgeglüht. ....</i>	132
<i>Abb. 92: Gefügebilder der heißgepressten Somaloy 700 3P-0,1% Lub (links) und Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub-Proben (rechts), heißgepresst bei 550°C mit 600 MPa, geätzt mit 3% Nitallösung. ....</i>	133
<i>Abb. 93: Einfluss der Zugabe von KS75 Graphit und h-BN zu den Presshilfsmittel-reduzierten Somaloy-Varianten auf die spezifischen elektrischen Widerstände nach dem Heißpressen. .</i>	134
<i>Abb. 94: Veränderung der Gründichte und der magnetischen Sättigung durch den zweiten Pressvorgang, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (1x gepresst: Basis-Route; 2x gepresst: Alternative Route-Doppelpressen) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht (3P-Serie: 550°C für 10 min; 5P-Serie für 650°C für 10 min).....</i>	137
<i>Abb. 95: Koerzitivfeldstärke (a), elektrischer Widerstand (b), Hysterese (c)- und Wirbelstromkonstanten (d) der doppelgepressten SMC-Proben und Vergleich mit den einfachgepressten Varianten, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (1x gepresst: Basis-Route; 2x gepresst: Alternative Route-Doppelpressen) und nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht (3P-Serie: 550°C für 10 min; 5P-Serie für 650°C für 10 min) Scherfläche: 170 mm<sup>2</sup>; Stempelfläche: 270 mm<sup>2</sup>. ....</i>	139
<i>Abb. 96: Vergleich der Kernverluste zwischen einfach- und doppelgepressten SMC-Proben bei unterschiedlicher Orientierung des magnetischen Flusses, Proben bei RT mit 800 MPa gepresst (1x gepresst: Basis-Route; 2x gepresst: Alternative Route-Doppelpressen) und für 10 min nach der Double Step-Methode erholungsgeglüht (3P-Serie: 550°C; 5P-Serie: 650°C). ....</i>	141

## Tabellen

<i>Tab.1: Funktionalität verschiedener Phenoltypen.....</i>	<i>Seite 21</i>
<i>Tab. 2: Gewählte Verarbeitungsparameter unter Verwendung der entsprechenden Prozessrouten. ....</i>	<i>Seite 38</i>
<i>Tab. 3: Verwendete Wärmebehandlungsparameter.....</i>	<i>Seite 41</i>
<i>Tab. 4: Gegenüberstellung der inneren Muffeltemperatur (Ni/Ni-Cr-Schleppthermoelement) mit der Einstelltemperatur am verwendeten Aggregat. ....</i>	<i>Seite 41</i>
<i>Tab. 5: Gemessene Energieverluste (0,35 T) bei der Somaloy 700 3P-Probe in Abhängigkeit von der Ummagnetisierungsfrequenz sowie Energieverluste des Ferritkerns an Hand der „Korrekturmessung“, Proben gepresst in der Hartmetallmatrize bei 800 MPa und erholungsgeglüht bei 550°C für 15 min nach der DS-Route, Auflagefläche: 160 mm<sup>2</sup>, Probenmasse: 24,58 g.....</i>	<i>Seite 53</i>
<i>Tab. 6: Berechnung der massenspezifischen Kernverluste bei 1,5 T und 1 kHz aus den materialspezifischen Konstanten C<sub>H</sub> und C<sub>EC</sub>.....</i>	<i>Seite 53</i>
<i>Tab. 7: Fließfähigkeit und Füllichte der untersuchten Pulver. ....</i>	<i>Seite 61</i>
<i>Tab. 8: Resultate der RFA-Messung.....</i>	<i>Seite 62</i>
<i>Tab. 9: Isolierschichtbestandteile der untersuchten SMC-Typen. ....</i>	<i>Seite 64</i>
<i>Tab. 10: Bindungsenergien der P2p- und O1s- Zustände, erhalten aus den XPS-Detailspektren, inklusive Vergleich mit den Literaturwerten für FePO<sub>4</sub>. ....</i>	<i>Seite 65</i>
<i>Tab. 11: Bindungsenergien der Si2p-Zustände, erhalten aus den XPS-Detailspektren.....</i>	<i>Seite 67</i>
<i>Tab. 12: Bindungsenergien der Bi4f-Zustände, erhalten aus den XPS-Detailspektren.....</i>	<i>Seite 67</i>
<i>Tab. 13. Bindungsenergien der detektierten P2p und O1s-Zustände von unterschiedlichen Fe+FePO<sub>4</sub>-Proben, inklusive Abgleich mit Datenbankwerten.....</i>	<i>Seite 78</i>
<i>Tab. 14: thermische Ausdehnungskoeffizienten von relevanten Verbindungen im Bereich der untersuchten SMC-Pulver .....</i>	<i>Seite 81</i>
<i>Tab. 15: Massenanteile der oberflächennahen Elemente in den untersuchten SMC-Pulvern, erhalten aus LECO- (C, S, O, N) und ICP-OES-Messungen (P, Si, Bi), Standardabweichungen der Messungen unterhalb von 10% bezogen auf den Mittelwert. ....</i>	<i>Seite 83</i>
<i>Tab. 16: Vorhandener Restsauerstoff in den entsprechenden SMC-Pulvern.....</i>	<i>Seite 84</i>
<i>Tab. 17: Art, Funktion und Herstellungsmethode der einzelnen Isolierschichtbestandteile.....</i>	<i>Seite 86</i>
<i>Tab. 18: Ideale Entwachsungs/Aktivierungsrouten. ....</i>	<i>Seite 87</i>
<i>Tab. 19: Darstellung der Standardparameter der Basis-Route. ....</i>	<i>Seite 96</i>
<i>Tab. 20: Dichte und magnetische Sättigung der SMC-Komponenten, hergestellt nach der Standard-Route im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize (800 MPa und 25°C, Double Step-Methode). ....</i>	<i>Seite 97</i>
<i>Tab. 21: Darstellung der Wärmebehandlungsparameter, die bei einer Ummagnetisierungsfrequenz von 1 kHz zu den minimalen Kernverlusten führten (Proben hergestellt nach den Standardparametern). ....</i>	<i>Seite 101</i>

