



UNIVERSITÄT
BAYREUTH

Ceramic
Materials
Engineering

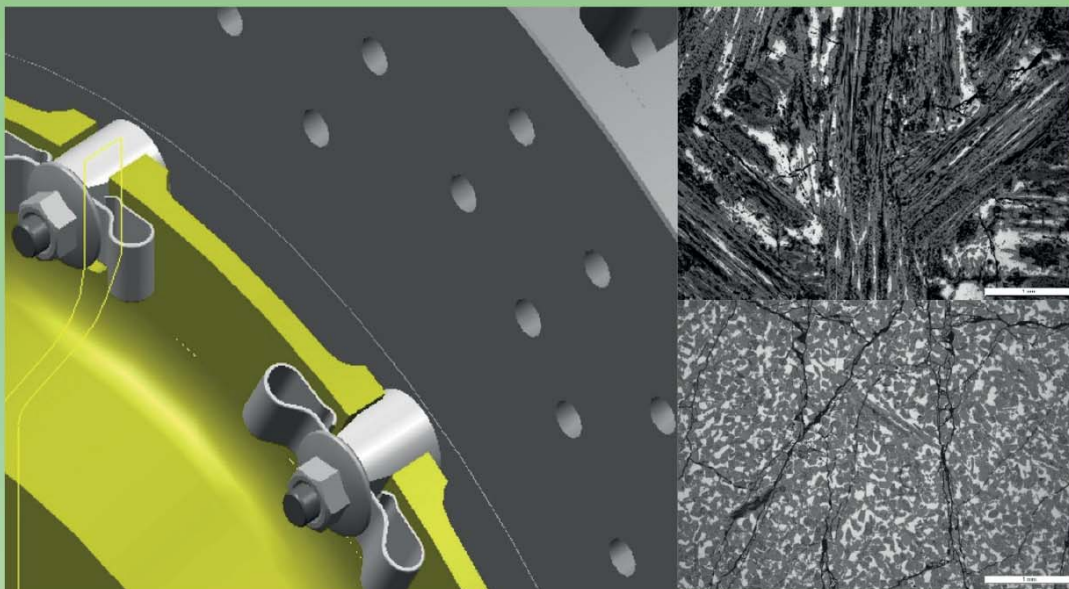


Schriftenreihe Keramische Werkstoffe
Lehrstuhl Keramische Werkstoffe
Herausgeber Prof. Dr.-Ing. Walter Krenkel

Band 14

Ralph Renz

**Entwicklung
eines Werkstoff- und Bauweisenkonzepts
für keramische Verbundbrems Scheiben**



Cuvillier Verlag Göttingen
Internationaler wissenschaftlicher Fachverlag



Schriftenreihe Keramische Werkstoffe
Lehrstuhl Keramische Werkstoffe

Herausgeber Prof. Dr.-Ing. Walter Krenkel

Band 14





Entwicklung eines Werkstoff- und Bauweisenkonzepts für keramische Verbundbrems scheiben

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften
der Universität Bayreuth
zur Erlangung der Würde eines
Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation

von
Dipl.-Ing. Ralph Renz
aus
Sindelfingen

Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. Walter Krenkel
Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. Uwe Glatzel
Tag der mündlichen Prüfung: 20. Juni 2018

Lehrstuhl Keramische Werkstoffe
Universität Bayreuth
2018



Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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

1. Aufl. - Göttingen: Cuvillier, 2018
Zugl.: Bayreuth, Univ., Diss., 2018

© CUVILLIER VERLAG, Göttingen 2018
Nonnenstieg 8, 37075 Göttingen
Telefon: 0551-54724-0
Telefax: 0551-54724-21
www.cuvillier.de

Alle Rechte vorbehalten. Ohne ausdrückliche Genehmigung des Verlages ist es nicht gestattet, das Buch oder Teile daraus auf fotomechanischem Weg (Fotokopie, Mikrokopie) zu vervielfältigen.

1. Auflage, 2018

Gedruckt auf umweltfreundlichem, säurefreiem Papier aus nachhaltiger Forstwirtschaft.

ISBN 978-3-7369-9914-5
eISBN 978-3-7369-8914-6



DANKSAGUNG

Die vorliegende Arbeit entstand in Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl Keramische Werkstoffe der Universität Bayreuth im Auftrag der Dr. Ing. h.c. F. Porsche AG und mit freundlicher Unterstützung der Brembo SGL Carbon Ceramic Brakes GmbH.

Zum Gelingen dieser Arbeit haben viele Personen beigetragen, bei denen ich mich an dieser Stelle recht herzlich bedanken möchte.

Besonderen Dank gilt

- meiner lieben Familie Doris, Lisa und Robin sowie meinen Eltern für ihr Verständnis und ihre Geduld in den vergangenen Jahren der Promotionserstellung,
- Herrn Professor Walter Krenkel für seine Tätigkeit als Erstgutachter und für seine Anregungen und wissenschaftlichen Ratschläge,
- Herrn Professor Uwe Glatzel für seine Tätigkeit als Zweitgutachter,
- Herrn Rainer Wüst, Herrn Dieter Wagner, Herrn Donatus Neudeck, Herrn Philip Morsey und Herrn Torsten Holzapfel für die Unterstützung und Genehmigung der vorliegenden Arbeit,
- Herrn Dr. Robert Volz und Herrn Gerd Seifert als Förderer meiner Promotion und Person,
- Frau Alisa Mühlmeister, Herrn Dr. Gregor Céspedes-Gonzales, Herrn Alexander Prahst, Herrn Michael Kautenburger, Herrn Christian Wittke, Herrn Thomas Kirschner, Herrn Sergio Carvajal, Herrn Henry Raab (†) und Herrn Gregor Stühler für die intensive, fachliche und vertrauensvolle Zusammenarbeit
- und allen nicht weiter namentlich genannten Personen die mich unterstützt haben.

Sindelfingen, Juni 2018





INHALT

DANKSAGUNG	III
INHALTSVERZEICHNIS	V
SYMBOL- UND ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS	VII
1 EINLEITUNG	1
1.1 Problemstellung und Zielsetzung	1
1.2 Lösungsweg.....	3
2 BREMSSCHEIBEN - STAND DER TECHNIK	6
2.1 Brems Scheibenwerkstoffe	6
2.1.1 Gusseisen mit Lamellengrafit (GJL)	6
2.1.2 Metallische Verbundwerkstoffe auf Aluminiumbasis (Al-MMC)	8
2.1.3 Keramische Verbundwerkstoffe (CMC)	11
2.2 Bauweisen von Scheibenbremsen	22
2.2.1 Massive und einteilige Brems Scheiben.....	22
2.2.2 Brems Scheiben mit Innenkühlung	23
2.2.3 Mehrteilige Bauweisen	24
3 ANALYSE DES HERSTELLUNGSPROZESSES.....	26
3.1 Herstellung der Referenzvariante.....	26
3.1.1 Brems Scheibenring	27
3.1.2 Brems Scheibentopf und Verbindungselemente	30
3.1.3 Montage und Endbearbeitung.....	30
3.1.4 Schwachstellen	30
3.2 Alternative Herstellungsvarianten.....	31
3.2.1 Ausgangsmaterialien	31
3.2.2 Mischungs- und Grünkörperherstellung.....	36
3.2.3 Pyrolyse	38
3.2.4 Fügeprozess	39
3.2.5 Silizierung.....	39
3.2.6 Oxidationsschutz	39
3.2.7 Herstellung Brems Scheibentopf und Verbindungselemente.....	40
3.2.8 Bearbeitung, Verbindungstechnik und Endbearbeitung	40
3.2.9 Vorauswahl Herstellungsvarianten.....	41
4 ANALYSE DES BREMSSYSTEMS.....	42
4.1 Identifikation grundlegender Anforderungen.....	42
4.2 Gesetzesanforderungen	42
4.2.1 Zulassung und Prüfung.....	42
4.2.2 Recyclingfähigkeit.....	43
4.3 Fahrzeugspezifische Auslegung und Bauraumvorgaben	43
4.3.1 Vorfestlegung der Brems Scheibenabmessungen	43
4.3.2 Thermische Auslegung.....	45
4.4 Betriebssichere Konstruktion	49
4.4.1 Festigkeit	49
4.4.2 Thermoschockbeständigkeit	51
4.4.3 Oxidation von C/SiC	52
4.4.4 Korrosion von Metall	52
4.5 Reibwert- und Verschleißanforderungen	53



4.6	Komfortanforderungen.....	55
4.7	Leichtbau und Optik.....	55
4.8	Produktionssicherheit und Wirtschaftlichkeit	56
5	ENTWICKLUNG ALTERNATIVER BREMSSCHEIBENKONZEPTE.....	57
5.1	Bremsscheibenring	58
5.1.1	Alternative Bauweisen des Bremsscheibenrings	61
5.1.2	Werkstoffvarianten Tragkörper	67
5.1.3	Werkstoffvarianten Reibschicht	72
5.2	Bremsscheibentopf	74
5.2.1	Werkstoffvarianten	74
5.2.2	Herstellungsverfahren und Legierungsauswahl.....	75
5.2.3	Integration Feststellbremse Hinterachse.....	79
5.3	Verbindungstechnik	81
5.3.1	Konzepte mit direkter Auflage	81
5.3.2	Konzepte mit Beabstandung.....	83
6	ANALYSEN UND EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN	86
6.1	Konstruktive Gestaltung von Bremsscheibentopf und Verbindungstechnik	86
6.1.1	Bewertung und Variantenauswahl zur prototypischen Herstellung	86
6.1.2	Herstellung ausgewählter Varianten.....	89
6.1.3	Mechanische Eigenschaften	93
6.1.4	Temperaturbelastung	94
6.1.5	Korrosionsuntersuchungen	96
6.2	Werkstoffeigenschaften Bremsscheibenring.....	100
6.2.1	Gefügeuntersuchungen	101
6.2.2	Mechanische Kennwerte	106
6.2.3	Thermophysikalische Kennwerte	111
6.2.4	Oxidationsverhalten.....	114
6.3	Reibwertcharakteristik	117
6.3.1	Einlaufverhalten	117
6.3.2	Druckabhängigkeit	118
6.3.3	Temperaturabhängigkeit.....	118
6.3.4	Modellvorstellung zur Reibwertcharakteristik	119
6.4	Verschleißverhalten.....	120
6.4.1	Faserhaltige Reibschichtvariante.....	120
6.4.2	Faserarme Reibschichtvariante.....	124
6.4.3	Verschleißmodell.....	124
6.5	Bauteilfestigkeit Bremsscheibenring.....	127
6.5.1	Festigkeit im Neuzustand	127
6.5.2	Konstruktive Einflussfaktoren.....	128
6.5.3	Festigkeit nach bremsenspezifischer Belastung	132
6.6	Gesamtkonzept und Diskussion	135
6.6.1	Entwickeltes Gesamtkonzept.....	136
6.6.2	Funktionalität.....	138
6.6.3	Herstellungsaspekte	140
6.6.4	Wirtschaftlichkeit	141
7	ZUSAMMENFASSUNG	143
8	SUMMARY.....	146
9	LITERATURVERZEICHNIS	149
	LEBENS LAUF	164
	PUBLIKATIONEN.....	165



SYMBOL- UND ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS

Lateinische Symbole

<i>Zeichen</i>	<i>Einheit</i>	<i>Bedeutung</i>
a	-	Koordinate in axialer Richtung
A	%	Bruchdehnung
A	mm ²	Fläche
A _p	m ²	projizierte Stirnfläche des Fahrzeugs
b	mm	Breite
c	J/(kg·K)	Wärmekapazität
c _r	-	Rollwiderstandsbeiwert
c _w	-	Luftwiderstandsbeiwert
C _S	W/(m ² ·K ⁴)	Strahlungskonstante
d	mm	Dicke
D	mm	Durchmesser
D _H	mm	hydraulischer Durchmesser
DB	-	Bremskraftverteilungsfaktor
E	N/mm ²	Elastizitätsmodul
E	J	Energie
E _{kin}	J	kinetische Energie
E _{Luft}	J	Energie aus Luftwiderstand
E _{Roll}	J	Energie aus Rollwiderstand
F	N	Kraft
g	m/s ²	Erdbeschleunigung
h	mm	Höhe
HB	-	Brinellhärte
HR	-	Rockwellhärte
HV	-	Vickershärte
K-Zahl	-	Filamentanzahl
K _{IC}	N/mm ^{3/2}	Bruchzähigkeit
l	mm	Länge
L	mm	Auflagerabstand
m	kg	Masse
n	1/min	Drehzahl
Nu	-	Nusselt-Zahl
p	N/mm ²	Druck
Q	J	Wärmemenge
Q̇	W	Wärmestrom
r	mm	Radius
r _{dyn}	mm	dynamischer Radhalbmesser
r	-	Koordinate in radialer Richtung
R	K	1. Thermoschockparameter
R'	W/m	2. Thermoschockparameter
R _m	N/mm ²	Zugfestigkeit
R _{p,x}	N/mm ²	Dehngrenze bei x% Dehnung
s	mm	Durchbiegung
s	m	Weg
T	°C	Temperatur



<i>Zeichen</i>	<i>Einheit</i>	<i>Bedeutung</i>
u	mm	Verschiebung
v	m/s	Geschwindigkeit
W	-	Wirksamkeit

Griechische Symbole

<i>Zeichen</i>	<i>Einheit</i>	<i>Bedeutung</i>
α	1/K	thermischer Ausdehnungskoeffizient
α	W/(m ² ·K)	Wärmeübergangskoeffizient
Δ	-	Differenz
ΔH	kJ/mol	Reaktionsenthalpie
Δs	m	Bremsweg
ε	%	Dehnung
ε	-	Emissionskoeffizient
Φ	%	Porosität
λ	W/(m·K)	Wärmeleitfähigkeit
μ	-	Reibwert
ν	-	Poisson-Zahl
ρ	g/cm ³	Dichte
σ	N/mm ²	Festigkeit, Spannung
τ	N/mm ²	Schubspannung
φ	-	Koordinate in Umfangsrichtung
ϕ	-	Hinterachsbremsanteil
χ	-	Verhältnis der Schwerpunktlage in vertikaler Richtung zum Radstand
Ψ	-	Verhältnis der Schwerpunktlage in Längsrichtung zum Radstand
ω	1/s	Winkelgeschwindigkeit

Indizes

<i>Zeichen</i>	<i>Bedeutung</i>
a	außen
a	in axialer Richtung
A	Anfang
B	Kennwert ermittelt im Biegeversuch
Brems	Kennwert beim Bremsen
BS	Bremsscheibe
D	Kennwert ermittelt im Druckversuch
E	Ende
g	gaseous
i	innen
KKH	Kühlkanalhöhe
l	liquid
max	maximal
r	in radialer Richtung
RB	Reibbelag
RS	Reibschicht
s	solid
S	Kennwert ermittelt im Scherversuch
TK	Tragkörper



<i>Zeichen</i>	<i>Bedeutung</i>
Z	Kennwert ermittelt im Zugversuch
φ	in tangentialer Richtung
II	parallel zur Faserrichtung
\perp	senkrecht zur Faserrichtung

Abkürzungen

<i>Zeichen</i>	<i>Bedeutung</i>
Al	Aluminium
BN	Bornitrid
BSR	Bremsscheibenring
BSR-Bx	Bremsscheibenring-Variante Bauweise Nr. x (x = 1, 2, 3, ...)
BSR-TKx	Bremsscheibenring-Variante Tragkörperwerkstoff Nr. x (x = 1, 2, 3, ...)
BSR-RSx	Bremsscheibenring-Variante Reibschichtwerkstoff Nr. x (x = 1, 2, 3, ...)
BST	Bremsscheibentopf
BST-Vx	Bremsscheibentopf-Variante Nr. x (x = 1, 2, 3, ...)
C	Kohlenstoff
C/C	Kohlenstofffaser verstärkter Kohlenstoff
C/SiC	Kohlenstofffaser verstärktes Siliziumkarbid
C/C-SiC	Siliziuminfiltrierter Kohlenstofffaser verstärkter Kohlenstoff
CH ₄	Methan
CH ₃ SiCl ₃	Methyltrichlorsilan
CFK	Kohlenstofffaser verstärkter Kunststoff
Cl	Chlor
CT	Computertomographie
CMC	Ceramic Matrix Composites
CO	Kohlenmonoxid
CO ₂	Kohlendioxid
Cr	Chrom
Cu	Kupfer
CVD	Chemical Vapor Deposition
CVI	Chemical Vapor Infiltration
DIN	Deutsches Institut für Normung
DSC	Digital Scanning Calorimetry
ECE	Economic Commission for Europe
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
EU	Europäische Union
F	Gusszustand
F-CVI	Forced Chemical Vapor Infiltration
Fe	Eisen
FEA	Finite-Elemente-Analyse
FMB	Faser/Matrix-Bindung
GJL (GG)	Grauguss mit Lamellengrafit
h-BN	hexagonales Bornitrid
H	Wasserstoff
HA	Hinterachse
HAL	Hinterachse links
HAR	Hinterachse rechts
HM	High Modulus
HT	High Tenacity
HTT	High Temperature Treatment



<i>Zeichen</i>	<i>Bedeutung</i>
I-CVI	Isothermal Chemical Vapor Infiltration
IM	Intermediate Modulus
K	Kokillenguss
KF	Kurzfaser
LF	Langfaser
LPI	Liquid Polymer Infiltration
LSI	Liquid Silicon Infiltration
Mg	Magnesium
MMC	Metal Matrix Composites
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
N	Stickstoff
NaCl	Natriumchlorid
Ni	Nickel
NVH	Noise Vibration Harshness
O	Sauerstoff
O ₂	Sauerstoffgas
PAN	Polyacrylnitril
PKW	Personenkraftwagen
PVA	Polyvinylalkohol
REM	Rasterelektronenmikroskop
RS	Reibschicht
RSx	Reibschicht-Variante Nr. x (x = 1, 2, 3, ...)
S	Schwefel
S	Sandguss
SBD	Schleuderberstdrehzahl
Si	Silizium
SiC	Siliziumkarbid
SiCN	Siliziumcarbonitrid
SiSiC	Siliziuminfiltriertes Siliziumkarbid
SUV	Sport Utility Vehicle
T6	Werkstoffzustand: lösungsgeglüht, abgeschreckt und warmausgelagert
T64	Werkstoffzustand: lösungsgeglüht, abgeschreckt und nicht vollständig warmausgelagert
T73	Werkstoffzustand: lösungsgeglüht und überhärtet (warmausgelagert)
TAK	thermischer Ausdehnungskoeffizient
TGS	Topfgegenseite
Ti	Titan
TK	Tragkörper
TKx	Tragkörper-Variante Nr. x (x = 1, 2, 3, ...)
TS	Topfseite
UD	unidirektional
UHM	Ultra High Modulus
V	Vanadium
VA	Vorderachse
VAL	Vorderachse links
VAR	Vorderachse rechts
VDA	Verband der Automobilindustrie
VBT	Verbindungstechnik
VBT-Vx	Verbindungstechnik-Variante Nr. x (x = 1, 2, 3, ...)
z.GG	zulässiges Gesamtgewicht
Z _{x-y}	Zielkonflikt Einzelfunktionen Nr. x und Nr. y (x = 1, 2, 3, ...; y = 1, 2, 3, ...)
Zn	Zink



1 EINLEITUNG

Innovative Werkstoffe spielen eine zentrale Rolle im modernen Fahrzeugbau und leisten einen wichtigen Beitrag für den automobilen Leichtbau. Leichte Strukturbauteile sind die Grundlage zur Reduktion der über Jahrzehnte stetig gestiegenen Fahrzeuggewichte und zur Erzielung bestmöglicher Fahrleistungen bei reduziertem Verbrauch. Der Einsatz von Verbundwerkstoffen ist ein vieldiskutierter Ansatz zum Leichtbau. Neben den klassischen polymeren und metallischen Verbundwerkstoffen bieten auch faserverstärkte Keramiken aufgrund ihrer geringen Dichte ein hohes Leichtbaupotenzial. In Kombination mit ihrer hohen Härte, Temperatur- und Thermoschockbeständigkeit ist diese Werkstoffklasse prädestiniert für den Einsatz als leistungsfähiger Bremsscheibenwerkstoff.

Keramische Verbundbremsscheiben aus Kohlenstofffaser verstärktem Siliziumkarbid (C/SiC) sind, seit ihrer Markteinführung im Jahr 2001, aufgrund ihres deutlich geringeren Gewichts gegenüber metallischen Gussbremsscheiben und ihrer hohen Leistungsfähigkeit vor allem im prestigeträchtigen Sportwagensegment Stand der Technik und finden zunehmend Anwendung in hochmotorisierten und komfortbetonten Oberklasselimousinen und Sport Utility Vehicles (SUV). Einer weiteren Verbreitung stehen jedoch die hohen Kosten sowie das Fehlen einer großserientauglichen Herstellungstechnik entgegen. Für beide Aspekte sollen in dieser Arbeit Lösungen erarbeitet werden.

1.1 Problemstellung und Zielsetzung

Im Fahrzeugbau werden heute überwiegend Bremsscheiben aus Grauguss eingesetzt. Diese sind, wegen der sehr hohen Fertigungsstückzahlen von mehreren Millionen Stück pro Jahr, der einfachen Herstellungstechnik, geringer Rohmaterialpreise und eines geringen Qualitätssicherungsaufwands, kostengünstig herstellbar. Die hohen Kosten keramischer Verbundbremsscheiben resultieren aus den verwendeten und in einer Vielzahl von Prozessschritten konditionierten Kohlenstofffasern, dem aufwändigen Formgebungs- und Herstellungsprozess, den geringen Stückzahlen und eines derzeit noch sehr hohen manuellen Aufwands in der Fertigung. Ein weiterer Kostentreiber ist der notwendige Qualitätssicherungsaufwand der vielzähligen Prozessschritte zur Gewährleistung einer hohen Bauteilqualität.

Der Schlüssel für eine weitere Marktdurchdringung von keramischen Verbundbremsscheiben ins kostensensitivere aber stückzahlattraktivere Mittelklassesegment liegt jedoch nicht nur in einer deutlichen Senkung der Herstellungskosten. Konstruktionsrichtlinien, Methoden zur Auslegung und Berechnung sowie neue Konzepte zur effizienten Bauteilprüfung müssen erarbeitet und standardisiert werden. Dabei bildet die Kenntnis der Wechselwirkungen zwischen Werkstoff, Herstellungsverfahren und Bremsscheibenkonstruktion die Grundlage zur Entwicklung kostenreduzierter und stückzahlfähiger Bremsscheibenkonzepte.

Während die bisherigen wissenschaftlichen Arbeiten sich vor allem auf Grundlagenentwicklungen zu Werkstoffen und Herstellungsverfahren konzentrierten, soll in dieser Arbeit,



ausgehend von der in Abbildung 1-1 dargestellten Referenzvariante, ein hierzu alternatives Werkstoff- und Bauweisenkonzept für eine stückzahlfähige Serienherstellung keramischer Verbundbremscheiben für den Einsatz in leistungsfähigen Straßenfahrzeugen entwickelt werden. Neben den technischen Anforderungen ist auch die Wirtschaftlichkeit zu berücksichtigen. Sie ist die Grundlage um als Serienbestückung neue stückzahlattraktivere Fahrzeugsegmente zu erschließen.

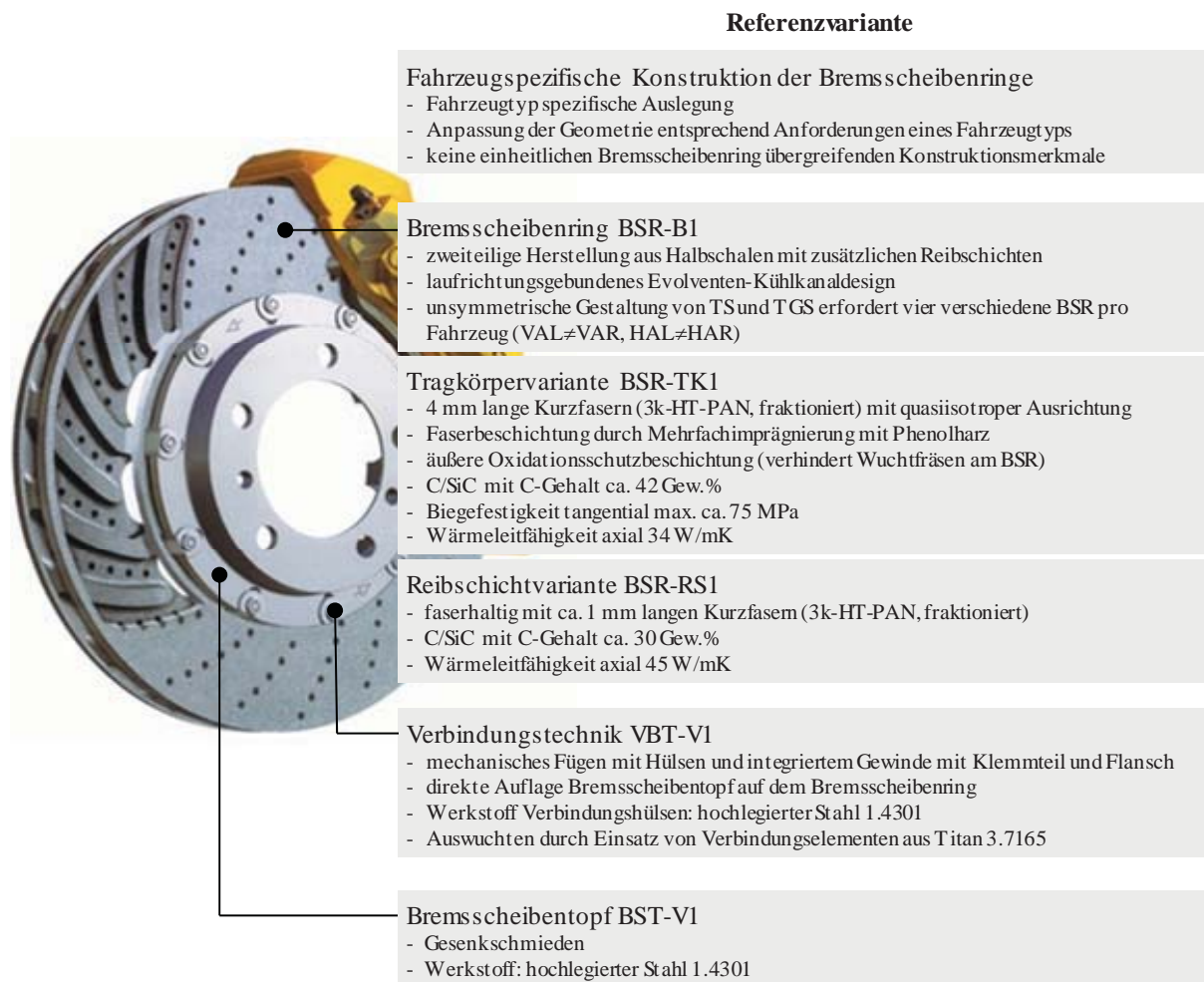


Abbildung 1-1: Referenzvariante in mehrteiliger Bauweise, bestehend aus dem Bremscheibenring, dem Bremscheibentopf und einzelnen Verbindungselementen.

Die Referenzvariante ist in einer mehrteiligen Bauweise, bestehend aus dem innenbelüfteten Bremscheibenring (BSR, Variante B1), dem Bremscheibentopf aus hochlegiertem Stahl (BST, Variante V1) und der notwendigen Verbindungstechnik (VBT, Variante V1), ausgeführt.

Charakteristisch für die Referenzvariante ist, dass die Auslegung, Konstruktion und Geometrie der Einzelteile fahrzeugspezifisch erfolgt. Dadurch ist die Referenzvariante zwar optimal an das jeweilige Fahrzeug angepasst, jedoch erfordert dies einen hohen Aufwand bei der Entwicklung und Herstellung von Bremscheiben über mehrere Fahrzeugderivate und



-klassen hinweg. Im Rahmen der Arbeit soll daher ein alternatives Konzept zur Variantenreduktion mit fahrzeugübergreifenden Konstruktionsmerkmalen erarbeitet werden.

Für eine wirtschaftliche Serienherstellung ist auch eine an hohe Stückzahlen angepasste Herstellungstechnologie für den BSR zu entwickeln. Hauptproblematik bei der Herstellung der Referenzvariante ist die Vielzahl an einzelnen Prozessschritten sowie die Verwendung kostenintensiver Rohstoffe. Da sich bisher nur das Flüssigsilizierverfahren zur Herstellung innenbelüfteter keramischer Brems scheibenringe für Straßenfahrzeuge etabliert hat, sollen sich die Betrachtungen ausschließlich auf dieses Verfahren fokussieren.

Die für den BSR verwendeten Werkstoffe der Referenzvariante für den Tragkörper (TK, Variante TK1) und die beidseitig aufgetragenen Reibschichten (RS, Variante RS1) sollen dahingehend weiterentwickelt, optimiert und qualifiziert werden, so dass deren Einsatz auch für alle Fahrzeugklassen, vom Sportwagen bis hin zum SUV mit hohen Anforderungen an die Reibwerthöhe und –stabilität (nachfolgend auch Reibwertcharakteristik genannt), die mechanische Festigkeit und Verschleißbeständigkeit, möglich wird.

Ableitbar aus der Vorgabe zum Einsatz im sportlichen Fahrzeugsegment sind weitere Anforderungen an den Leichtbau, den Bremskomfort und die optische Wertigkeit bei der Entwicklung von Alternativen zu berücksichtigen.

1.2 Lösungsweg

Die Vorgehensweise zur Entwicklung eines alternativen Werkstoff- und Bauweisenkonzepts für keramische Verbundbrems scheiben ist in Abbildung 1-2 dargestellt.

Zu Beginn wird eine Analyse des Stands der Technik durchgeführt (Kapitel 2). Neben der Betrachtung relevanter Brems scheibenwerkstoffe, ihrer Eigenschaften und Herstellungsverfahren, werden bekannte Bauweisen und deren Konstruktionsprinzipien beschrieben.

Anschließend werden die Einzelschritte zur Herstellung der Referenzvariante dargestellt, Alternativen hierzu aufgezeigt, vergleichend bewertet und eine Vorauswahl von Herstellungsvarianten getroffen (Kapitel 3).

Mit Hilfe einer Analyse des Bremssystems werden nachfolgend grundlegende Anforderungen an alternative Brems scheibenkonzepte identifiziert und Kriterien zur Auslegung, Berechnung und Bewertung der Varianten aufgezeigt (Kapitel 4).

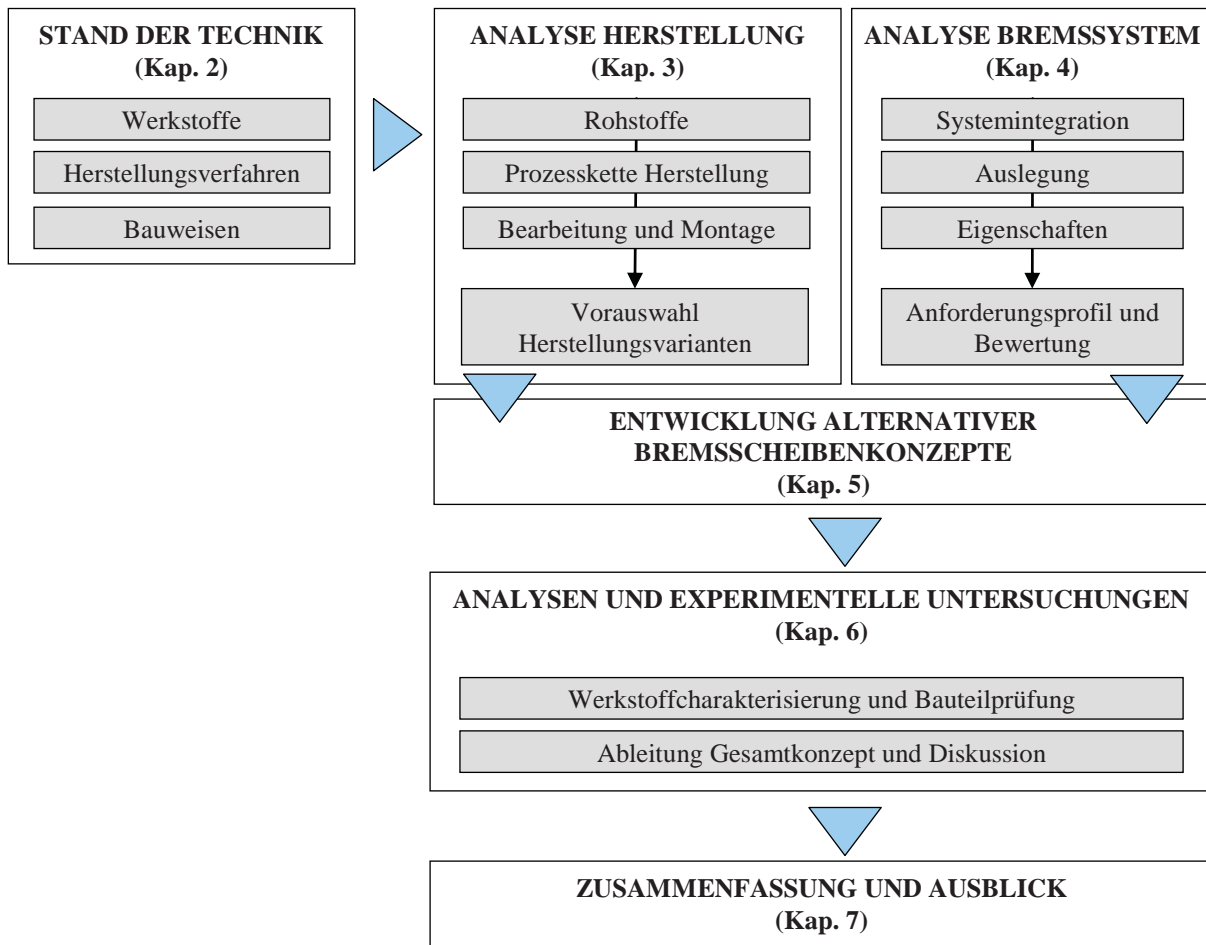


Abbildung 1-2: Vorgehensweise zur Entwicklung eines alternativen Werkstoff- und Bauweisenkonzepts für keramische Verbundbremscheiben.

Basierend auf diesen Betrachtungen werden neue Werkstoff- und Bremscheibenvarianten entwickelt und Dimensionierungseinflüsse (Abbildung 1-3), d. h. der Einfluss wichtiger geometrischer Abmessungen wie z. B. des Außendurchmessers, der Bremscheibendicke und Kühlkanalhöhe, diskutiert (Kapitel 5). Für die eindeutige Bezeichnung richtungsabhängiger Konstruktionsmerkmale, Belastungszustände und Werkstoffeigenschaften, wird ein Koordinatensystem mit den Richtungsbezeichnungen axial (a), radial (r) und tangential (φ) festgelegt.

Als Ausgangspunkt für ein Gesamtkonzept werden zunächst verschiedene Grobkonzepte entworfen, die im weiteren Verlauf der Arbeit zunehmend konkretisiert, untersucht und detailliert werden. Durch die Zerlegung des Gesamtsystems Bremscheibe in die drei Teilsysteme BSR, BST und VBT wird eine bessere Übersicht und die Möglichkeit geschaffen, durch Kombination von Einzellösungen eine neue Gesamtlösung zu entwickeln.

Im Weiteren werden die alternativen Werkstoff- und Bauweisenkonzepte vergleichend bewertet und charakterisiert (Kapitel 6). Zur Bewertung wird ein Vergleich mit der Referenzvariante durchgeführt. Für die experimentellen Analysen werden neben werkstoffspezifischen Untersuchungen auch Bauteiltests zur Ermittlung der Reibwertcharakteristik, des Verschleiß- und Korrosionsverhaltens und der Bauteilfestigkeit durchgeführt. Die Untersuchung der Bau-



teilstufigkeit erfolgt im Wesentlichen durch Finite-Elemente-Analysen (FEA) und Bauteiltests auf dem Schleuder- und Schwungmassenprüfstand.

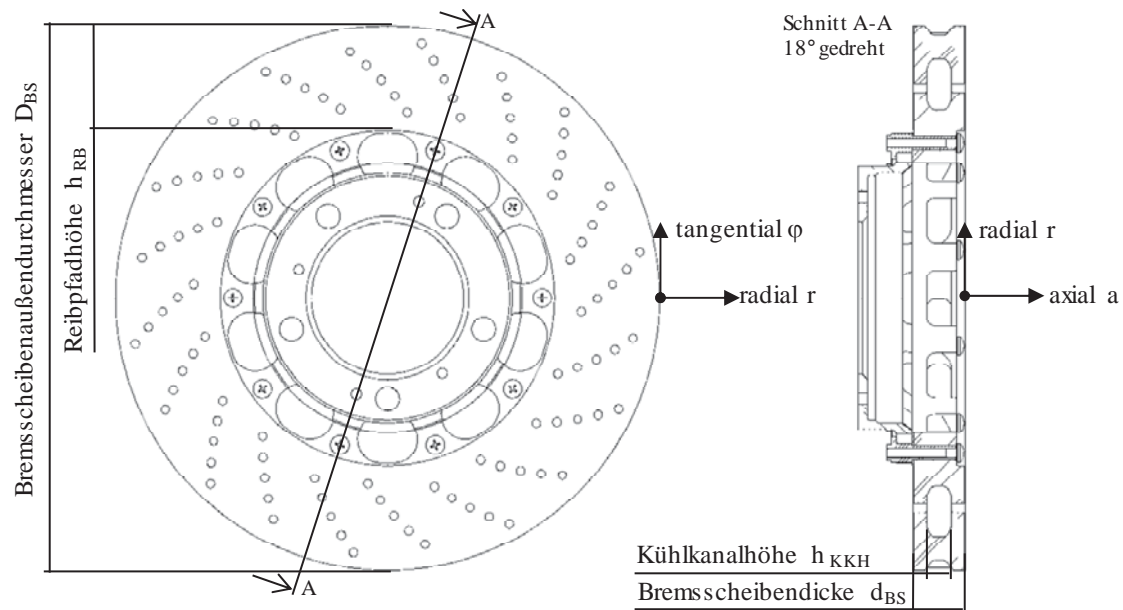


Abbildung 1-3: Maßgebliche, die Dimensionierung von Brems scheiben beschreibende geometrische Merkmale und in dieser Arbeit verwendetes Koordinatensystem, dargestellt am Beispiel der Referenzvariante.