<i>Tab. 22: Ergebnisse des Linienschnittverfahrens zur Ermittlung der mittleren Gefügekorngrößen. ....</i>	<i>Seite 106</i>
<i>Tab. 23: Darstellung der Parameter der modifizierten Standard-Route (Verwendung der Single Step-Methode) zur Herstellung der kompakten SMC-Proben.....</i>	<i>Seite 110</i>
<i>Tab. 24: Darstellung der Parameter der modifizierten Basis-Route (Variation des Pressdrucks) zur Herstellung der kompakten SMC-Proben. ....</i>	<i>Seite 116</i>
<i>Tab. 25: Darstellung der Wärmebehandlungsparameter, die bei einer Ummagnetisierungsfrequenz von 1 kHz zu den minimalen Kernverlusten führten (Proben hergestellt nach den Standardparametern unter Verwendung des Warmpresswerkzeugs mit Stahlmatrize). ....</i>	<i>Seite 122</i>
<i>Tab. 26: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Warmpressens.....</i>	<i>Seite 125</i>
<i>Tab. 27: Berechnete Hystereseverluste aus den Trendlinien in Abb. 90, Proben gepresst bei 800 MPa im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize bei unterschiedlichen Temperaturen. ....</i>	<i>Seite 127</i>
<i>Tab. 28: Einfluss gewählter Presstemperaturen auf den Kernverlust der SMC-Komponenten, Proben gepresst bei 800 MPa im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize. ....</i>	<i>Seite 130</i>
<i>Tab. 29: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Heißpressens. ....</i>	<i>Seite 133</i>
<i>Tab. 30: Eigenschaftsprofile der heißgepressten SMC-Komponenten. ....</i>	<i>Seite 134</i>
<i>Tab. 31: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Doppelpressens.....</i>	<i>Seite 136</i>
<i>Tab. 32: Verwendete Parameter (Standardparameter). ....</i>	<i>Seite 142</i>
<i>Tab. 33: Ideale Erholungsparameter für Ummagnetisierungsfrequenzen von 1 kHz.....</i>	<i>Seite 142</i>
<i>Tab. 34: Verwendete Parameter (Variation der WB-Methode). ....</i>	<i>Seite 143</i>
<i>Tab. 35: Übersicht zur Verwendung der Single Step-Methode mit Angabe, inwiefern das Erreichen der minimalen Kernverluste bei 1 kHz ermöglicht wurde.....</i>	<i>Seite 143</i>
<i>Tab. 36: Verwendete Parameter (Reduzierung des Pressdrucks). ....</i>	<i>Seite 143</i>
<i>Tab. 37: Verwendete Parameter (Erhöhung der Presstemperatur).....</i>	<i>Seite 144</i>
<i>Tab. 38: Presstemperaturen, welche die minimalen Kernverluste bei 1 kHz sicherstellten. ....</i>	<i>Seite 145</i>
<i>Tab. 39: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Heißpressens. ....</i>	<i>Seite 145</i>
<i>Tab. 40: Verwendete Verarbeitungsparameter im Zuge des Doppelpressens.....</i>	<i>Seite 145</i>

## Abkürzungen

$C_H$ .....	Flussdichteabhängige Hysteresekonstante
$C_{EC}$ .....	Flussdichteabhängige Wirbelstromkonstante
$k_H$ .....	Flussdichteunabhängige Hysteresekonstante
$k_{EC}$ .....	Flussdichteunabhängige Wirbelstromkonstante
$f$ .....	Ummagnetisierungsfrequenz
$P_H$ .....	Hystereseverluste [W/kg]
$P_{EC}$ .....	Wirbelstromverluste [W/kg]
$P_C$ .....	Kernverlust [W/kg]
$H_C$ .....	Koerzitivfeldstärke [A/m]
$J_s$ .....	Magnetische Sättigung [ $\mu T \cdot m^3/kg$ ] oder [T]
$R_s$ .....	spezifischer elektrischer Widerstand [ $Ohm \cdot mm^2/m$ ]

## 7. Anhang

*Tab.41: Dichte und magnetische Sättigung der jeweiligen SMC-Komponenten (Basis-Routen), Proben gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize.*

Somaloy 700 3P					
(800 MPa und 25°C, Double Step)					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]	
7,375	7,348	7,346	264,2	1,95	
(800 MPa und 25°C, Single Step)					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	Magn. Sättigung [μT*m <sup>3</sup> /kg]	Magn. Sättigung [T]	
7,375	7,348	7,346	264,2	1,95	
(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)					
Pressdruck [MPa]	Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
400	7,055	7,028	7,027	264,6	1,87
600	7,363	7,335	7,334	265,0	1,92
Somaloy 700 HR3P					
(800 MPa und 25°C, Double Step)					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]	
7,372	7,344	7,343	264,7	1,95	
(800 MPa und 25°C, Single Step)					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	Magn. Sättigung [μT*m <sup>3</sup> /kg]	Magn. Sättigung [T]	
7,372	7,344	7,343	264,7	1,95	
(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)					
Pressdruck [MPa]	Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
400	7,048	7,022	7,020	264,6	1,86
600	7,333	7,306	7,304	265,0	1,91
Somaloy 700 HR5P					
(800 MPa und 25°C, Double Step)					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]	
7,305	7,276	7,265	263,0	1,91	
(800 MPa und 25°C, Single Step)					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	Magn. Sättigung [μT*m <sup>3</sup> /kg]	Magn. Sättigung [T]	
7,305	7,276	7,265	263,0	1,91	
(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)					
Pressdruck [MPa]	Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
400	7,045	7,017	7,007	262,0	1,82
600	7,269	7,240	7,229	262,5	1,89
Somaloy 130i 5P					
(800 MPa und 25°C, Double Step)					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]	
7,264	7,235	7,224	261,4	1,89	
(800 MPa und 25°C, Single Step)					
Dichte-gepresst	Dichte-entwacht	Dichte-erholt	Magn. Sättigung	Magn. Sättigung	

[g/cm <sup>3</sup> ]	[g/cm <sup>3</sup> ]	[g/cm <sup>3</sup> ]	[ $\mu\text{T}^*\text{m}^3/\text{kg}$ ]	[T]	
7,264	7,235	7,224	261,4	1,89	
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)</b>					
Pressdruck [MPa]	Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [ $\mu\text{T}^*\text{m}^3/\text{kg}$ ]	J <sub>s</sub> [T]
400	6,810	6,783	6,773	261,4	1,80
600	7,150	7,122	7,111	261,4	1,87

**Tab.42: Koerzitivfeldstärke, spez. elektrischer Widerstand, Hysterese- und Wirbelstromkonstante der jeweiligen SMC-Komponenten (Basis-Routen), Proben gepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize.**

<b>Somaloy 700 3P</b>				
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>				
Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [ $\Omega^*\text{mm}^2/\text{m}$ ]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	265	4760	3,66E-01	1,40E-04
550°C und 10 min	261	2031	3,60E-01	1,16E-04
600°C und 10 min	228	1551	2,99E-01	1,45E-04
650°C und 10 min	197	6	2,70E-01	3,22E-04
700°C und 10 min	138	5	2,39E-01	7,55E-04
500°C und 15 min	270	4200	3,45E-01	1,62E-04
550°C und 15 min	224	2085	3,20E-01	1,19E-04
600°C und 15 min	209	44	2,76E-01	1,71E-04
650°C und 15 min	156	5	2,20E-01	5,95E-04
700°C und 15 min	140	3	2,39E-01	8,08E-04
500°C und 20 min	254	1425	3,38E-01	1,47E-04
550°C und 20 min	236	657	2,92E-01	1,36E-04
600°C und 20 min	197	59	2,77E-01	2,48E-04
650°C und 20 min	157	5	2,31E-01	7,49E-04
700°C und 20 min	143	3	2,52E-01	1,25E-03
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>				
Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [ $\Omega^*\text{mm}^2/\text{m}$ ]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 20 min	259	776	3,36E-01	1,66E-04
550°C und 20 min	231	548	2,92E-01	1,38E-04
600°C und 20 min	192	22	2,83E-01	4,33E-04
650°C und 20 min	149	4	2,55E-01	1,26E-03
700°C und 20 min	144	2	2,45E-01	2,13E-03
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 550°C 20 min)</b>				
Pressdruck [MPa]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [ $\Omega^*\text{mm}^2/\text{m}$ ]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
400	231	5961	3,36E-01	1,38E-04
600	240	1679	3,07E-01	1,54E-04
<b>Somaloy 700 HR3P</b>				
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>				
Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [ $\Omega^*\text{mm}^2/\text{m}$ ]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	284	3997	3,75E-01	1,43E-04
550°C und 10 min	261	1780	3,40E-01	1,51E-04
600°C und 10 min	249	1126	3,16E-01	1,62E-04
650°C und 10 min	191	18	2,79E-01	6,94E-04
700°C und 10 min	141	10	2,48E-01	1,09E-03
500°C und 15 min	264	9176	3,34E-01	1,60E-04
550°C und 15 min	235	3776	3,05E-01	1,51E-04
600°C und 15 min	203	58	2,61E-01	2,52E-04
650°C und 15 min	156	14	2,22E-01	4,63E-04