Nachfolgend wird ein Gesamtkonzept zur Umsetzung dargestellt und unter Berücksichtigung funktionaler, fertigungsspezifischer und wirtschaftlicher Faktoren diskutiert.

Abschließend werden die wichtigsten Punkte zusammengefasst und zukünftiger Forschungsbedarf aufgezeigt (Kapitel 7).



2 BREMSSCHEIBEN - STAND DER TECHNIK

Bremsscheiben gehören mit zu den wichtigsten Sicherheitsbauteilen im Fahrzeug. Neben den Aufgaben das Fahrzeug sicher abzubremsen, die entstehende Wärme aufzunehmen, zwischenzuspeichern und anschließend möglichst schnell wieder abzugeben, nutzen moderne Regelsysteme einen kurzzeitigen Bremseneingriff zur Verbesserung der Fahrsicherheit und -dynamik. Steigende Antriebsleistungen, hohe Geschwindigkeiten, die gestiegenen Fahrzeuggewichte und der Zwang zum Leichtbau erfordern deshalb temperaturstabile, verschleißfeste und leichte Werkstoffe für Bremsscheiben. Einen ganz erheblichen Einfluss auf die Reibwertcharakteristik und die Verschleißbeständigkeit hat die Auswahl geeigneter Bremsscheibenwerkstoffe. Die Konstruktion der Bremsscheibe und deren Integration in das Gesamtfahrzeug spielen eine weitere bedeutende Rolle für leistungsfähige Bremssysteme. Für einen ersten Überblick werden nachfolgend verfügbare Bremsscheibenwerkstoffe sowie bekannte Bauweisen von Scheibenbremsen beschrieben.

2.1 Bremsscheibenwerkstoffe

Gusseisen mit Lamellengrafit, auch Grauguss genannt, hat sich seit Jahrzehnten als kostengünstiger Bremsscheibenwerkstoff mit ausgewogenem Eigenschaftsprofil bewährt und wird heute millionenfach im Fahrzeugbau verwendet. Hauptnachteil ist aber das hohe Gewicht von Bremsscheiben aus Grauguss. Zur Gewichtsreduzierung sind metallische bzw. keramische Verbundwerkstoffe verfügbar. Zur Verdeutlichung der werkstoffspezifischen Unterschiede werden diese Bremsscheibenwerkstoffe und ihre herstellungsbedingten bzw. anwendungsspezifischen Besonderheiten näher beschrieben.

2.1.1 Gusseisen mit Lamellengrafit (GJL)

Die üblich verwendeten Gusseisensorten enthalten neben Eisen (Fe) als Legierungselement auch 2 bis 5% Kohlenstoff (C), liegen nahe bei der eutektischen Zusammensetzung im Fe-C-System und besitzen niedrige Schmelztemperaturen im Bereich von 1250°C bis 1150°C [1]. Das Schwindmaß beim Gießen ist mit ca. 1% gering [1], die Schmelze ist dünnflüssig, gut gießbar und besitzt ein sehr gutes Formfüllungsvermögen, besonders wichtig für die Herstellung leistungsfähiger innenbelüfteter Bremsscheiben mit geringen Wandstärken und zusätzlicher Verrippung im Kühlkanal.

Die Dichte ist legierungsabhängig und liegt bei 7,1 -7,2 g/cm³. Für hohe Festigkeiten und geringe Verschleißwerte wird bei Gusseisen ein perlitisches Grundgefüge angestrebt [1, 2]. Die Bildung des sehr viel weicheren ferritischen Gefüges wird über spezielle Legierungselemente und die Abkühlgeschwindigkeit verhindert bzw. gesteuert [3]. Tabelle 2-1 gibt einen Überblick der Eigenschaften wichtiger Vertreter dieser Werkstoffklasse, bezeichnet nach Festigkeitsklassen.



Neben den vielfältigen Möglichkeiten Gusseisen mit Hilfe der Hauptbestandteile und herstellungspezifischer Gießparameter einzustellen, bieten zusätzliche Legierungselemente wie beispielsweise Chrom (Cr), Molybdän (Mo) und Nickel (Ni) die Möglichkeit, die Werkstoffeigenschaften weiter zu optimieren. Das Zulegieren von Cr bewirkt beispielsweise eine Steigerung der Härte und Verschleißbeständigkeit durch Karbidbildung [3]. In Kombination mit Cr wird für dickwandige Bauteile häufig Mo zur Festigkeitssteigerung eingesetzt [3]. Aufgrund der relativ langsamen Abkühlgeschwindigkeit wird dadurch auch die ungewünschte Ferritbildung verhindert.

Tabelle 2-1: *Eigenschaften verschiedener unlegierter Graugussorten mit lamellaren Grafit eingelagert bei Raumtemperatur [4].*

Grauguss-Sorte			EN-GJL-150 (GG-15) ^a	EN-GJL-200 (GG 20) ^a	EN-GJL-250 (GG 25) ^a
Werkstoffnummer			5.2100	5.1300	5.1301
Grundgefüge	-	-	ferritisch-perlitisch	perlitisch	perlitisch
Dichte	ρ	g/cm ³	7,10	7,15	7,20
Zugfestigkeit	R_m	N/mm ²	150 bis 250	200 bis 300	250 bis 350
0,1 %-Dehngrenze	$R_{p0,1}$	N/mm ²	98 bis 165	130 bis 195	165 bis 228
Bruchdehnung	A	%	0,8 bis 0,3	0,8 bis 0,3	0,8 bis 0,3
Druckfestigkeit	σ_D	N/mm ²	3,40· R_m	3,18· R_m	3,01· R_m
Biegefestigkeit	σ_B	N/mm ²	1,82· R_m	1,73· R_m	1,66· R_m
Scherfestigkeit	σ_S	N/mm ²	170	230	290
Elastizitätsmodul	E	kN/mm ²	78 bis 103	88 bis 113	103 bis 118
Bruchzähigkeit	K_{IC}	N/mm ^{3/2}	320	400	480
Poisson-Zahl	ν	-	0,26	0,26	0,26
Wärmekapazität	$c_{20^\circ C}$	J/(kg·K)	460	460	460
TAK	$\alpha_{20-200^\circ C}$	$\mu m/(m \cdot K)$	11,7	11,7	11,7
Wärmeleitfähigkeit	$\lambda_{100^\circ C}$	W/(m·K)	52,5	50,0	48,5

^a Mechanische Kennwerte gültig für getrennt gegossene Proben

Die Eigenschaften der Graugussorten hängen nicht nur von der chemischen Zusammensetzung, sondern auch von der Form und Verteilung des Grafit ab. Grafit kristallisiert durch seine hexagonale Schichtstruktur bevorzugt plattenförmig [1]. Der Kohlenstoff liegt deshalb überwiegend in Form von dünnen, unregelmäßig geformten Lamellen im Gefüge vor (Abbildung 2-1, links). Einerseits vorteilhaft für eine hohe Wärmeleitfähigkeit, wirken die Lamellen bei Zugbelastung jedoch wie innere Kerben und führen im Vergleich zur Druckfestigkeit zu deutlich geringeren Festigkeiten und einem spröden Bruchverhalten (Abbildung 2-1, rechts).

Wegen der geringen Eigenfestigkeit des Grafit sind grobe Ausscheidungen unabhängig von ihrer Gestalt ungünstiger als feine [1]. Günstig sind deshalb kleine Lamellen und deren gleichmäßige Verteilung im Gefüge. Werden die Lamellen zu groß oder treten sie gehäuft, z. B. in Nestern auf, so verursachen sie eine verschärfte Kerbwirkung und die Zugfestigkeit des Werkstoffs sinkt [1].

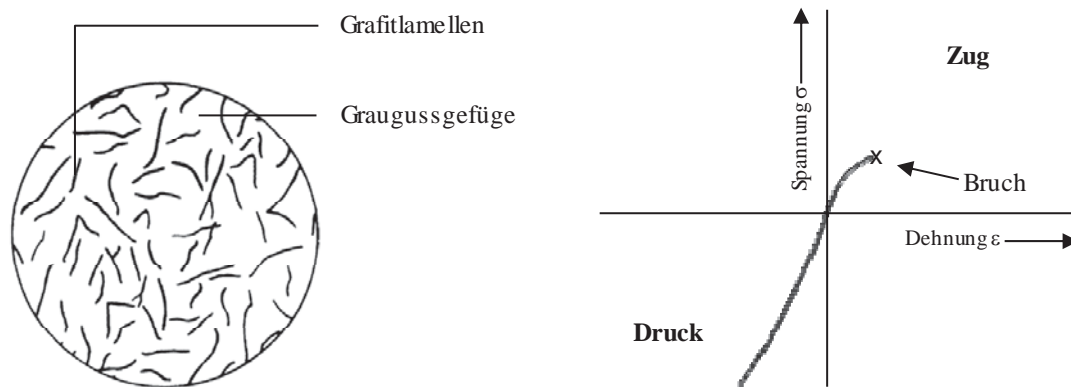


Abbildung 2-1: Links: Schematische Darstellung von gleichmäßig verteilten Grafitlamellen im Graugussgefüge (Wiedergegeben mit Erlaubnis des DIN Deutsches Institut für Normung e. V. aus [5]. Maßgebend für das Anwenden der DIN-Norm ist deren Fassung mit dem neuesten Ausgabedatum.). Rechts: Prinzipielles Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Grauguss (Nachdruck, angepasst mit Genehmigung von Springer aus [1]).

Da ab 400°C die Festigkeit von Grauguss deutlich abnimmt [1], ist dieser bei höherer Temperaturbelastung und speziell bei schnellen Temperaturänderungen, d. h. unter Thermoschockbedingungen, rissanfällig. Da in der Praxis Reibflächentemperaturen von bis zu 1000°C auftreten können, reduzieren diese sogenannten Thermoschockrisse die Lebensdauer von Brems scheiben aus Grauguss. Die für eine höhere Lebensdauer notwendige größere Dimensionierung, d. h. die Vergrößerung des Außendurchmessers und der Dicke, führt jedoch zu einem deutlichen Mehrgewicht der ungefederten Massen im Fahrwerk. Bei hochmotorisierten Fahrzeugen der Oberklasse bzw. im SUV-Segment sind Brems scheibengewichte von 20 kg pro Brems scheibe deshalb keine Seltenheit.

Weitere Nachteile von Graugussbrems scheiben sind die Rubbelempfindlichkeit, die Korrosionsanfälligkeit und die begrenzte Verschleißbeständigkeit. Zur Vermeidung dieser werkstoffspezifischen Nachteile sind korrosionsbeständigere Beschichtungen mit integrierten Hartstoffen bekannt [6, 7, 8, 9].

Zur Aufbringung bremsenrelevanter Schichtstärken von über 100 μm ist aus wirtschaftlicher Sicht die Beschichtung mittels thermischer Spritztechnik zu nennen. Die von Graugussbrems scheiben bekannte, bereits nach kurzer Benässungszeit einsetzende, Rotrostbildung ist durch eine gezielte Auswahl der Zusammensetzung des Beschichtungsgrundwerkstoffs mit korrosionsbeständigen Elementen wie z. B. Ni, Cr, Mo reduzierbar. Als Hauptarbeitspunkt bei der Entwicklung geeigneter Beschichtungen wird der Nachweis der Haftfestigkeit unter dem vielfältigen Beanspruchungskollektiv aus Brems-, Temperatur-, Thermoschock- und Korrosionsbelastung gesehen.

2.1.2 Metallische Verbundwerkstoffe auf Aluminiumbasis (Al-MMC)

Für Brems scheiben aus metallischen Verbundwerkstoffen (MMC, Metal Matrix Composites) wird üblicherweise Aluminium (Al) als Matrixwerkstoff verwendet. Durch Einlagerung von Fasern, Whiskern oder Partikeln in die Matrixlegierung können die Werkstoffeigenschaften gezielt beeinflusst werden [10]. Im Vergleich zu faserverstärkten MMCs sind partikelver-

stärkte Werkstoffe kostengünstiger und leichter verarbeitbar. Zur Herstellung sind sowohl pulver- als auch schmelzmetallurgische Verfahren bekannt [11].

Vor allem das Einrühren von Keramikpartikeln in metallische Schmelzen und anschließendes Vergießen mit herkömmlicher Gießtechnik, eröffnete die Möglichkeit zur Kommerzialisierung. Entwickelt wurde dieses Stir-Casting-Verfahren maßgeblich von DURALCAN (USA). Eine weitere gießtechnische Verfahrensvariante ist von LANXIDE (USA) bekannt (Abbildung 2-2).

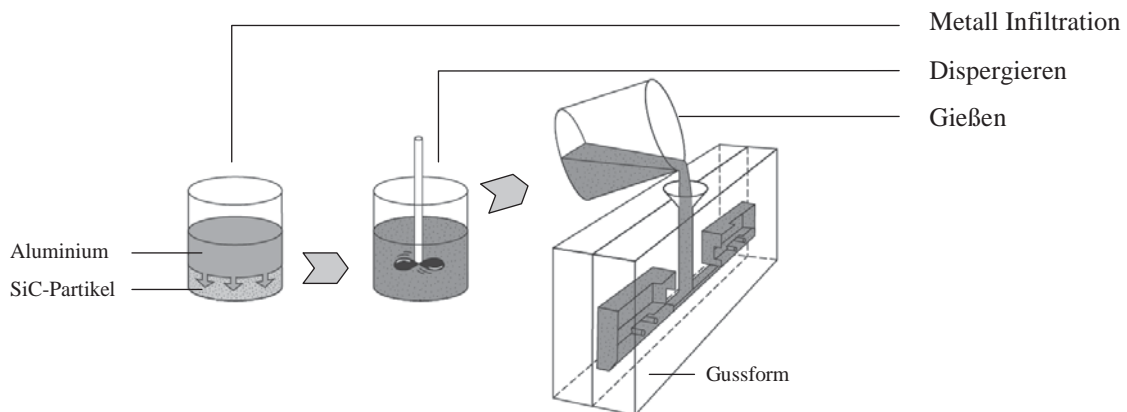


Abbildung 2-2: Gießtechnische Herstellung von Al-MMC-Bauteilen nach dem von LANXIDE (USA) entwickelten Primex Cast Prozess [12].

Als Verstärkung für Bremsenanwendungen hat sich Siliziumkarbid (SiC) etabliert. Die in die Aluminiummatrix eingelagerten SiC-Partikel erhöhen die Verschleißbeständigkeit, den E-Modul und die Temperaturfestigkeit [11]. Der Volumenanteil an Keramikpartikeln liegt normalerweise im Bereich von 10-30% (Tabelle 2-2).

Mit zunehmendem Volumenanteil und Partikelgröße nimmt dabei die Verschleißrate ab [13]. Hohe SiC-Gehalte sind verfahrenstechnisch, aufgrund der schlechteren Gießbarkeit, nicht vorteilhaft. Problematisch ist auch die mechanische Bearbeitung durch Drehen, Fräsen und Bohren. Die eingelagerten Hartstoffe wirken als Verschleißmittel und führen zu einem erhöhten Verschleiß der Bearbeitungswerkzeuge.

Werkstoffspezifischer Vorteil von Al-MMC ist deren hohe Wärmeleitfähigkeit von deutlich über 100 W/mK, die zu einer homogenen Temperaturverteilung in der Brems Scheibe führt. Allerdings birgt die hohe Wärmeleitfähigkeit das Risiko einer höheren Temperaturbelastung im Naben- und Radlagerbereich durch Ableitung der entstehenden Wärme über den Brems Scheibentopf.



Tabelle 2-2: *Eigenschaften verschiedener Al-MMC-Werkstoffe im Vergleich zu unverstärktem Aluminium bei Raumtemperatur [14, 15].*

MMC-Werkstoff			DURALCAN F3S.10S-T6	DURALCAN F3S.20S-T6	LANXIDE 91-X-1060-30P-T6	
Legierung		AlSi7Mg	AlSi9Mg	AlSi9Mg	AlSiMg	
SiC-Partikelgehalt		ohne	+10 Vol.% SiC	+20 Vol.% SiC	+30 Vol.% SiC	
Werkstoffzustand		T6	T6	T6	T6	
Dichte	ρ	g/cm ³	2,68	2,71	2,77	2,78
Zugfestigkeit	R_m	N/mm ²	≥ 255	≥ 310	≥ 317	371
Dehngrenze	R_{pX}	N/mm ²	≥ 200 ^b	≥ 283 ^b	≥ 310 ^b	267 ^c
Bruchdehnung	A	%	6,0	1,2	0,4	0,4
Elastizitätsmodul	E	kN/mm ²	75,2	86,2	98,6	125,0
Bruchzähigkeit	K_{IC}	N/mm ^{3/2}	17,4	17,4	15,9	14,7
Rockwellhärte ^a	HR	-	55	73	77	-
Wärmekapazität	c_p	J/(kg·K)	-	ca. 880 ^d	ca. 840 ^d	820 ^e
TAK	α	$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$	21,4 ^f	20,7 ^f	17,5 ^f	14,4 ^g
Wärmeleitfähigkeit	λ	W/(m·K)	ca. 150 ^g	-	ca. 185 ^h	160 ^e

^a ermittelt nach dem Rockwell-B-Verfahren

^b bei 0,20%

^c bei 0,01%

^d bei 25°C

^e bei 21°C

^f von 50-100°C

^g von 21-100°C

^h bei 100°C

Hauptproblematik bei der Verwendung von MMC-Bremsscheiben sind die Besonderheiten im Reibverhalten, resultierend aus der Wechselwirkung zwischen Reibbelag, Bremsscheibe und Bremsbelastungsniveau [16, 17]. MMC-Bremsscheiben weisen ein insgesamt niedrigeres Reibwertniveau im Vergleich zu Graugussbremsscheiben auf. Wiederholbremsungen und die zunehmende Erwärmung über 200°C führen bereits zu einer deutlichen Abnahme des Reibwerts durch Bildung von Transferschichten des Reibbelags auf der Bremsscheibe. Die Dicke der Transferschichten liegt im Bereich ein- bis zweistelliger μm -Werten [16]. Durch eine weitere Zunahme der Temperatur wird die Anhaftung von Reibbelagmaterial begünstigt. Reibung findet somit hauptsächlich zwischen der Transferschicht und dem Reibbelag statt.

Spezielle Beschichtungen zur Verbesserung der Reibwert- und Temperaturproblematik wurden zwar entwickelt [7, 18], konnten jedoch die begrenzte Verwendung von MMC-Bremsen nicht maßgeblich erweitern.

MMC-Bremsscheiben bzw. -trommeln sind bisher nur für Schienenfahrzeuge [19] und aus sehr leichten Fahrzeugen wie z. B. dem LOTUS Elise S1 (Fahrzeuggewicht 690 kg), dem VW Lupo-3L (Fahrzeuggewicht um 830 kg) und dem CHRYSLER Plymouth Prowler (Fahrzeuggewicht um 1270 kg) bekannt [20, 21, 22]. Ausschlaggebend für deren Einsatz war die Gewichtersparnis von 50-60% gegenüber herkömmlichen Graugussbremsscheiben. Aufgrund der hohen Kosten, der tribologischen Besonderheiten und der geringen Temperaturfestigkeit haben sich MMC-Bremsscheiben bisher aber im Fahrzeugbau nicht durchsetzen können [23].

2.1.3 Keramische Verbundwerkstoffe (CMC)

Keramik zeigt neben einer ausgezeichneten Temperaturfestigkeit eine exzellente Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit. Das ausgeprägte Spröbruchverhalten und die geringe Schadenstoleranz schließen jedoch eine Verwendung als zugbelasteter Strukturwerkstoff aus. Zur Erhöhung der Schadenstoleranz besteht zwar die Möglichkeit Partikel oder einkristalline Kurzfasern (Whisker) einzulagern [24, 25], jedoch ist deren Wirkung zur Erhöhung des Risswiderstands begrenzt. Die Verstärkung mit Fasern ist hingegen leistungsfähiger [26], da diese im Werkstoff entstehende Risse überbrücken können (fibre-bridging, Abbildung 2-3, links) [27]. Keramische Verbundwerkstoffe (CMC, Ceramic Matrix Composites) mit Faserverstärkung sind deshalb auch zur Herstellung von thermomechanisch hoch belasteten Strukturen geeignet.

Für CMC-Werkstoffe ist eine gezielte Einstellung der Faser/Matrix-Bindung (FMB) entscheidend für den Einsatz als Strukturwerkstoff [27]. Bei einer hohen FMB würde bei entsprechender Überbelastung ein Matrixriss am Faser/Matrix-Übergang keine spannungsentlastenden Effekte hervorrufen. Das resultierende Versagensverhalten wäre in diesem Fall vergleichbar mit einer spröden, unverstärkten Keramik (Abbildung 2-3, rechts).

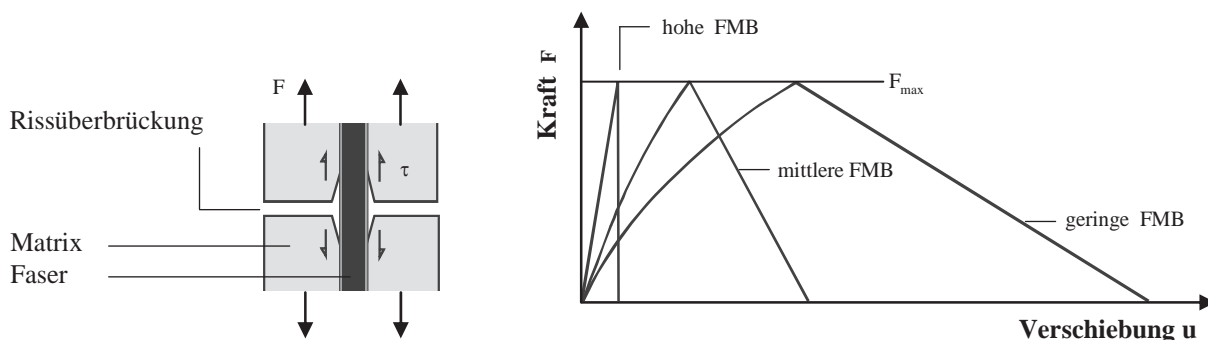


Abbildung 2-3: Links: Mechanismus der Rissüberbrückung. Rechts: Darstellung des Einflusses der FMB auf das Versagensverhalten von faserverstärkten Keramiken. Nachdruck, angepasst mit Genehmigung von Elsevier aus [27].

Eine Duktilisierung wird nur dann erreicht, wenn eine geringe mechanische Verbindung zwischen Faser und Matrix eingestellt wird. Die Fasern verhindern die Rissausbreitung und begünstigen die Umlenkung von Mikrorissen in unkritische Bereiche. Steigt die Belastung weiter an, werden Fasern aus dem Verbund herausgelöst (fibre debonding) und im Versagensfall herausgerissen (fibre pull-out).

Bedingt durch die Herstellungstemperaturen von über 800°C führt die unterschiedliche thermische Dehnung von Faser und Matrix bei der Abkühlung zur Bildung von Mikrorissen. Das nichtlineare Spannungs-/Dehnungsverhalten beruht auf einer Vergrößerung dieses Rissgefüges [28]. Bei zunehmender Belastung werden auftretende Risse umgelenkt und lokale Spannungsspitzen abgebaut. Das Zusammenspiel zwischen den energieabsorbierenden Effekten Faserablösung, Rissüberbrückung, Faserauszug und der Rissumlenkung führen zu einem pseudoplastischen Verhalten, welches verhindert, dass der Werkstoff bei Überbelastung spontan versagt.



Bei grobem Rissmuster sind nur wenige Risse am pseudoplastischen Verhalten beteiligt [29]. In Folge weist ein solcher Werkstoff eine große Hysterese im zyklischen Be- und Entlastungsfall auf. Bei sehr fein ausgeprägtem Rissmuster wird das Verhalten durch die Vielzahl feiner Risse geprägt [29]. Entsprechend klein sind die Rissverschiebungen der Einzelrisse und die Hysterese beim Be- und Entlasten. Die geringe Verschiebung der Rissflächen zueinander führt in diesem Fall zu einer deutlich geringeren Zerrüttung.

Untersuchungen an gewebeverstärkter Keramik haben beispielsweise gezeigt, dass Werkstoffe mit kleiner Hysterese bis zu 75% ihrer statischen Bruchlast dynamisch bis zu 10^6 Lastwechsel, ohne einen Abfall der Restfestigkeit aufzuweisen, beansprucht werden können [30].

Herstellung faserverstärkter keramischer Verbundwerkstoffe

Getrieben von der Luft- und Raumfahrtforschung haben sich verschiedene Verfahren zur Herstellung etabliert [31, 32, 33, 34, 35].

- die Gasphaseninfiltration (Chemical Vapor Infiltration, CVI),
- die Imprägnierung mit polymeren Siliziumprecursoren (Liquid Polymer Infiltration, LPI)
- und die Flüssigphaseninfiltration mit Silizium (Liquid Silicon Infiltration, LSI).

Alle Verfahren basieren auf der Imprägnierung eines Fasergerüsts mit einem matrixbildenden Stoff aus der Gas- oder Flüssigphase. In Abhängigkeit des Herstellungsverfahrens und der eingesetzten Rohstoffe bzw. Faserhalbzeuge lassen sich gezielt die Mikrostruktur und Eigenschaften der keramischen Verbundwerkstoffe einstellen [36, 37, 38, 39]. Zur Verstärkung keramischer Bremscheiben werden Kurzfasern, Gewebe, Gelege oder multiaxial vernähte Faserstrukturen eingesetzt.

CVI-Verfahren

Die Gasphaseninfiltration wurde von SEP (Frankreich) industrialisiert [40] und ist zur Herstellung von keramischen Bremscheiben für Flugzeuge und den Rennsport etabliert. Bekannte Hersteller sind HITCO (USA), AP RACING (England), SURFACE TRANSFORMS (England) und CARBONE INDUSTRIE (Frankreich). Beim isothermen CVI-Verfahren (I-CVI) werden vorgefertigte Fasergerüste aus Kohlenstoff in einem Reaktionsraum isotherm erhitzt und unter isobaren Druckbedingungen mit einem Prozessgas beaufschlagt. Zur Bildung einer Matrix aus Kohlenstoff wird Methan (CH_4) verwendet. Für die SiC-Bildung wird Methyltrichlorsilan (CH_3SiCl_3) in Wasserstoffüberschuss eingesetzt. Bei Temperaturen um 1000°C scheidet sich an den heißen Faseroberflächen der Matrixwerkstoff ab und verdichtet zunehmend die poröse Faserpreform. Verfahrensspezifisch sind bei diesem Verfahren nur geringe Abscheideraten möglich. Trotz vielfältiger Verfahrensentwicklungen zur beschleunigten Matrixabscheidung (Forced-CVI, F-CVI) und Verkürzung der Prozesszeiten [41, 42, 43, 44, 45] konnten sich bisher diese Verfahren nicht zur Herstellung von Bremscheiben für Straßenfahrzeuge durchsetzen.



LPI-Verfahren

Die Infiltration von Fasergerüsten mit siliziumorganischen Polymeren, wie z. B. Polysilane, Polycarbosilane, Polysilazane oder Polysiloxane, die sich nach einer Temperaturbehandlung im Bereich von 800 bis 1600°C zu Keramik umwandeln, wurde von DASA/DORNIER entwickelt [46]. Die Ausgangspolymere müssen schmelzbar oder in einem Lösungsmittel lösbar sein. Wichtig für den Matrixaufbau ist eine hohe Keramikausbeute des Polymers von 60-80%. Der hohe Dichteunterschied des Ausgangspolymers (ca. 1,0-1,2 g/cm³) zum keramischen Reaktionsprodukt (z. B. SiC: 3,2 g/cm³) führt zu Poren und Mikrorissen in der Matrix. Die Herstellung dichter Verbundwerkstoffe erfordert deshalb mehrmalige Reinfiltrations- und Pyrolysezyklen. Die industrielle Herstellung keramischer Bremscheiben nach dem LPI-Verfahren ist von STARFIRE SYSTEMS (USA) für Anwendungen im PKW- und Zweiradbereich bekannt [47, 48, 49]. Ein Serieneinsatz ist noch nicht absehbar. Grund hierfür sind neben der zeitintensiven Herstellung mit mehreren Infiltrations- und Pyrolyseschritten auch die, mit über 100 bis 1.000 €/kg, sehr teuren Precursoren.

LSI-Verfahren

Die Flüssigsilizierung von kohlenstoffhaltigen Vorkörpern wurde Anfang der 70er Jahre zur Herstellung von Keramiken mit SiC-Matrix entwickelt [50, 51, 52] und vor allem in Deutschland kontinuierlich zur Bauteilherstellung weiter optimiert [53, 54, 55]. Die Flüssigsilizierung basiert auf den Erfahrungen zur Herstellung monolithischer SiSiC-Keramiken auf der Basis von reaktionsgebundenem Siliziumkarbid nach dem Silcomp-Verfahren von GENERAL ELECTRIC (USA) bzw. der Weiterentwicklung mit Faserverstärkung (Toughened Silcomp-Verfahren).

Im Grundsatz kann die Flüssigsilizierung in drei Prozessschritte gegliedert werden:

- Herstellung eines polymeren Grünkörpers,
- Pyrolyse
- und Infiltration von Silizium.

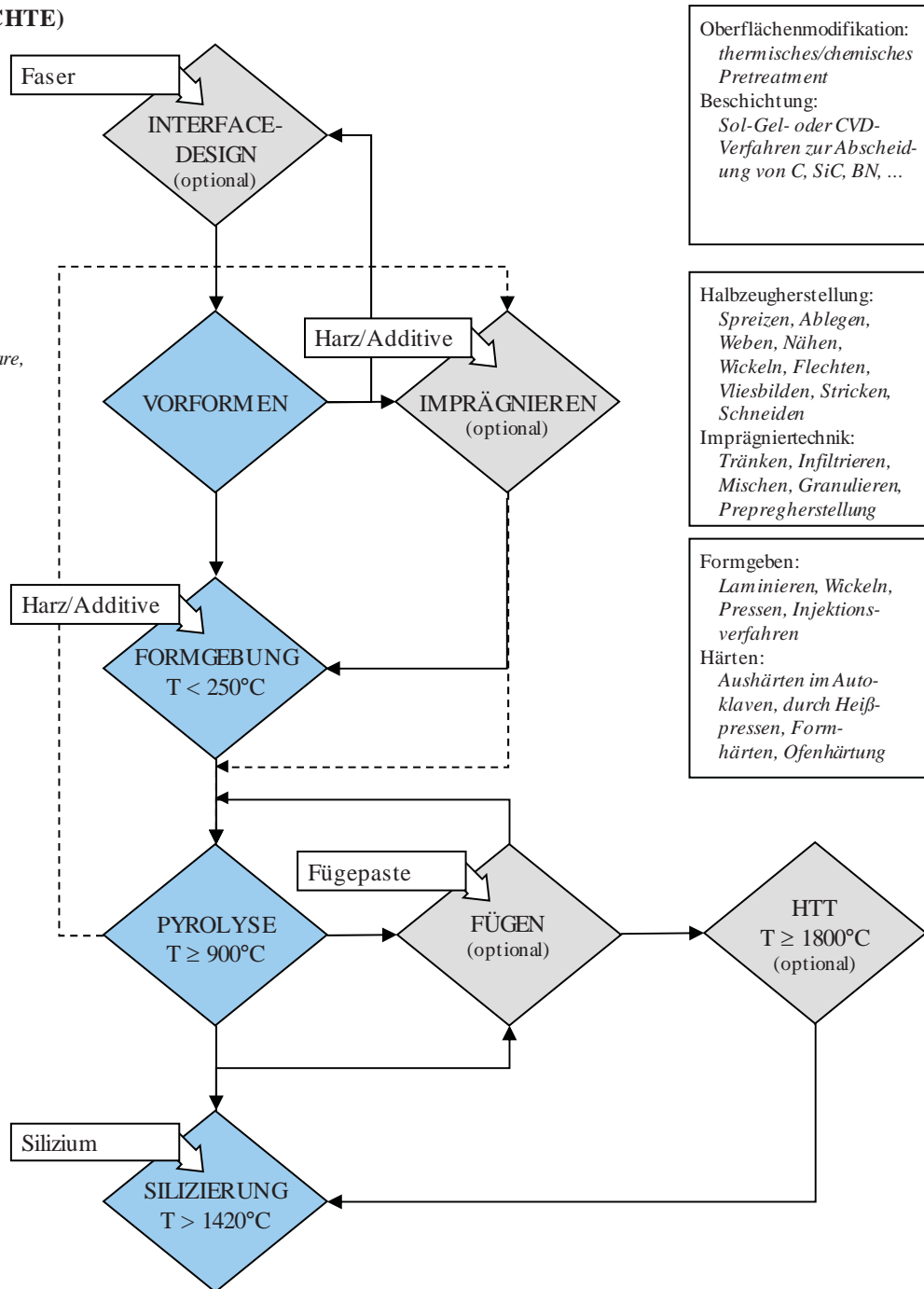
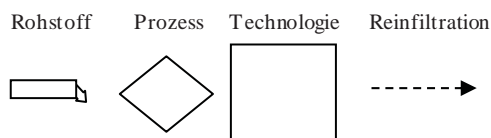
Beim LSI-Verfahren wird jeder Prozessschritt nur ein Mal durchlaufen. Aufgrund vielzähliger bekannter Verfahrensvarianten und optionaler Fügetechnik ist das Verfahren variabel und bauteilspezifisch anpassbar. Abbildung 2-4 zeigt zusammengefasst die einzelnen Prozessschritte und optionale Verfahrensvarianten für Kohlenstofffaser verstärktes SiC (C/SiC).

FASER (+SCHLICHTE)

- PAN:
 - LM, HT, IM,
 - HM, UHM
- Pech

HALBZEUG

- trocken:
 - UD-Tape, Gewebe,
 - Geflecht, Maschenware,
 - Vlies, Kurzfasern
- imprägniert:
 - Prepreg, Granulat,
 - C/C-Vorkörper

CFK**C/C****C/SiC****LEGENDE:****ANMERKUNG:**

Die Rohstoffe zur Prozessführung sind nicht dargestellt.
 HTT: High Temperature Treatment, Hochtemperaturbehandlung

Abbildung 2-4: Prozessschritte zur Herstellung von Bauteilen aus C/SiC nach dem LSI-Verfahren und optionale Verfahrensvarianten.



zusammensetzungen auf der Basis von C, Si und SiC erzielen lassen. Somit ist das Eigenschaftsprofil der Verbundwerkstoffe in weiten Grenzen anpassbar.

Die im Automobilbereich eingesetzten Bremsscheiben für Straßenfahrzeuge werden heute fast ausschließlich nach dem LSI-Verfahren hergestellt [66, 67]. Bekannte Hersteller sind SGL CARBON (Deutschland) und BREMBO (Italien), die 2009 ein gemeinsames Joint Venture (BSCCB, BREMBO SGL CARBON CERAMIC BRAKES) gegründet haben [68].

Werkstoffe

Üblicherweise wird bei der Herstellung keramischer Bremsscheiben eine Matrix aus C und/oder SiC gebildet. Für Bremsenanwendungen im Bereich der Luftfahrt bzw. im Rennsport werden überwiegend Werkstoffe mit Kohlenstoffmatrix eingesetzt, während Bremsscheiben mit einer SiC-Matrix in Straßenfahrzeugen Anwendung finden. Üblich ist die Bezeichnung in der Form „Faser-/Matrixtyp“.

Die für Bremsenanwendungen relevanten Vertreter sind:

C/C	Kohlenstofffaser verstärkter Kohlenstoff auch: Carbon/Carbon
C/SiC	Kohlenstofffaser verstärktes Siliziumkarbid auch: Carbon/Keramik
C/C-SiC	Siliziuminfiltrierter Kohlenstofffaser verstärkter Kohlenstoff mit Matrix aus Kohlenstoff und Siliziumkarbid

Nachfolgend werden diese Werkstoffgruppen näher vorgestellt und ihre Eigenschaften exemplarisch erläutert.