700°C und 15 min	149	7	2,13E-01	8,39E-04
500°C und 20 min	260	5036	3,25E-01	1,80E-04
550°C und 20 min	236	420	2,99E-01	1,47E-04
600°C und 20 min	197	35	2,77E-01	5,14E-04
650°C und 20 min	148	10	2,61E-01	1,48E-03
700°C und 20 min	141	6	2,57E-01	1,82E-03
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>				
<b>Erholungsparameter</b>	<b>H<sub>C</sub></b>	<b>R<sub>S</sub></b>	<b>C<sub>H</sub></b>	<b>C<sub>EC</sub></b>
<b>[g/cm<sup>3</sup>]</b>	<b>[A/m]</b>	<b>[Ω*mm<sup>2</sup>/m]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>
500°C und 20 min	244	1230	3,45E-01	1,47E-04
550°C und 20 min	248	499	2,98E-01	1,42E-04
600°C und 20 min	198	36	2,54E-01	3,80E-04
650°C und 20 min	161	17	2,39E-01	1,36E-03
700°C und 20 min	146	6	2,41E-01	2,16E-03
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 550°C und 20 min)</b>				
<b>Pressdruck</b>	<b>H<sub>C</sub></b>	<b>R<sub>S</sub></b>	<b>C<sub>H</sub></b>	<b>C<sub>EC</sub></b>
<b>[MPa]</b>	<b>[A/m]</b>	<b>[Ω*mm<sup>2</sup>/m]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>
400	240	14001	3,40E-01	1,69E-04
600	239	6306	3,20E-01	1,36E-04
<b>Somaloy 700 HR5P</b>				
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>				
<b>Erholungsparameter</b>	<b>H<sub>C</sub></b>	<b>R<sub>S</sub></b>	<b>C<sub>H</sub></b>	<b>C<sub>EC</sub></b>
<b>[g/cm<sup>3</sup>]</b>	<b>[A/m]</b>	<b>[Ω*mm<sup>2</sup>/m]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>
500°C und 10 min	253	314807	3,75E-01	9,18E-05
550°C und 10 min	227	43722	3,54E-01	1,10E-04
600°C und 10 min	199	12599	3,29E-01	1,29E-04
650°C und 10 min	155	2134	2,79E-01	1,49E-04
700°C und 10 min	142	1479	2,55E-01	1,60E-04
750°C und 10 min	145	397	2,26E-01	2,88E-04
800°C und 10 min	142	53	2,19E-01	3,25E-04
500°C und 15 min	262	721454	3,20E-01	1,12E-04
550°C und 15 min	236	496524	2,88E-01	1,47E-04
600°C und 15 min	217	96731	2,77E-01	1,29E-04
650°C und 15 min	168	5539	2,28E-01	1,65E-04
700°C und 15 min	172	1597	2,04E-01	2,09E-04
750°C und 15 min	139	184	2,22E-01	4,50E-04
800°C und 15 min	135	76	2,09E-01	4,54E-04
500°C und 20 min	219	31505	3,42E-01	1,16E-04
550°C und 20 min	217	194974	3,20E-01	1,10E-04
600°C und 20 min	191	5319	2,87E-01	1,47E-04
650°C und 20 min	162	2010	2,21E-01	2,15E-04
700°C und 20 min	161	551	2,17E-01	2,48E-04
750°C und 20 min	132	170	2,19E-01	2,88E-04
800°C und 20 min	137	46	2,22E-01	5,62E-04
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>				
<b>Erholungsparameter</b>	<b>H<sub>C</sub></b>	<b>R<sub>S</sub></b>	<b>C<sub>H</sub></b>	<b>C<sub>EC</sub></b>
<b>[g/cm<sup>3</sup>]</b>	<b>[A/m]</b>	<b>[Ω*mm<sup>2</sup>/m]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>
500°C und 15 min	256	110672	3,20E-01	1,22E-04
550°C und 15 min	234	34463	3,01E-01	1,47E-04
600°C und 15 min	211	4474	2,79E-01	1,65E-04
650°C und 15 min	174	939	2,44E-01	2,17E-04
700°C und 15 min	158	238	2,08E-01	2,44E-04
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 650°C und 15 min)</b>				
<b>Pressdruck</b>	<b>H<sub>C</sub></b>	<b>R<sub>S</sub></b>	<b>C<sub>H</sub></b>	<b>C<sub>EC</sub></b>
<b>[MPa]</b>	<b>[A/m]</b>	<b>[Ω*mm<sup>2</sup>/m]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>	<b>[@ 1,5 T]</b>
400	158	5972	2,72E-01	1,91E-04

600	176	12302	2,59E-01	1,63E-04
<b>Somaloy 130i 5P</b>				
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>				
Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	340	2766939	4,00E-01	7,35E-05
550°C und 10 min	319	334859	3,56E-01	7,35E-05
600°C und 10 min	275	169168	3,43E-01	8,63E-05
650°C und 10 min	271	66176	3,29E-01	9,55E-05
700°C und 10 min	186	6614	2,76E-01	9,18E-05
750°C und 10 min	175	1478	2,49E-01	1,42E-04
800°C und 10 min	178	478	2,47E-01	2,07E-04
500°C und 15 min	300	2887056	3,80E-01	7,16E-05
550°C und 15 min	285	1214808	3,45E-01	8,45E-05
600°C und 15 min	249	2243921	3,18E-01	7,16E-05
650°C und 15 min	194	101764	2,50E-01	9,55E-05
700°C und 15 min	179	12079	2,48E-01	1,05E-04
750°C und 15 min	178	1407	2,52E-01	1,01E-04
800°C und 15 min	184	139	2,31E-01	2,22E-04
500°C und 20 min	302	36952	3,75E-01	7,35E-05
550°C und 20 min	293	38551	3,43E-01	7,35E-05
600°C und 20 min	243	17087	2,90E-01	9,18E-05
650°C und 20 min	194	3717	2,50E-01	9,92E-05
700°C und 20 min	184	1332	2,48E-01	1,03E-04
750°C und 20 min	182	278	2,49E-01	1,99E-04
800°C und 20 min	183	55	2,50E-01	3,17E-04
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>				
Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 15 min	312	4240016	4,00E-01	5,51E-05
550°C und 15 min	291	914808	3,55E-01	8,00E-05
600°C und 15 min	260	24472	3,10E-01	8,82E-05
650°C und 15 min	213	10585	2,70E-01	7,35E-05
700°C und 15 min	185	5580	2,48E-01	9,18E-05
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 650°C und 15 min)</b>				
Pressdruck [MPa]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
400	196	42260	3,60E-01	9,18E-05
600	191	46406	2,53E-01	1,05E-04