Carbon/Carbon (C/C)

Die Entwicklung der C/C-Werkstoffe begann 1958 und wurde im Rahmen verschiedener Programme der AIR FORCE (USA) und NASA (USA) für Luft- und Raumfahrtanwendungen vorangetrieben [69]. 1976 wurden erstmalig C/C-Bremsen im Rennsport von BRABHAM (England) im BT 45 in Zusammenarbeit mit DUNLOP (England) eingesetzt [70] und sind bis heute Stand der Technik in vielen Rennsportserien und in der Formel 1. Bekannte Hersteller von C/C-Rennsportbremsen sind CVT (Deutschland), HITCO (USA), AP RACING (England) und CARBONE INDUSTRIE (Frankreich).

C/C zeichnet sich durch eine niedrige Dichte, einen geringen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (TAK) und eine hohe Temperaturstabilität bis weit über 2000°C aus (Tabelle 2-3). Dem Einsatz in Serienanwendungen stehen allerdings gravierende Nachteile bei kalter und nasser Bremse entgegen. Aufgrund der bei ca. 400°C in sauerstoffhaltiger Atmosphäre beginnenden Oxidation ist C/C oxidations- und verschleißanfällig. Aufgrund der geringen Verschleißbeständigkeit, der tribologischen Unzulänglichkeiten und des langen Herstellungsprozesses von mehreren Wochen bis Monaten, ist dieser Werkstoff für Anwendungen in Straßenfahrzeugen nicht geeignet und wird heute nur im gewichtssensitiven Rennsport und Flugzeugbau eingesetzt [71, 72].

Tabelle 2-3: *Eigenschaften von C/C für Brems scheiben und Reibbeläge [73].*

C/C-Brems scheibenwerkstoff				II	⊥
Dichte	ρ	g/cm ³	1,72-1,80	-	-
Reibwert	μ	-	< 100°C: 0,15-0,35 > 100°C: 0,35-0,45	-	-
Zugfestigkeit	R_m	N/mm ²	-	70-100	5
Zug-Elastizitätsmodul	E_Z	N/mm ²	-	40	-
Biegefestigkeit	σ_B	N/mm ²	-	140-179	-
Biege-Elastizitätsmodul	E_B	kN/mm ²	-	50	-
Emissionskoeffizient	ε	-	-	-	0,80-0,95
Wärmekapazität	c_p	J/(kg·K)	700/1600/2000 ^a	-	-
TAK	α	$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$	-	0,3/5,0 ^b	1,1/10,0 ^b
Wärmeleitfähigkeit	λ	W/(m·K)	-	12,5/18,8/12,6 ^c	4,6/6,6/7,5 ^c
Maximale Einsatztemperatur	T_{max}	°C	> 2500	-	-

II parallel zur Faserausrichtung
 ⊥ senkrecht zur Faserausrichtung
 a 24°C/511°C/1100°C
 b 100°C/800°C
 c 23°C/300/500°C

C/SiC und C/C-SiC

Zur Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit der C/C-Werkstoffe wurden Verfahren entwickelt, um die Kohlenstoffmatrix durch das oxidationsstabilere SiC zu ersetzen. C/SiC kombiniert die guten Eigenschaften von C/C mit einer hohen Verschleißbeständigkeit und gleichmäßigeren Reibeigenschaften. Der Unterschied zwischen C/SiC und C/C-SiC besteht im Wesentlichen in der Zusammensetzung der Matrix aus überwiegend SiC bei C/SiC bzw. aus C und SiC bei C/C-SiC. Die Bezeichnung C/C-SiC wird in der Fachliteratur auch verwendet für Werkstoffe deren Herstellung auf einem klassischen C/C-Werkstoff basiert. Da keine quantifizierbare Unterscheidung nach Norm möglich ist, werden nachfolgend die keramischen Verbundwerkstoffe stellvertretend als C/SiC-Werkstoffe bezeichnet. Ausgenommen hiervon sind entsprechende Instituts- oder Firmenbezeichnungen.

Die Entwicklung der C/SiC-Werkstoffe wurde im Rahmen der internationalen und nationalen Forschung für Raumfahrtstrukturen vorangetrieben [74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81]. Bereits in einer sehr frühen Phase der Werkstoffentwicklung erkannten die Forscher das tribologische Potenzial dieser sehr leichten Verbundwerkstoffe für Bremsenanwendungen [63, 82] und entwickelten diese kontinuierlich weiter [83, 84, 85, 86, 87].

1999 wurden die ersten keramischen Brems scheiben auf den Automobilausstellungen in Detroit und Frankfurt vorgestellt [88, 89] und in einer ersten limitierten Sonderserie von MERCEDES-BENZ (Deutschland) im CL 55 AMG F1 Limited Edition im Jahr 2000 am Markt eingeführt [90]. PORSCHE (Deutschland) startete 2000 mit SGL CARBON (Deutschland) die Serienfertigung [91] und der Ausrüstung des 911 GT2 im Jahr 2001 [92] bzw. in zwei weiteren Modellen in 2002 [93].

Wurden die ersten Brems scheiben noch in einer Pilotfertigung hergestellt, konnte Mitte 2002 bei SGL CARBON (Deutschland) am Standort Meitingen ein neues und modernes Werk die Produktion aufnehmen [94]. Ein weiterer wichtiger Schritt zur Industrialisierung war 2003 der



Aufbau einer Bremsscheibenfertigung von DAIMLER CHRYSLER (Deutschland) und BREMBO (Italien) in Stezzano [95]. Seit ihrer Einführung haben sich keramische Verbundbremsscheiben im Sportwagenbereich nahezu bei allen Marken etabliert und erreichten 2005 auch den Durchbruch im sportlichen Oberklassesegment [96] sowie ab 2008 im SUV-Segment [97, 98]. Auch im Rennsport werden C/SiC-Bremsscheiben eingesetzt bzw. angeboten [99, 100].

Hohe und weitgehend konstante Reibwerte, eine hohe Verschleißbeständigkeit, ein ausgeprägt schnelles Ansprechverhalten, eine hohe Fadingstabilität und eine Gewichtsreduktion von rund 50% gegenüber konventionellen Graugussbremsscheiben sind neben der Korrosionsbeständigkeit die hervorzuhebenden Merkmale von C/SiC-Bremsscheiben [99, 101, 102]. Die Vorteile sind auf die Werkstoffzusammensetzung, die hohe Härte und Temperaturbeständigkeit sowie die geringe Dichte des keramischen Bremsscheibenwerkstoffs zurückzuführen. Hauptnachteil sind die höheren Kosten im Vergleich zu Graugussbremsscheiben resultierend aus der deutlich aufwändigeren Herstellung und den hohen Rohstoffkosten. Für Bremsenanwendungen hat sich C/SiC, verstärkt mit Kurzfasern (KF), durchgesetzt (Abbildung 2-5). Einen Überblick über ausgewählte Werkstoffvarianten gibt Tabelle 2-4.

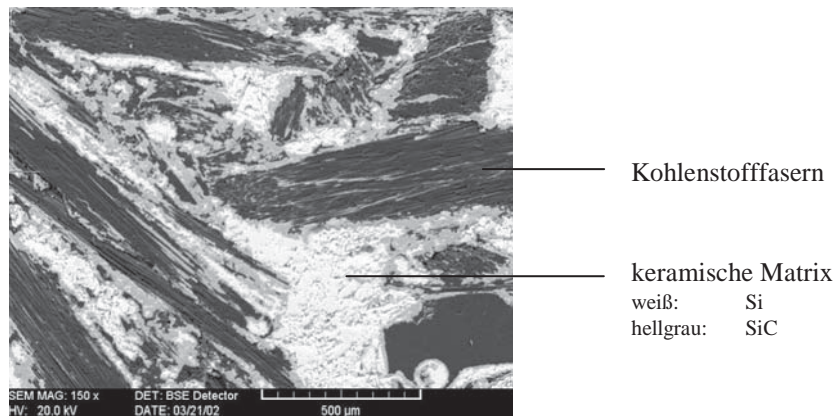


Abbildung 2-5: Mikrostruktur von kurzfaserverstärktem C/SiC mit charakteristischer Gefügestruktur aus matrixumhüllten Kohlenstofffasern [102].

Während die keramische SiC-Matrix eine hohe Verschleißbeständigkeit aufweist, sorgen die eingelagerten Fasern für die Bruchzähigkeit und Schadenstoleranz. Zusätzlich wirkt die Matrix als Oxidationsbarriere und reduziert den Abbrand der C-Anteile bei hoher Temperaturbeaufschlagung [103]. Zur weiteren Verbesserung der Oxidationsbeständigkeit sind Bremsscheiben mit SiC-reichen Reibschichten bekannt [104, 105, 106, 107, 108, 109].



Tabelle 2-4: *Eigenschaften verschiedener C/SiC-Bremsscheibenwerkstoffe hergestellt nach dem Flüssigsilizierverfahren [105, 110, 111, 112, 113, 114, 115, 116].*

Hersteller			DLR	SCHUNK	IFKB	DAIMLER	BREMBO	SGL
Werkstoff	-		C/C-SiC	C/SiC	C/SiC	C/SiC	C/SiC	C/SiC
Bezeichnung	-		Silca-SF	FU2952/1 P77	SMC MV6 (35)	C-Brake	CCM	SIGRASIC 6010GNJ
Verstärkungsart	-		KF	KF	KF/LF	KF	KF	KF
Faserlänge	-	mm	40	-	-	-	-	-
C-Gehalt	-	Gew. %	41-54	-	-	35	-	30
SiC-Gehalt	-	Gew. %	44-55	18	-	60	-	60
Si-Gehalt	-	Gew. %	2-4	-	-	-	-	10
Dichte	ρ	g/cm ³	2,0-2,1	2,0	2,4	2,25	2,25	2,4
Porosität	Φ	%	< 3	< 5	3	< 2	-	< 1
Zugfestigkeit	R_m	N/mm ²	-	-	-	-	-	20-30
Poisson-Zahl	ν	-	-	-	-	-	-	0,1
Druckfestigkeit	σ_D	N/mm ²	-	-	-	-	-	250
Biegefestigkeit	σ_B	N/mm ²	90-140	65	58	67	-	50-60/ 85-95 ^a
Bruchdehnung	A	%	-	0,25	0,32	0,27	-	0,3
Elastizitätsmodul	E_B	kN/mm ²	50-70	25	-	30-35	-	30
Härte	HV	-	-	-	SiC 2428 Si 1345 C 70	-	-	-
Wärmekapazität	c_p	J/(kg·K)	1300 ^b	-	700/1200 ^d	800-1400	1200	600-800/ 1300-1700 ^e
TAK	α_{II}	$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$	0,5/3,5 ^f	-	6,0 ^g	2,4-2,7	-	1,8/3,0 ^h
	α_{\perp}	$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$	1,0/4,0 ^f	-	2,7 ^g	4,0-4,5	4,0 ⁱ	-
Wärmeleitfähigkeit	λ_{II}	W/(m·K)	-	25	-	30	20	-
	λ_{\perp}	W/(m·K)	25-30 ^j	14	32/25 ^k	24	-	40/20 ^a

- II parallel zur Faserausrichtung
- ⊥ senkrecht zur Faserausrichtung
- KF Kurzfaser
- LF Langfaser
- ^a 20°C/1200°C
- ^b 1200°C
- ^c 1000°C
- ^d 100°C/1400°C
- ^e 20°C/1100°C
- ^f 25°C-100°C/25°C-1400°C
- ^g 200°C/1200°C
- ^h 0°C-300°C/300°C-1200°C
- ⁱ 20°C-400°C
- ^j 50°C
- ^k 100°C

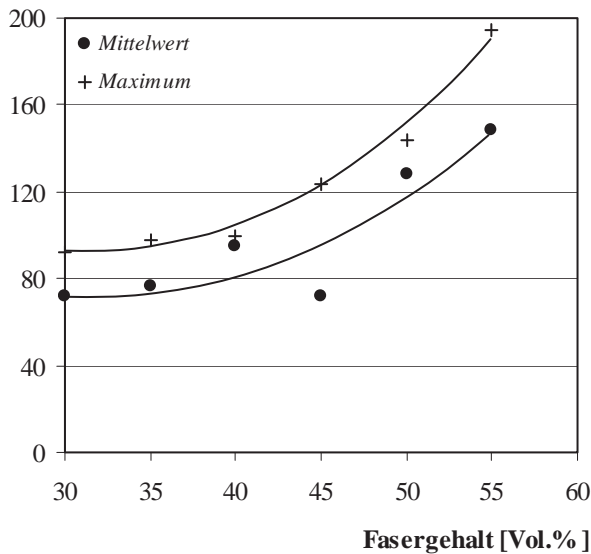
Auch bei der Verwendung von Kurzfasern kann das Werkstoffverhalten anisotrop und richtungsabhängig sein. Dies betrifft sowohl die mechanischen Kennwerte wie Festigkeit, Bruchdehnung und E-Modul, als auch die thermischen Kennwerte Wärmeleitfähigkeit und den Ausdehnungskoeffizienten. Üblicherweise werden Kennwerte in der bevorzugten Faserausrichtung, d. h. parallel (II) und senkrecht (⊥) dazu ermittelt. Als weitere Einflussfaktoren auf die werkstoffspezifischen Eigenschaften sind die Länge und Qualität der verwendeten Kurzschnittfasern, die Güte der FMB, die quantitative Zusammensetzung des Werkstoffs und die bei der Herstellung eingestellten Prozessparameter zu nennen.



Kurzfaserverstärktes C/SiC besitzt eine Dichte von ca. 2,0-2,4 g/cm³ und ist bis ca. 1400°C temperaturbeständig. Herstellungsbedingt ist eine geringe Restporosität von unter 5% zu verzeichnen. Für einen keramischen Werkstoff verfügt C/SiC über eine mit Graugusswerkstoffen vergleichbare Bruchdehnung um 0,3%. Haupteinflussfaktoren auf die Festigkeit sind u. a. der im Ausgangszustand eingestellte Fasergehalt und die Faserlänge (Abbildung 2-6).

Biegefestigkeit [N/mm²]

C/C-SiC (DLR, Faserlänge 40 mm)



Biegefestigkeit [N/mm²]

C/C-SiC (DLR, Fasergehalt 50 Vol.%)

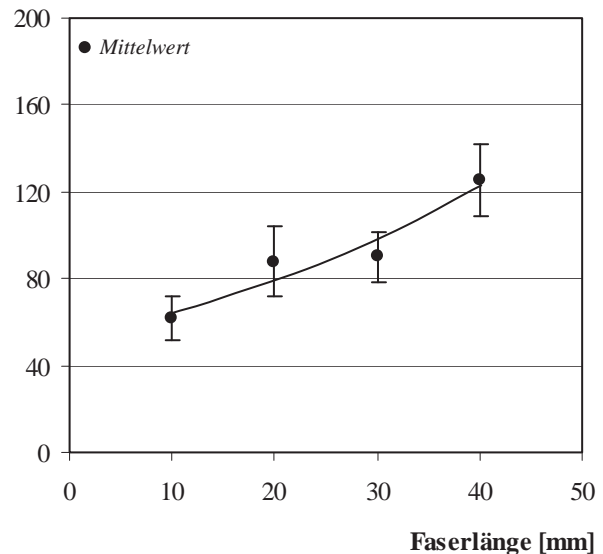


Abbildung 2-6: Biegefestigkeit in Abhängigkeit vom eingestellten Fasergehalt im Ausgangszustand (links) und von der Faserlänge (rechts) für kurzfaserverstärktes C/C-SiC, hergestellt im Flüssigsilizierverfahren. Kennwerte aus [110].

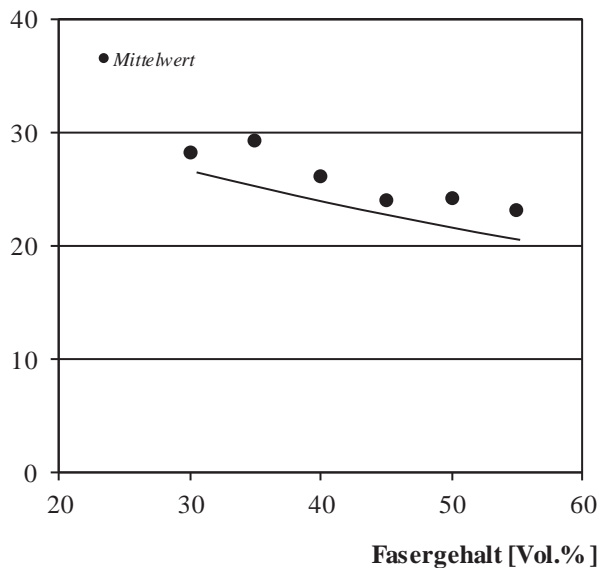
Je höher der Fasergehalt und die Faserlänge, desto höher werden die resultierenden Festigkeiten. Die Streuung der Kennwerte ist auf die regellose Anordnung der Verstärkungsfasern im Verbund zurückzuführen. Liegen die Fasern bevorzugt in Lastrichtung sind hohe Festigkeitswerte beobachtbar. Sind dagegen kaum Fasern in Lastrichtung angeordnet, ist das Verhalten stark matrixdominant und der Bruch tritt dann bereits bei sehr geringen Kräften auf.

Die Biegefestigkeit von kurzfaserverstärktem C/SiC ist mit Werten von 50-150 N/mm² im Vergleich zu Grauguss mit Werten > 250 N/mm² deutlich geringer, steigt jedoch mit zunehmender Temperatur an [55, 116]. Bei Grauguss hingegen ist bei Temperaturen oberhalb 400°C ein deutlicher Festigkeitsabfall zu verzeichnen. Aluminium zeigt einen Abfall bereits bei Temperaturen um 200°C.

Ähnlich wie die Festigkeit, ist das Ausdehnungsverhalten stark geprägt durch die Orientierung der Fasern. Der thermische Ausdehnungskoeffizient ist in Faserrichtung aufgrund der sehr geringen thermischen Dehnung der eingelagerten Kohlenstofffasern von ca. $-0,5 \cdot 10^{-6}$ 1/K geringer als senkrecht zur Faserorientierung. In dieser Richtung dominiert das Verhalten der keramischen Matrix aus Si und SiC mit einem TAK von ca. $4 \cdot 5 \cdot 10^{-6}$ 1/K.

Da SiC eine sehr hohe Wärmeleitfähigkeit von ca. 100-120 W/mK im Vergleich zu den eingesetzten Kohlenstofffasern auf Basis Polyacrylnitril (< 20 W/mK) besitzt, ist die Wärmeleitfähigkeit von C/SiC eng mit dem eingestellten Faservolumengehalt im polymeren Ausgangszustand bzw. der Phasenzusammensetzung im C/SiC-Zustand verknüpft. Wird der SiC-Gehalt erhöht, steigt die Dichte und die Wärmeleitfähigkeit nimmt zu (Abbildung 2-7).

Wärmeleitfähigkeit [W/(m·K)]
C/C-SiC (DLR, Faserlänge 40 mm)



Wärmeleitfähigkeit [W/(m·K)]
Keramische Materialien

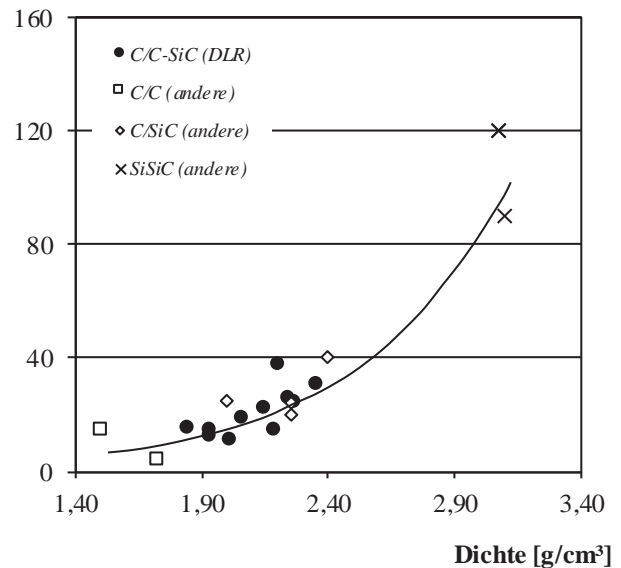


Abbildung 2-7: Darstellung der Wärmeleitfähigkeit senkrecht zur Faserrichtung in Abhängigkeit vom eingestellten Fasergehalt im Ausgangszustand (links) und von der Dichte (rechts) für kurzfaserverstärktes C/SiC hergestellt im Flüssigsilizierverfahren im Vergleich zu konventionellem C/C und reaktionsgebundenem SiSiC. Kennwerte aus [104, 110, 114, 115, 117, 118, 119, 120, 121].

Die Wärmeleitfähigkeit der C/SiC-Werkstoffe ist vor allem senkrecht zur Hauptfaserrichtung geringer als bei Grauguss. Dies ist zur Vermeidung von hohen Brems Scheibentemperaturen bei der Auslegung und Konstruktion von Keramikbrems scheiben entsprechend zu beachten.



2.2 Bauweisen von Scheibenbremsen

Scheibenbremsen sind heute im Fahrzeugbau Stand der Technik. Bei schweren und schnellen Fahrzeugen sind Bremscheiben üblicherweise größer und dicker sowie zur besseren Wärmeabfuhr mit Innenbelüftung ausgeführt, während bei leichten Fahrzeugen kleinere und massive Bremscheiben zum Einsatz kommen (Abbildung 2-8).

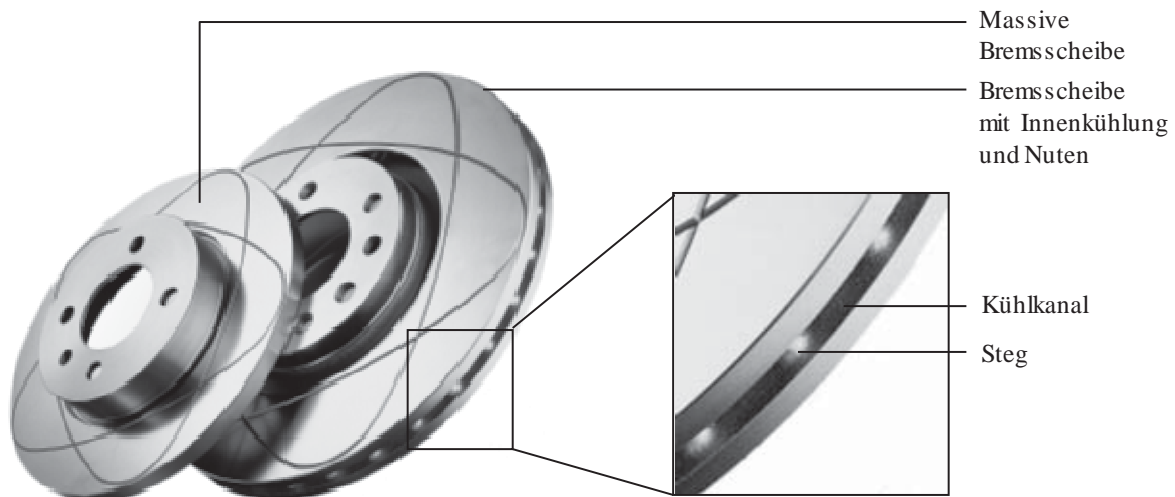


Abbildung 2-8: Bremscheibe aus Grauguss mit Innenkühlung im Vergleich zu einer massiven Ausführung in einteiliger Bauweise [122].

Beide Varianten übertragen das Bremsmoment über den Bremsscheibentopf an die Radnabe. Aus Kostengründen sind Bremscheiben aus Grauguss in der Regel einteilig ausgeführt, d. h. der Topf wird beim Gießen direkt ausgebildet. Für die Leistungsfähigkeit und wirtschaftliche Herstellung einer Bremscheibe sind deshalb nicht nur deren Abmessungen und der ausgewählte Werkstoff entscheidend, sondern auch das Herstellungsverfahren und die Bauweise der Bremscheibe selbst. Zum besseren Verständnis der Einflussfaktoren werden nachfolgend gängige Konstruktionen und Ausführungsformen erläutert.

2.2.1 Massive und einteilige Bremscheiben

Für geringe Leistungsanforderungen sind massive Bremscheiben in einteiliger Ausführung üblich. Der Hauptvorteil dieser Bremscheiben sind ihre geringen Stückkosten. Verwendet werden diese Bremscheiben im Kleinwagenbereich und in der Kompaktklasse. Für die sportlicheren Modelle dieser Fahrzeugklassen wird nur die geringer belastete Hinterachse mit massiven Bremscheiben ausgerüstet.

Generell besteht bei einteiligen Bremscheiben bei hoher Temperaturbelastung die Gefahr zur Schirmung. Die planparallelen Reibflächen werden aufgrund der thermischen Dehnung des Bremscheibenwerkstoffs zu Kegelflächen. Die resultierende punktuelle Anlage der Reibbeläge führt zu ungleichmäßigem Verschleiß, Bremsrubbeln und Geräusentwicklung.

Zur Verbesserung des Ansprechens bei Nässe können, wie in Abbildung 2-8 dargestellt, spezielle Nuten in den Reibflächen eingebracht werden. Diese nehmen auf der Bremscheibe befindliches Wasser auf, Verdrängen den Wasserfilm und minimieren das Aufschwimmen der



Reibbeläge. Zusätzlich reinigen die Nuten durch ihre Scherwirkung den Reibbelag, was zu einer riefenfreieren und gleichmäßigeren Abnutzung sowie höheren Lebensdauer führt [122]. Die Nuten dienen auch als optischer Verschleißindikator. Wird die Abnutzung zu groß und sind die Nuten in der Reibfläche nicht mehr zu erkennen, muss die Bremsscheibe ausgetauscht werden.

2.2.2 Bremsscheiben mit Innenkühlung

Bei Bremsscheiben mit Innenkühlung werden zwei Scheibenhälften über Noppen bzw. Zwischenstege abgestützt (siehe Abbildung 2-8). Durch die Rotation der Bremsscheibe entsteht eine Ventilationswirkung und Kühlluft wird durch den Kühlkanal radial nach außen transportiert. Durch den Wärmeübergang zwischen den Innenflächen und Zwischenstegen wird die Bremsscheibe von innen gekühlt. Der Wärmeübergang und die Kühlluftmenge sind abhängig von der Gestaltung der inneren Kühlkanalgeometrie und Oberflächenstruktur. Kühlrippen in Evolventenform sind deutlich effizienter als eine gerade Anordnung in radialer Richtung [92].

Bei metallischen Bremsscheiben werden die Kühlkanäle beim Gießen durch Sandkerne abgebildet. Bei C/C-Bremsscheiben erfolgt die Herstellung der Kühlkanäle mittels Bohr- und/oder Fräsbearbeitung. Die Anordnung ist dabei weitgehend auf einfache Geometrien mit geradem Verlauf beschränkt (Abbildung 2-9).

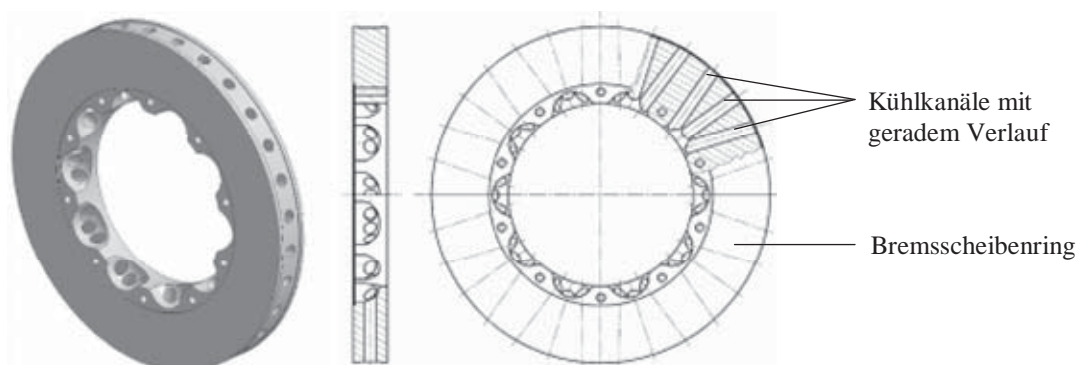


Abbildung 2-9: C/C-Bremsscheibenring mit gebohrten Kühlkanälen und geradem Verlauf (Nachdruck, angepasst mit Genehmigung von Springer aus [123]).

Innenbelüftete Bremsscheiben aus flüssigsiliziertem C/SiC können hingegen durch die spezielle Herstellungs- und Fügetechnik auch aufwändigere Kühlkanaldesigns, z. B. mit evolventenförmig gekrümmtem Verlauf der Kühlkanäle, aufweisen [86, 92, 104].

Eine zusätzliche Maßnahme zur Reduzierung der Bremsscheibentemperaturen ist bei innenbelüfteten Bremsscheiben das Einbringen von axialen Perforationsbohrungen in die Reibflächen im Kühlkanalbereich. Die Perforationsbohrungen verbessern auch das Nassansprechverhalten und führen bei entsprechender Anordnung zu einer Reinigungswirkung und gleichmäßigerem Verschleiß der Reibbeläge.



2.2.3 Mehrteilige Bauweisen

Zur Verbesserung der Schirmung sind Bremscheiben besonders bei leistungsfähigen Fahrzeugen und im Rennsport mehrteilig ausgeführt (Abbildung 2-10). Zur Verbindung der Bremscheibe mit der Radnabe wird ein Bremscheibenring mit einem metallischen Bremscheibentopf über speziell ausgeführte Verbindungselemente oder eine Verzahnung kombiniert. Die konstruktive Gestaltung berücksichtigt die unterschiedlichen thermischen Dehnungen vom Bremscheibenring und Bremscheibentopf und reduziert eine temperaturbedingte Schirmung durch eine radiale Ausdehnungsmöglichkeit. Die im Bremscheibentopf eingebrachten Nuten bzw. Verzahnung ermöglichen diese radiale Entkopplung.

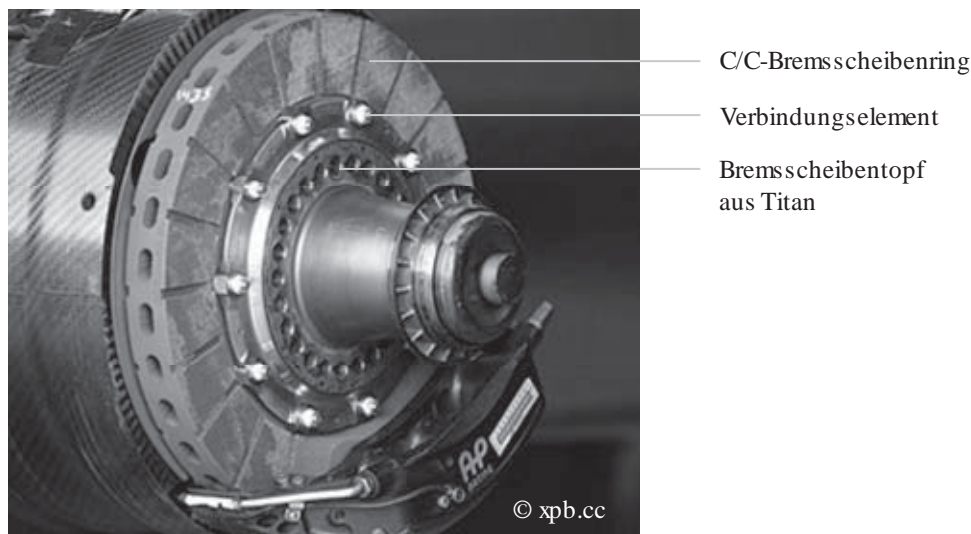


Abbildung 2-10: Mehrteilige C/C-Rennsportbremse mit dehnverträglicher Verbindungstechnik von Bremscheibenring und Bremscheibentopf [124].

Keramische C/C- bzw. C/SiC-Bremscheiben werden heute im automobilen Bereich ausschließlich in einer mehrteiligen Bauweise angeboten. Einteilige Konzepte von sog. Integralbremscheiben aus C/SiC sind zwar veröffentlicht [66], jedoch sind bis heute keine Serienanwendungen in Fahrzeugen bekannt.

Die mehrteilige Bauweise von Bremscheiben erfordert eine sehr hohe Herstellungsgenauigkeit und ein abgestimmtes Werkstoffkonzept der Einzelteile. Der zusätzlich anfallende Montage- und Bearbeitungsaufwand führt im Vergleich zu einteiligen Bremscheiben zu höheren Bauteilkosten.

Eine kostengünstigere Alternative zum mechanischen Verschrauben von metallischen Bremscheiben ist die Verbindung mit Nieten [125, 126] oder Spannrings [127]. Die Bremsmomentübertragung erfolgt dabei entweder über die Nieten selbst oder über einen Formschluss. Zur Reduzierung der Herstellungskosten von metallischen Bremscheiben wurden auch Lösungen mittels Verbundgießen entwickelt [128, 129, 130]. Abbildung 2-11 zeigt exemplarisch unterschiedliche Konstruktionen.

SHW (Deutschland) realisiert eine radial dehnverträgliche Verbindung von Bremscheibentopf und Bremscheibenring über radial angeordnete und in einen Aluminiumbremscheiben-



topf eingegossene Steckstifte. Bei Erwärmung des Bremsscheibenrings gleiten die Steckstifte in den Bohrungen des Bremsscheibenrings. BREMBO (Italien) entwickelte eine Bauweise ohne zusätzliche Verbindungselemente durch direktes Angießen eines Bremsscheibentopfs.

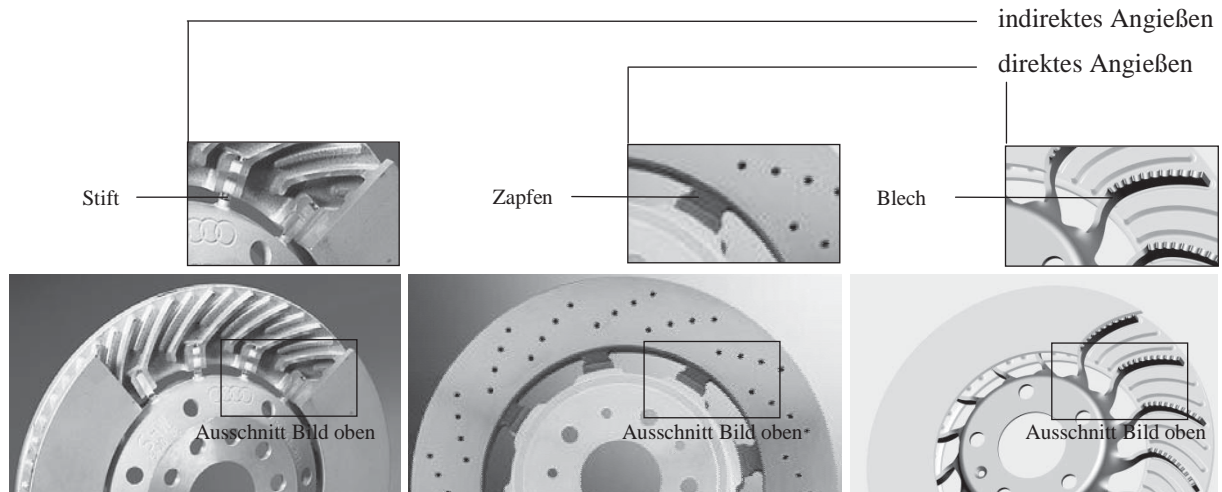


Abbildung 2-11: Mehrteilige Bremsscheibenausführungen mit radialer Ausdehnungsmöglichkeit hergestellt mittels Verbundgusstechnik: Links: Indirektes Angießen des Bremsscheibentopfs über metallische Steckstifte [128]. Mitte: Direktes Angießen des Bremsscheibentopfs an Zapfen des Bremsscheibenrings [129]. Rechts: Direktes Angießen der Bremsscheibe an einen Bremsscheibentopf aus Stahlblech [130].

Weitere Sonderbauformen von Scheibenbremsen mit aufgelöteten Teilbelägen aus Sintermetall oder formschlüssig verbundenen Keramiksegmenten sind bekannt [131]. Die Grundidee dieser Konstruktionen ist die wirtschaftliche Herstellung verschleißarmer Bremscheiben. Durch die einfache Geometrie der Teilbeläge kann verschleißbeständiges Reibmaterial (z. B. C/SiC) kostengünstig hergestellt und dessen Materialeinsatz im Vergleich zu einer Vollscheibe verringert werden. Problematisch ist die dauerhafte, korrosionssichere und verzugsfreie Verbindung der Teilsegmente mit dem Grundkörper. Im PKW-Bereich finden diese Teilbelag-Scheibenbremsen bisher keine Verwendung.

3 ANALYSE DES HERSTELLUNGSPROZESSES

Die Senkung der Bauteilkosten und Erschließung neuer Marktsegmente für keramische Verbundbremscheiben wird entscheidend von der Bereitstellung einer kostengünstigen und robusten Herstellungstechnik bestimmt. Aufgrund der verfahrensspezifischen Nachteile des CVI- und LPI-Verfahrens mit mehrmaligen, zeitintensiven Prozessschritten zur Matrixverdichtung, fokussieren sich die Untersuchungen ausschließlich auf das unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten vorteilhafte LSI-Verfahren. Die folgende Analyse beinhaltet neben der Herstellung des keramischen Bremscheibenrings auch die metallischen Komponenten der keramischen Verbundbremscheibe. Ausgehend von der Beschreibung der Herstellung und dem Aufzeigen von Schwachstellen der vorgegebenen Referenzvariante (siehe Abbildung 1-1) werden hierzu Alternativen dargestellt, vergleichend bewertet und eine Vorauswahl für die spätere Konzeptentwicklung getroffen.