**Tab.43: Dichte und magnetische Sättigung der jeweiligen SMC-Komponenten (alternative Routen), Proben warmgepresst (25°C – 120°C) im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize.**

<b>Somaloy 700 3P</b>					
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]	
7,417	7,389	7,387	265,2	1,95	
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>					
Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	Magn. Sättigung [μT*m <sup>3</sup> /kg]	Magn. Sättigung [T]	
7,417	7,389	7,387	265,2	1,95	
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)</b>					
Pressdruck [MPa]	Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
400	7,073	7,046	7,045	264,8	1,87

600	7,352	7,324	7,322	265,1	1,92
<b>(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step)</b>					
<b>Presstemp.</b> [°C]	<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]
40	7,364	7,334	7,332	264,9	1,94
50	7,385	7,356	7,355	264,8	1,95
60	7,400	7,372	7,371	264,4	1,96
70	7,407	7,373	7,372	264,5	1,95
80	7,501	7,476	7,469	264,6	1,98
90	7,566	7,543	7,542	264,7	1,99
100	7,577	7,558	7,557	264,5	1,99
110	7,557	7,535	7,535	264,3	2,00
120	7,590	7,573	7,572	264,3	2,01
<b>Somaloy 700 HR3P</b>					
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>					
<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]	
7,400	7,372	7,370	265,2	1,95	
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>					
<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Magn. Sättigung</b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>Magn. Sättigung</b> [T]	
7,400	7,372	7,370	265,2	1,95	
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)</b>					
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]
400	7,010	6,983	6,982	264,8	1,86
600	7,372	7,344	7,342	265,1	1,91
<b>(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step)</b>					
<b>Presstemp.</b> [°C]	<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]
40	7,406	7,386	7,386	264,2	1,95
50	7,402	7,380	7,380	263,9	1,95
60	7,423	7,401	7,401	263,6	1,95
70	7,431	7,411	7,409	264,0	1,96
80	7,453	7,433	7,436	264,0	1,96
90	7,511	7,492	7,492	263,7	1,98
100	7,522	7,502	7,502	263,8	1,98
110	7,527	7,508	7,508	263,7	1,98
120	7,532	7,508	7,508	263,8	1,98
<b>Somaloy 700 HR5P</b>					
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>					
<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]	
7,350	7,322	7,308	263,1	1,91	
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>					
<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Magn. Sättigung</b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>Magn. Sättigung</b> [T]	
7,350	7,322	7,308	263,1	1,91	
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)</b>					
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>Dichte-gepresst</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-entwacht</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>Dichte-erholt</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]
400	6,997	6,971	6,959	262,5	1,82
600	7,320	7,292	7,280	262,2	1,89
<b>(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step)</b>					
<b>Presstemp.</b>	<b>Dichte-gepresst</b>	<b>Dichte-entwacht</b>	<b>Dichte-erholt</b>	<b>J<sub>s</sub></b>	<b>J<sub>s</sub></b>

[°C]	[g/cm <sup>3</sup> ]	[g/cm <sup>3</sup> ]	[g/cm <sup>3</sup> ]	[μT*m <sup>3</sup> /kg]	[T]
40	7,347	7,323	7,311	262,5	1,92
50	7,343	7,317	7,305	262,7	1,92
60	7,354	7,328	7,317	262,7	1,92
70	7,377	7,350	7,339	262,5	1,93
80	7,388	7,361	7,349	263,0	1,93
90	7,396	7,370	7,360	262,9	1,94
100	7,405	7,379	7,369	262,7	1,94
110	7,420	7,394	7,384	262,9	1,94
120	7,418	7,389	7,379	262,7	1,94

**Somaloy 130i 5P****(800 MPa und 25°C, Double Step)**

Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
7,258	7,229	7,218	261,4	1,89

**(800 MPa und 25°C, Single Step)**

Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	Magn. Sättigung [μT*m <sup>3</sup> /kg]	Magn. Sättigung [T]
7,258	7,229	7,218	261,4	1,89

**(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step)**

Pressdruck [MPa]	Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
400	6,939	6,911	6,901	261,4	1,80
600	7,202	7,173	7,163	261,4	1,87

**(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step)**

Presstemp. [°C]	Dichte-gepresst [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-entwacht [g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte-erholt [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
40	7,332	7,303	7,291	262,0	1,91
50	7,346	7,319	7,305	260,4	1,90
60	7,352	7,323	7,310	260,8	1,91
70	7,365	7,336	7,324	261,0	1,91
80	7,385	7,355	7,344	260,9	1,92
90	7,390	7,361	7,350	261,1	1,92
100	7,400	7,370	7,359	260,5	1,92
110	7,401	7,372	7,364	261,5	1,93
120	7,401	7,372	7,361	261,8	1,93