3.1 Herstellung der Referenzvariante

Die aus 35 Einzelteilen aufgebaute Referenzvariante besteht aus dem aus zwei Halbschalen und zwei Reibschichten in-situ gefügtem C/SiC-Bremscheibenring, einem Bremscheibentopf aus hochlegiertem Stahl und jeweils 10 Verbindungshülsen, Schrauben und Unterlegscheiben (Abbildung 3-1).

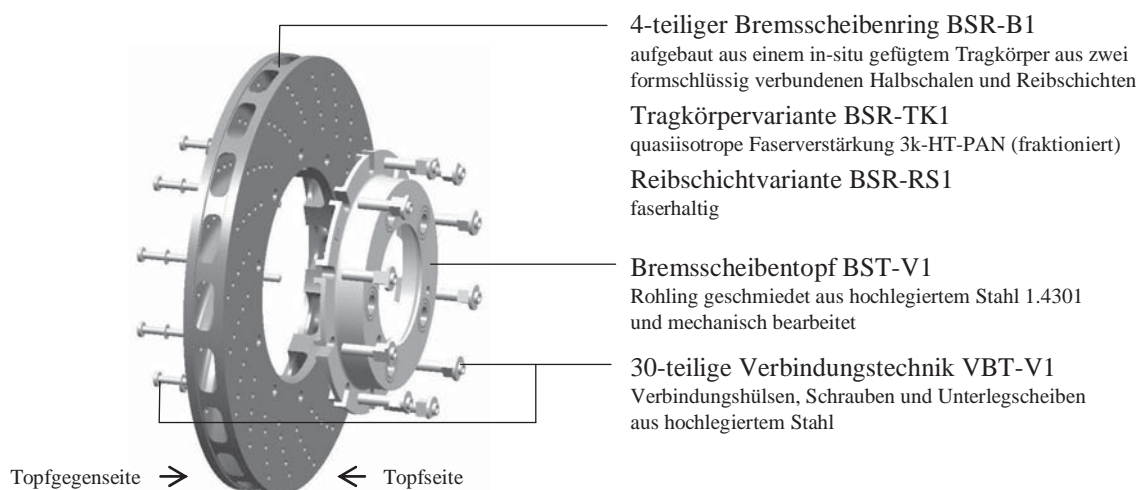


Abbildung 3-1: Explosionsdarstellung der aus 35 Einzelteilen bestehenden Referenzvariante.

Der Herstellungsprozess der Referenzvariante gliedert sich in verkettete Einzelschritte (Abbildung 3-2), die nachfolgend erläutert werden.

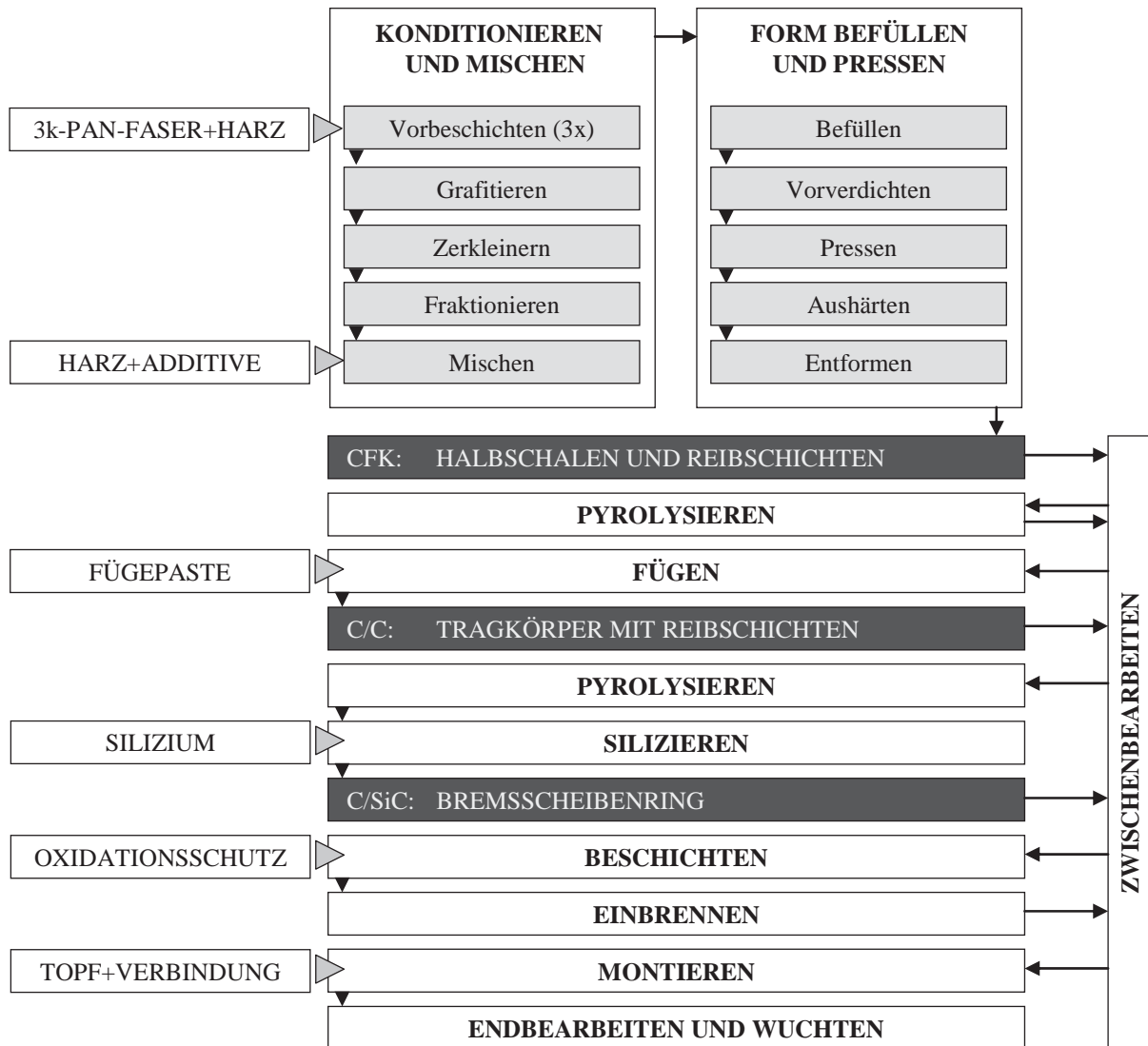


Abbildung 3-2: Darstellung der einzelnen Prozessschritte zur Herstellung der Referenzvariante.

3.1.1 Bremsscheibenring

Ausgangsmaterial für die Herstellung sind geschichtete HT-Kohlenstofffasern aus Polyacrylnitril (PAN) mit einer Filamentanzahl von 3k. Die Fasern werden zunächst zu einem Gewebe verarbeitet, anschließend mit Phenolharz zu einem Prepreg weiterverarbeitet, in Rechteckform geschnitten und zu ca. 20 mm dicken CFK-Platten verpresst. Diese werden dann in drei aufeinanderfolgenden Imprägnier- und Pyrolyseschritten mit Phenolharz weiter verdichtet und abschließend einer Hochtemperaturbehandlung bei ca. 2000°C unterzogen. Dieser Prozess führt zu einer Faserbeschichtung aus Kohlenstoff, die bei der Silizierung die Umwandlung der C-Fasern zu SiC verringert. Die Platten werden anschließend mit Schneidmessern zerkleinert und in einem Siebturm in verschiedene 2D-Faserfraktionen sortiert. Die Größen der Faserfraktionen ergeben sich dabei nach der Siebgröße. Im Fall der Referenzvariante werden Siebe mit einer Maschenweite von 4, 2 und 1 mm eingesetzt.



Für die Reibschichten (RS) wird die kleinste Faserfraktion beigemischt während für die Halbschalen des Tragkörpers (TK) die größeren Faserfraktionen verwendet werden. Als Maß zur Qualitätsüberwachung der einzelnen Faserfraktionen und der Mischung selbst, sind in Anlehnung an die aus der Pulverkeramik bzw. Rohstoffindustrie bekannte Schüttdichte [132] oder geklopfte Schüttdichte [133] heranzuziehen.

Anschließend werden die jeweiligen Faserfraktionen mit Phenolharz und C-haltigen Additiven vermischt, manuell in einer Pressform gleichmäßig verteilt und vorverdichtet. Dann erfolgt das Verpressen und Aushärten der Pressmasse (Compound) im Pressverfahren bei Temperaturen unter 200°C. Schematisch dargestellt ist dieser Prozess in Abbildung 3-3.

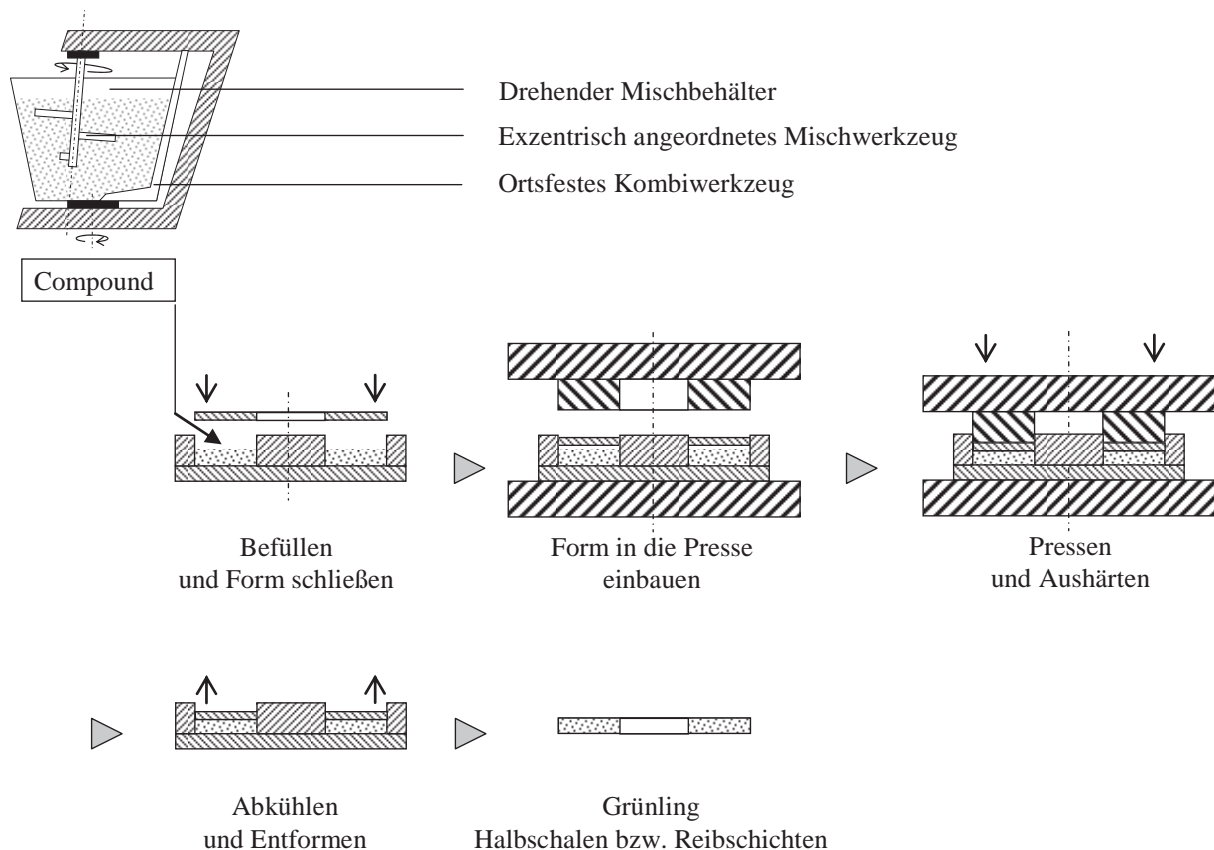


Abbildung 3-3: Prozesskette zur Herstellung der Brems Scheibengrünlinge der Referenzvariante mittels Presstechnik aus einer compoundingierten Faser-Harz-Additiv-Mischung.

Zur Herstellung des innenbelüfteten Brems Scheibenrings werden zwei Halbschalen und zwei Reibschichten in jeweils separaten, druckgesteuerten Pressvorgängen hergestellt. Nach dem Entfernen von Harzresten werden die Grünkörper in Stickstoffatmosphäre in batchbetriebenen Öfen bei Temperaturen bis 900°C pyrolysiert. Die Halbschalen und die Reibschichten werden, nach einem Bearbeitungsschritt der Fügeflächen, mittels der in-situ Fügetechnik verbunden (Abbildung 3-4) und nochmals pyrolysiert. Die Halbschalen sind mittels abgesetzter Kühlkanalstege formschlüssig, zur Sicherstellung einer ausreichenden Verdrehsicherheit, miteinander verbunden. Aufgrund einer Stegbreite von ca. 10 mm ergeben sich dabei filigrane Fügeflächen der Stegabsätze (Abbildung 3-5).

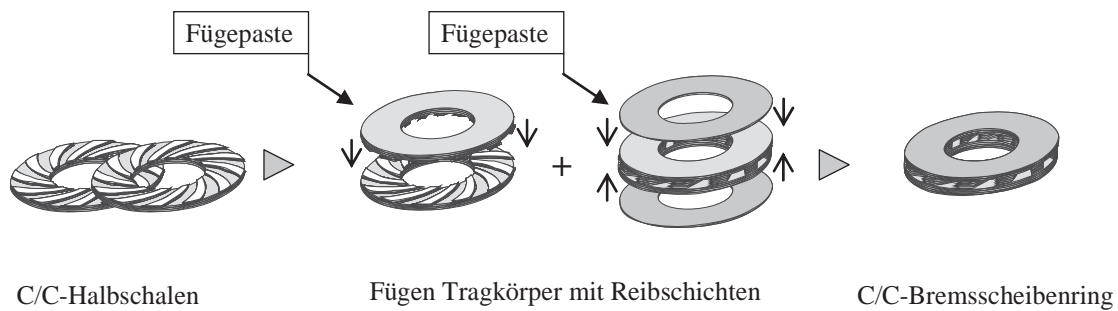


Abbildung 3-4: 4-teiliger Aufbau des Bremsscheibenrings der Referenzvariante aus zwei Halbschalen und zusätzlichen Reibschichten.

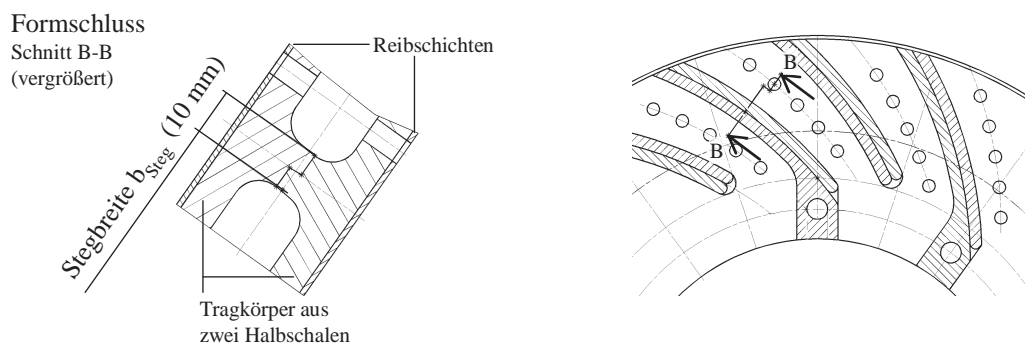


Abbildung 3-5: Kühlkanalstege des Tragkörpers der Referenzvariante mit absatzförmiger Ausbildung zur formschlüssigen Verbindung der Halbschalen.

Zur Reduzierung des Bearbeitungsaufwands im harten, keramischen Zustand werden notwendige mechanische Bearbeitungsprozesse bzw. das Einbringen der Perforationsbohrungen im C/C-Zustand mittels Schleif-, Fräs- bzw. Bohroperationen durchgeführt. Aufgrund der unterschiedlich gestalteten Innenkontur der Topf- und Topfgegenseite und der laufrichtungsgewundenen Kühlkanalgeometrie des Bremsscheibenrings ist eine Bearbeitung als Links- und Rechtsteil notwendig.

Nach der Bearbeitung wird der Bremsscheibenring im Vakuum bei Temperaturen um 1650°C mit schmelzflüssigem Silizium in Kontakt gebracht und siliziert. Zur Gewährleistung einer vollständigen und homogenen Silizierung wird eine überstöchiometrische Dosierung der Siliziummenge gewählt. Nach der Silizierung, dem Dechargieren und dem Entfernen von Si-Anbackungen erfolgt das Aufbringen der Oxidationsschutzbeschichtung am Außen- und Innendurchmesser. Vor der Montage der Einzelteile werden die Auflageflächen des Bremsscheibenrings für den Bremsscheibentopf geschliffen und die axialen Bohrungen zur Aufnahme der Verbindungshülsen mittels Bohrbearbeitung eingebracht.



3.1.2 Bremsscheibentopf und Verbindungselemente

Der Bremsscheibentopf (Abbildung 3-6) aus dem hochlegierten Stahl 1.4301 (X5CrNi18-10) wird aus Rundmaterial mit Aufmaß vorgeschmiedet und alle Flächen durch Drehen überarbeitet. Die Nuten zur Aufnahme der Verbindungshülsen und die Auflageflächen zum Bremsscheibenring werden frästechnisch hergestellt.

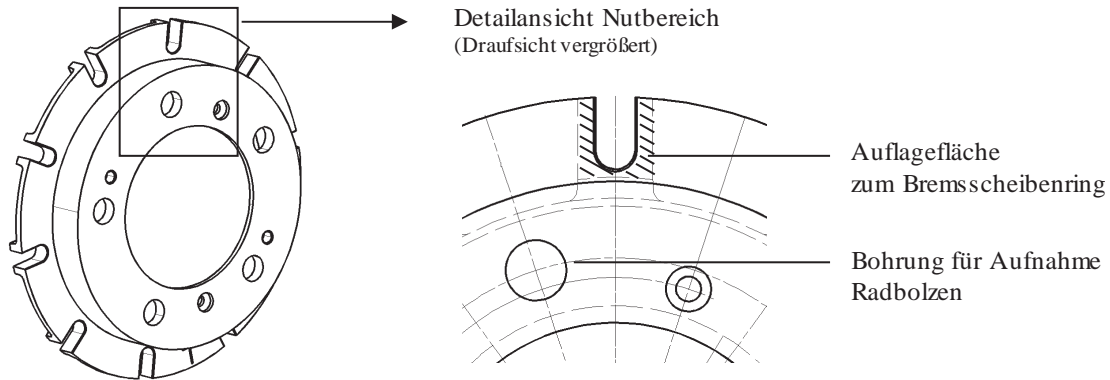


Abbildung 3-6: Bremsscheibentopf der Referenzvariante und Detailansicht des Nutbereichs mit Auflagefläche zum Bremsscheibenring.