**Tab.44: Koerzitivfeldstärke, spez. elektrischer Widerstand, Hysterese- und Wirbelstromkonstante der jeweiligen SMC-Komponenten (alternative Routen), Proben warmgepresst (25°C – 120°C) im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize**

**Somaloy 700 3P****(800 MPa und 25°C, Double Step)**

Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	271	2559	3,67E-01	1,95E-04
550°C und 10 min	270	1468	3,66E-01	1,84E-04
600°C und 10 min	220	408	3,42E-01	1,97E-04
650°C und 10 min	187	8	3,33E-01	2,20E-03
700°C und 10 min	146	5	3,10E-01	2,39E-03
500°C und 15 min	258	1452	3,56E-01	2,08E-04
550°C und 15 min	250	1095	3,25E-01	1,84E-04
600°C und 15 min	202	111	2,94E-01	4,52E-04
650°C und 15 min	165	4	3,10E-01	1,84E-03
700°C und 15 min	152	3	3,13E-01	3,86E-03
500°C und 20 min	254	1640	3,51E-01	2,24E-04
550°C und 20 min	246	140	3,27E-01	2,87E-04

600°C und 20 min	187	12	3,09E-01	1,20E-03
650°C und 20 min	153	3	3,09E-01	2,94E-03
700°C und 20 min	142	3	3,04E-01	2,20E-03
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>				
<b>Erholungsparameter</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>H<sub>C</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>S</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	<b>C<sub>H</sub></b> [@ 1,5 T]	<b>C<sub>EC</sub></b> [@ 1,5 T]
500°C und 15 min	261	736	3,67E-01	2,76E-04
550°C und 15 min	224	195	3,32E-01	3,34E-04
600°C und 15 min	209	25	2,99E-01	6,41E-04
650°C und 15 min	160	2	3,11E-01	3,86E-03
700°C und 15 min	145	2	3,09E-01	6,72E-03
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 550°C 15 min)</b>				
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>H<sub>C</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>S</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	<b>C<sub>H</sub></b> [@ 1,5 T]	<b>C<sub>EC</sub></b> [@ 1,5 T]
400	254	2385	3,88E-01	2,74E-04
600	254	1081	3,45E-01	1,82E-04
<b>(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step bei 550°C 15 min)</b>				
<b>Presstemp.</b> [°C]	<b>H<sub>C</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>S</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	<b>C<sub>H</sub></b> [@ 1,5 T]	<b>C<sub>EC</sub></b> [@ 1,5 T]
40	249	1095	3,34E-01	2,15E-04
50	255	634	3,34E-01	2,64E-04
60	255	449	3,38E-01	2,94E-04
70	249	238	3,31E-01	3,12E-04
80	249	170	3,38E-01	3,71E-04
90	227	133	3,27E-01	6,39E-04
100	241	43	3,54E-01	5,62E-04
110	225	62	3,25E-01	9,28E-04
120	233	20	3,28E-01	1,01E-03
<b>Somaloy 700 HR3P</b>				
<b>(800 MPa und 25°C, Double Step)</b>				
<b>Erholungsparameter</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>H<sub>C</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>S</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	<b>C<sub>H</sub></b> [@ 1,5 T]	<b>C<sub>EC</sub></b> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	270	5559	3,81E-01	1,84E-04
550°C und 10 min	265	2046	3,69E-01	1,97E-04
600°C und 10 min	219	736	3,38E-01	1,98E-04
650°C und 10 min	194	21	2,81E-01	8,43E-04
700°C und 10 min	150	11	2,74E-01	1,29E-03
500°C und 15 min	255	6848	3,66E-01	2,19E-04
550°C und 15 min	245	853	3,23E-01	2,02E-04
600°C und 15 min	193	208	2,85E-01	3,21E-04
650°C und 15 min	155	14	2,61E-01	1,46E-03
700°C und 15 min	142	8	2,61E-01	2,13E-03
500°C und 20 min	242	1640	3,21E-01	2,55E-04
550°C und 20 min	236	156	3,07E-01	3,16E-04
600°C und 20 min	184	19	2,85E-01	1,28E-03
650°C und 20 min	151	8	2,65E-01	2,47E-03
700°C und 20 min	143	5	2,59E-01	3,81E-03
<b>(800 MPa und 25°C, Single Step)</b>				
<b>Erholungsparameter</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>H<sub>C</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>S</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	<b>C<sub>H</sub></b> [@ 1,5 T]	<b>C<sub>EC</sub></b> [@ 1,5 T]
500°C und 15 min	257	1482	3,58E-01	3,12E-04
550°C und 15 min	230	543	3,25E-01	3,93E-04
600°C und 15 min	202	28	2,88E-01	7,71E-04
650°C und 15 min	162	10	2,61E-01	1,92E-03
700°C und 15 min	146	5	2,60E-01	3,18E-03
<b>(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 550°C und 15 min)</b>				

Pressdruck [MPa]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
400	259	1123	3,60E-01	2,19E-04
600	259	862	3,47E-01	2,26E-04

**(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step)**

Presstemp. [°C]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
40	249	356	3,31E-01	3,01E-04
50	240	424	3,34E-01	2,55E-04
60	234	305	3,40E-01	2,59E-04
70	250	184	3,32E-01	3,05E-04
80	229	304	3,25E-01	3,93E-04
90	236	76	3,25E-01	7,44E-04
100	230	49	3,29E-01	7,73E-04
110	235	36	3,20E-01	7,16E-04
120	235	35	3,29E-01	7,93E-04

**Somaloy 700 HR5P****(800 MPa und 25°C, Double Step)**

Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	266	280939	3,95E-01	1,19E-04
550°C und 10 min	247	63345	3,54E-01	1,62E-04
600°C und 10 min	225	11868	3,09E-01	1,80E-04
650°C und 10 min	207	3238	2,94E-01	1,65E-04
700°C und 10 min	146	321	2,58E-01	3,62E-04
500°C und 15 min	253	102965	3,63E-01	1,52E-04
550°C und 15 min	233	18240	3,66E-01	1,69E-04
600°C und 15 min	209	9125	2,98E-01	1,78E-04
650°C und 15 min	175	1120	2,52E-01	2,74E-04
700°C und 15 min	151	571	2,26E-01	2,64E-04
500°C und 20 min	215	20437	3,57E-01	1,49E-04
550°C und 20 min	222	30622	3,34E-01	1,58E-04
600°C und 20 min	192	4902	3,05E-01	1,84E-04
650°C und 20 min	168	433	2,37E-01	4,43E-04
700°C und 20 min	149	440	2,09E-01	2,98E-04

**(800 MPa und 25°C, Single Step)**

Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	270	11827	3,90E-01	1,54E-04
550°C und 10 min	251	553	3,56E-01	2,00E-04
600°C und 10 min	223	2289	3,20E-01	1,74E-04
650°C und 10 min	200	197	2,90E-01	3,12E-04
700°C und 10 min	151	98	2,63E-01	6,08E-04

**(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 650°C und 10 min)**

Pressdruck [MPa]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
400	211	889	3,14E-01	2,55E-04
600	220	645	2,96E-01	2,31E-04

**(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step bei 650°C und 15 min)**

Presstemp. [°C]	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
40	212	8554	3,16E-01	1,62E-04
50	218	2452	3,01E-01	1,84E-04
60	207	10665	2,92E-01	1,55E-04
70	231	1550	2,98E-01	2,00E-04
80	209	1584	2,96E-01	2,00E-04

90	210	1611	3,01E-01	1,91E-04
100	215	1172	3,10E-01	2,57E-04
110	216	399	2,98E-01	3,67E-04
120	212	146	3,05E-01	2,98E-04

**Somaloy 130i 5P****(800 MPa und 25°C, Double Step)**

Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 10 min	342	93341	4,15E-01	6,98E-05
550°C und 10 min	300	52599	4,00E-01	1,05E-04
600°C und 10 min	299	33975	3,43E-01	1,10E-04
650°C und 10 min	289	37489	3,42E-01	1,27E-04
700°C und 10 min	211	2632	3,25E-01	1,19E-04
500°C und 15 min	288	89871	4,15E-01	9,00E-05
550°C und 15 min	279	34333	3,58E-01	1,07E-04
600°C und 15 min	249	52633	3,27E-01	1,14E-04
650°C und 15 min	202	4317	3,07E-01	1,29E-04
700°C und 15 min	185	1719	3,07E-01	1,56E-04
500°C und 20 min	291	81321	3,84E-01	9,92E-05
550°C und 20 min	260	133396	3,45E-01	9,37E-05
600°C und 20 min	229	30217	3,18E-01	1,30E-04
650°C und 20 min	207	4999	3,07E-01	1,29E-04
700°C und 20 min	215	858	2,96E-01	1,78E-04

**(800 MPa und 25°C, Single Step)**

Erholungsparameter [g/cm <sup>3</sup> ]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
500°C und 15 min	288	67213	4,22E-01	7,90E-05
550°C und 15 min	279	17621	3,90E-01	7,70E-05
600°C und 15 min	249	10827	3,40E-01	1,29E-04
650°C und 15 min	202	1324	3,30E-01	1,57E-04
700°C und 15 min	185	726	3,18E-01	1,81E-04

**(400 MPa – 600 MPa und 25°C, Double Step bei 650°C und 15 min)**

Pressdruck [MPa]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
400	204	5047	3,45E-01	1,45E-04
600	196	5536	3,36E-01	1,43E-04

**(800 MPa und 40°C – 120°C, Double Step bei 650°C und 15 min)**

Presstemp. [°C]	H <sub>C</sub> [A/m]	R <sub>S</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
40	203	5775	3,21E-01	1,19E-04
50	189	2451	2,94E-01	1,47E-04
60	203	3360	3,18E-01	1,29E-04
70	189	2759	3,16E-01	1,16E-04
80	195	1490	3,07E-01	1,58E-04
90	188	1138	3,03E-01	1,65E-04
100	196	2582	3,18E-01	1,36E-04
110	197	1380	3,16E-01	1,67E-04
120	189	2019	3,01E-01	1,56E-04

**Tab.45: Dichte und magnetische Sättigung der jeweiligen SMC-Komponenten (alternative Routen), Proben heißgepresst (500°C – 550°C) im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize.**

<b>Somaloy 700 3P-0,1% Lub</b>			
<b>Gepresst bei 500°C</b>			
Pressdruck [MPa]	Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
400	7,539	271,1	2,04

500	7,627	271,5	2,07
600	7,725	271,3	2,10
<b>Somaloy 700 3P-0,1% Lub</b>			
<b>Gepresst bei 550°C</b>			
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>Dichte</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]
400	7,569	271,8	2,06
500	7,657	271,5	2,08
600	7,761	271,5	2,11
<b>Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub</b>			
<b>Gepresst bei 500°C</b>			
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>Dichte</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]
400	7,420	271,7	2,02
500	7,526	271,3	2,04
600	7,641	271,5	2,07
<b>Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub</b>			
<b>Gepresst bei 550°C</b>			
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>Dichte</b> [g/cm <sup>3</sup> ]	<b>J<sub>s</sub></b> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	<b>J<sub>s</sub></b> [T]
400	7,550	271,3	2,05
500	7,659	271,4	2,08
600	7,703	271,3	2,09

**Tab.46: Koerzitivfeldstärke und spez. elektrischer Widerstand der jeweiligen SMC-Komponenten (alternative Routen), Proben heißgepresst (500°C – 550°C) im Warmpresswerkzeug mit Stahlmatrize.**

<b>Somaloy 700 3P-0,1% Lub</b>			
<b>Gepresst bei 500°C</b>			
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>H<sub>c</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>s</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	
400	242	0,318	
500	244	0,337	
600	253	0,428	
<b>Gepresst bei 550°C</b>			
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>H<sub>c</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>s</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	
400	249	0,319	
500	235	0,203	
600	239	0,137	
<b>Somaloy 700 HR5P-0,2% Lub</b>			
<b>Gepresst bei 500°C</b>			
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>H<sub>c</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>s</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	
400	271	0,316	
500	257	0,309	
600	254	0,380	
<b>Gepresst bei 550°C</b>			
<b>Pressdruck</b> [MPa]	<b>H<sub>c</sub></b> [A/m]	<b>R<sub>s</sub></b> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	
400	236	0,202	
500	229	0,286	
600	245	0,123	

**Tab.47: Dichte und magnetische Sättigung der jeweiligen SMC-Komponenten (alternative Routen), Proben doppelgepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize.**

Somaloy 700 3P		
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (550°C 10 min)		
Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
7,630	263,3	2,01
Somaloy 700 HR3P		
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (550°C 10 min)		
Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
7,620	263,3	2,01
Somaloy 700 HR5P		
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (650°C 10 min)		
Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
7,516	262,0	1,97
Somaloy 130i 5P		
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (650°C 10 min)		
Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	J <sub>s</sub> [μT*m <sup>3</sup> /kg]	J <sub>s</sub> [T]
7,359	261,2	1,922

**Tab.48: Koerzitivfeldstärke, spez. elektrischer Widerstand, Hysterese- und Wirbelstromkonstante der jeweiligen SMC-Komponenten (alternative Routen), Proben doppelgepresst im Kaltpresswerkzeug mit Hartmetallmatrize.**

Somaloy 700 3P				
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (550°C 10 min)				
Richtung des magnetischen Flusses	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
Scherfläche	261	95	3,01E-01	1,52E-04
Stempelfläche			4,36E-01	5,07E-04
Somaloy 700 HR3P				
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (550°C 10 min)				
Richtung des magnetischen Flusses	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
Scherfläche	258	138	3,29E-01	1,71E-04
Stempelfläche			4,17E-01	3,80E-04
Somaloy 700 HR5P				
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (650°C 10 min)				
Richtung des magnetischen Flusses	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
Scherfläche	192	102	2,72E-01	1,51E-04
Stempelfläche			2,80E-01	4,43E-04
Somaloy 130i 5P				
Doppelgepresst (2x 800 MPa bei 25°C) und erholt (650°C 10 min)				
Richtung des magnetischen Flusses	H <sub>c</sub> [A/m]	R <sub>s</sub> [Ω*mm <sup>2</sup> /m]	C <sub>H</sub> [@ 1,5 T]	C <sub>EC</sub> [@ 1,5 T]
Scherfläche	238	306	3,12E-01	7,16E-05
Stempelfläche			3,86E-01	1,51E-04

# Kevin Ouda

28.Mai 1992

Haydngasse 9  
7222 Rohrbach

T +43 676/9632320  
E kevin.ouda@gmx.net



## Berufserfahrung

09/2017 – 09/2020

### **Projektassistent, TU Wien, Wien, Österreich**

Selbstständige Organisation und Betreuung von Messen und Kundenevents, Aufbereitung von Sales- und Marketing-Materialien

## Ausbildung

09/2017 –

### **Doktoratsstudium der technischen Wissenschaften, TU Wien**

Dissertation: Soft Magnetic Composites (SMC) – Vom Rohstoff zum Prozess

11/2015 – 07/2017

### **Masterstudium der Technischen Chemie, TU Wien**

Spezialisierung: Hochleistungswerkstoffe  
Diplomarbeit: Magnetische Bestimmung von Restaustenit in unterschiedlich legierten Stählen

10/2011 – 11/2015

### **Bachelorstudium der Technischen Chemie, TU Wien**

09/2002 – 06/2010

### **BG/BRG Mattersburg**

09/1998 – 06/2002

### **Volksschule Rohrbach**

## Kenntnisse

**ECDL Computerführerschein**

## Sprachen

**Führerschein Klasse B**

**Deutsch**

**Englisch**

**Spanisch**

## Publikationen und Awards

**Magnetic measurement of retained austenite in sintered steels – benefits and limitations, Powder Metallurgy Vol.61, No. 5 (2018)**

**1st prize in the EPMA master thesis award 2018 sponsored by Höganäs AB, Bilbao, Spain**