Die Herstellung der Verbindungshülsen mit integriertem Gewinde aus dem hochlegierten Stahl 1.4301 bzw. der Schrauben erfolgt aus Stangenmaterial durch Dreh-, Fräs- und Bohrbearbeitung bzw. Rollen. Die Unterlegscheiben werden aus Bandmaterial ausgestanzt.

3.1.3 Montage und Endbearbeitung

Der C/SiC-Bremsscheibenring und der Bremsscheibentopf werden nach ihrer Fertigstellung manuell miteinander mit Hilfe der Verbindungshülsen, Schrauben und Unterlegscheiben in axialer Richtung verschraubt.

Nach der Montage werden im Bremsscheibentopf die Bohrungen für die Aufnahme der Radbolzen eingebracht. Anschließend erfolgt die Herstellung der geforderten Oberflächen-, Form- und Lagetoleranzen durch Überschleifen des Bremsscheibenrings und Drehbearbeitung der Nabenanlagefläche des Bremsscheibentopfs.

Das finale Wuchten der Bremsscheibe erfolgt durch den Ersatz einzelner, bereits verbauter Verbindungshülsen bzw. Schrauben durch leichtere Hülsen und/oder Schrauben aus der Titanlegierung 3.7165 (TiAl6V4).

3.1.4 Schwachstellen

Offensichtliche Schwachstellen des Herstellungsprozesses der Referenzvariante liegen in einer Vielzahl der Teilschritte mit zusätzlich hohem Aufwand zur Qualitätssicherung und zur Vermeidung von Verwechslungen, in der Verwendung teurer Gewebe auf Basis von 3k-Fasern, im aufwändig beschichtetem Faserhalbzeug und in der Notwendigkeit, zwei Halbschalen in jeweils separaten Pressvorgängen herzustellen.



Die Grünkörperherstellung erfolgt zwar endkonturnah mittels Halbschalen, jedoch ist der Fügeprozess, aufgrund der konstruktiven Gestaltung der Fügezone mit formschlüssiger Ausbildung der 10 mm breiten Stege, zeitintensiv und ausschussgefährdet. Zusätzlich erfordert das Befüllen der Formen und speziell der filigranen Stegabsätze (siehe Abbildung 3-5) mit der Pressmasse einen hohen Zeitbedarf.

Bei der Referenzvariante werden die Pyrolyse und Silizierung im Batchbetrieb durchgeführt. Neben dem hohen Aufwand zum Be- und Entladen der Öfen sind die Prozesszeiten durch die notwendigen Aufheiz- und Abkühlzeiten lang und setzen bei steigendem Stückzahlbedarf die Anschaffung weiterer investitionsintensiver Ofenanlagen voraus. Diese Diskontinuität im Herstellungsprozess wirkt sich auch auf die Logistik aus und erfordert, dass höhere Mengen als aktuell nachgefragt produziert werden müssen. Der Gesamtprozess führt daher zu hohen Durchlaufzeiten und erhöhten Lageraufwendungen mit entsprechender Kapitalbindung.

Optimierungsbedarf besteht weiterhin in einer Reduktion der Bearbeitungszeit für den Brems-scheibentopf, maßgeblich beeinflusst durch den nur mit geringem Vorschub zerspanbaren hochlegierten Stahl 1.4301 und die nutförmige Geometrie der Auflageflächen. Auch die manuelle Montage der Einzelteile und die aufwändige Bearbeitung der C/SiC-Reibflächen und der Nabenanlagefläche am Brems-scheibentopf nach dem Zusammenbau sind zur weiteren Optimierung identifizierbar.

Eine Fräsbearbeitung am Außendurchmesser des Brems-scheibenrings zum Auswuchten kann, wie bei Grauguss-Brems-scheiben üblich, aufgrund der aufgetragenen äußeren Oxidations-schutzbeschichtung nicht angewandt werden. Durch dieses partielle Wuchtfräsen würde die Beschichtung abgetragen werden und ihre Schutzwirkung verlieren.

3.2 Alternative Herstellungsvarianten

3.2.1 Ausgangsmaterialien

Die für die Herstellung keramischer Verbundbrems-scheiben eingesetzten Fasern, das Matrixsystem und mögliche Zuschlagstoffe (Additive) haben einen entscheidenden Einfluss auf die C/SiC-Eigenschaften. Zur Auswahl geeigneter Ausgangsmaterialien werden nachfolgend verfügbare Ausgangsmaterialien beschrieben sowie Hauptkriterien zur Auswahl identifiziert und diskutiert.

Fasern

Die großtechnisch verfügbaren Standardfasern werden heute überwiegend aus PAN hergestellt und zeigen in Abhängigkeit ihrer Herstellungsparameter unterschiedliche Eigenschaften [134, 135, 136]. Die Vorstufe (Precursor) der PAN-Kohlenstofffasern wird über eine un-schmelzbare Zwischenstufe carbonisiert und anschließend durch eine weitere Temperatur-behandlung in grafitartig angeordneten Kohlenstoff umgewandelt. Der Grad der Ausrichtung der grafitischen Schichten ist entscheidend für die Festigkeit und Steifigkeit. Nur bei genügender Ausrichtung der Schichten in der axialen Faserrichtung können hohe Zugfestigkeiten und E-Moduli erreicht werden [135]. Mit zunehmender Glüh-temperatur nimmt der Orientierungsgrad in Faserlängsrichtung zu und die Steifigkeit steigt an. Mit zunehmender Steifig-



keit sinkt aber auch die Bruchdehnung. Die mechanischen Eigenschaften der Fasern sind aufgrund ihrer Struktur deshalb stark anisotrop.

Eine Zusammenstellung der Eigenschaften am Markt verfügbarer Kohlenstofffasern zeigt Tabelle 3-1. Einige wichtige Hersteller für Kohlenstofffasern sind SGL CARBON (Deutschland), TOHO TENAX (Japan), TORAY (Japan), MITSUBISHI RAYON (Japan), NIPPON CARBON (Japan), ZOLTEK (Ungarn), CYTEC (USA) und HEXCEL (USA).

Tabelle 3-1: Zusammenstellung charakteristischer Kenngrößen und mechanische bzw. thermo-physikalische Eigenschaften verschiedener Kohlenstofffasern [137, 138, 139, 140 141, 142, 143, 144, 145, 146] und Preisvergleich [134, 147].

FASER			PAN HT	PAN IM	PAN HM	PECH HM/UHM
Precursor	-	-	PAN	PAN	PAN	Pech
Glühtemperatur	-	°C	1200-1400	1700	> 2200	> 1600/2200
Faserdurchmesser	D	µm	6,7-7,2	4,4-5,2	4,7-7,0	7-11
Filamentanzahl	K-Zahl	-	1-50	6-24	1-24	1-12
Kurzfaserlängen	l	mm	1-25	-	-	3-18
Mahlgröße	-	µm	< 200	-	-	< 200
Dichte	ρ	g/cm ³	1,76-1,81	1,73-1,81	1,75-1,93	1,90-2,20
Zugfestigkeit	R _m	N/mm ²	3500-5000	5100-7000	2700-4700	1900-3800
Bruchdehnung	A	%	1,5-2,1	1,7-2,2	0,7-1,4	0,3-0,7
Elastizitätsmodul	E	kN/mm ²	220-270	275-324	340-590	380-965
Wärmekapazität	c _p	J/(kg·K)	710	750	710	-
TAK	α	µm/(m·K)	-0,6 bis -0,1	-0,6 bis -0,4	-1,1 bis -0,7	-1,5 bis -1,3
Wärmeleitfähigkeit	λ	W/(m·K)	7-17	5-35	39-156	110-1000
Rovingpreis ^a	-	€/kg	15 bis < 100	> 200	100 bis > 1500	150 bis > 2000

^a: Angabe der Größenordnung

Vorteilhaft für Bremsenanwendungen ist die geringe Dichte von ca. 1,8 g/cm³ und der geringe Ausdehnungskoeffizient. Da hier keine wesentlichen Unterschiede bestehen, sind als weitere maßgebliche Auswahlkriterien die Zugfestigkeit, der E-Modul, die Wärmeleitfähigkeit, die Kosten und die Verfügbarkeit zu nennen.

Die Zugfestigkeiten von HT-Fasern in Faserlängsrichtung liegen in der Größenordnung von 3500 bis 5000 N/mm². Höhere Werte besitzen nur IM-Fasern. Die hochsteifen HM- bzw. UHM-Fasern zeigen durchschnittlich geringere Festigkeiten. Die Wärmeleitfähigkeit der Fasern ist ebenfalls als Auswahlkriterium interessant, da der Einsatz grafitierter Fasern bzw. Pechfasern die Wärmeleitfähigkeit von C/SiC erhöhen kann [148]. Entscheidend für einen wirtschaftlichen und nachhaltigen Serieneinsatz sind aber die Kosten und die großtechnische Verfügbarkeit. Fasern aus Mesophasenpech sind zwar hinsichtlich ihrer guten Wärmeleit-eigenschaften sehr interessant, jedoch aus Kosten- und Verfügbarkeitsgründen nicht geeignet und stellen keine Alternative zu PAN-Fasern dar. Aufgrund der hohen Kosten von IM- und HM-Fasern werden ausschließlich, die bereits bei der Referenzvariante eingesetzten, HT-Fasern für die weiteren Betrachtungen festgelegt.

HT-Fasern werden als ungedrehte oder schwach gedrehte Garne geliefert. Typische K-Zahlen liegen im Bereich 1 bis 24 k (small/regular tow). Preislich attraktiver sind jedoch Multifilament-Faserbündel mit einer K-Zahl ≥ 48 k (heavy tow), verfügbar am Markt bis ca. 400 k.

Für die Weiterverarbeitung ist der Einsatz geschlichteter Fasern empfehlenswert. Ungeschlichtete Fasern neigen beim Verarbeiten zum Ausfransen, Flusenbilden bzw. Faserbruch. Im Weiteren dient die Schlichte zur besseren Benetzbarkeit mit Harz und wirkt als Haftvermittler zur polymeren Matrix. Ungeschlichtete Kohlenstofffaseroberflächen führen zu einer unzureichenden Anbindung des Harzes und zum Abschrumpfen während der Pyrolyse. Der entstehende Spalt führt bei der Silizierung zu einer verstärkten Schädigung der Einzelfaser durch Umwandlung der C-Faser in SiC [55].

Zusammenfassend werden für die weiteren Konzeptüberlegungen geschlichtete HT-Fasern auf PAN-Basis mit einer K-Zahl von 50 bzw. 400 k als Alternative zu den 3k-Fasern der Referenzvariante festgelegt.

Faserbeschichtung und Halbzeugherstellung

Zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und des Oxidationsverhaltens von C/SiC sind verschiedene Faserbeschichtungen einsetzbar (Tabelle 3-2). Die Beschichtung wirkt als Gleitschicht zwischen der kristallinen SiC-Matrix und der Faser selbst und beeinflusst positiv die Festigkeit und Bruchzähigkeit [41, 149, 150].

Tabelle 3-2: Geeignete Faserbeschichtungen für C/SiC-Werkstoffe und deren Funktionsweise [41, 151, 152].

Beschichtung	Funktion und Beurteilung
C	+ Gleitschicht zwischen C-Faser und SiC-Matrix ermöglicht Faser-Pull-Out + verhindert Faserschädigung durch die kristalline SiC-Matrix + heilt Oberflächendefekte der Faser aus und erhöht die Faserfestigkeit + reduziert thermisch bedingte Eigenspannungen zwischen Faser und Matrix
SiC, SiCN	+ Faserschutz im Prozess durch Reaktionsbehinderung mit der Matrix + Diffusionsbarriere zur SiC-Matrix + Oxidationsschutz für C-Faser
h-BN	- kristalline Struktur reduziert Faserfestigkeit + Gleitschicht zwischen C-Faser und SiC-Matrix ermöglicht Faser-Pull-Out + Oxidationsschutz für C-Faser
Multilayer C-SiC	+ kombiniert Wirkungsweise von C- und SiC-Beschichtungen und vermeidet negative Auswirkungen

Legende: +: vorteilhaft, -: nachteilig

Für die großtechnische Verwendung scheiden jedoch aufwändige, mittels chemischer Gasphasenabscheidung aufgebraachte Beschichtungen auf Basis von SiC, SiCN, BN, etc. aus. Unter Berücksichtigung verfahrensspezifischer Vorteile und dem ausgewogenen Eigenschaftsprofil sind deshalb bevorzugt Beschichtungen aus Kohlenstoff mittels Imprägnier- oder Granulationstechnik einzusetzen [66, 109, 113, 153]. In beiden Fällen wird zunächst der Faserroving mit einem geeigneten Harz überzogen und dadurch stabilisiert. Während mittels Beschichtungs- und Granulationstechnik eine Umhüllung der Rovings erzielt wird, können mittels Imprägniertechnik auch die Zwischenräume der Faserrovings ausgefüllt werden (Abbildung 3-7).

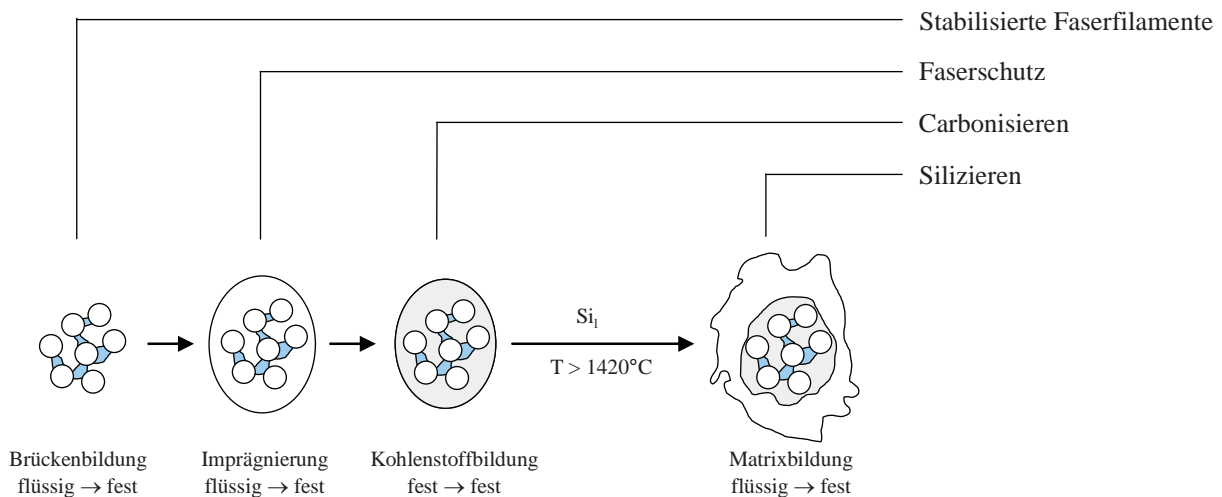


Abbildung 3-7: Schematische Darstellung der Beschichtung von Kohlenstofffaserbündeln mittels Imprägniertechnik [66].

Hierzu müssen die alternativ zu den 3k-Fasern der Referenzvariante ausgewählten Multifilamentfasern zunächst vor der Stabilisierung und Imprägnierung gespreizt werden und können dann als Band den Prozess durchlaufen. Da das Spreizen heute vorrangig für Fasern bis ca. 50k üblich ist, muss der Faserschutz für die ausgewählten 400k-Fasern in einem Prozess vergleichbar zur Referenzvariante aufgebracht werden. Die aufwändige Gewebeerstellung wird dabei aber durch das Verpressen von Schnitffasern vermieden. Anschließend durchlaufen diese den Prozess der Referenzvariante. Als weitere Alternative wird eine gezielte Imprägnierung der 50k-Fasern mittels Prepreg-Technik ohne aufwändige weitere Nachimprägnierung und Grafitierung ausgewählt.

Als Halbzeug ist die Verwendung von Kurzfasern vorteilhaft. Vorteile sind deren weitgehend verschnittfreie Verarbeitung und die gute Befüllbarkeit der Formen zur Grünkörperherstellung. Bei der Verwendung von Kurzfasern wird die Befüllzeit im Wesentlichen durch die Faserlänge beeinflusst. Für typische Steggeometrien mit einer Stegbreite von ca. 10 mm ist daher die Verwendung von Fasern mit Längen < 10 mm zu empfehlen. Da die Faserlängen auch die Festigkeit und Wärmeleitfähigkeit von C/SiC beeinflussen (vgl. Abbildung 2-6 bzw. Abbildung 2-7), sind im Vergleich zur Referenzvariante kürzere und längere Fasern als Verstärkungsvarianten Untersuchungsgegenstand.

Kohlenstoffkurzfasern sind entweder direkt von den Faserherstellern als gemahlene bzw. geschnittene Kohlenstofffasern am Markt erhältlich oder müssen durch geeignete Zerkleinerungs- oder Schnitttechniken selbst hergestellt werden. Geschnittene Kurzfasern sind in Standardlängen von 3, 6, 9, 12, 25 und 50 mm am Markt erhältlich. Gemahlene Kohlenstofffasern mit Faserlängen zwischen 20 und 200 μm werden heute hauptsächlich zur Herstellung von Spritzgussbauteilen im Maschinenbau und der Automobilindustrie verwendet. Aufgrund ihrer Feinheit erscheinen diese für den Silizierprozess ungeeignet. Zudem können keine maßgeblichen Rissstopp- bzw. Rissüberbrückungseffekte im C/SiC erwartet werden. Daher werden unter Berücksichtigung der Steggeometrie Faserlängen von 2 und 9 mm für die wei-

teren Konzeptüberlegungen festgelegt. Als Variante zur Zerkleinerung mittels Schneidmessern und anschließender siebtechnischer Fraktionierung wird das gezielte Schneiden von Fasern mit Schneidwalzen angesehen. Besonders geeignet erscheint dieses Verfahren für die festgelegte Faserlänge von 9 mm.

Additive

Füllstoffe können, unter Voraussetzung einer gleichmäßigen Verteilung, gezielt zur Beeinflussung der mechanischen, thermophysikalischen und strukturellen Eigenschaften faserverstärkter Verbundwerkstoffe bei der Halbzeug- bzw. Grünkörperherstellung eingesetzt werden. So werden z. B. SiC-Partikel zur Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit bzw. Verschleißbeständigkeit von faserverstärkten Keramiken eingesetzt [154, 155].

Interessant erscheint der Einsatz artgleicher Füllstoffe wie C und SiC auch unter dem Aspekt, Produktionsausschuss im C/C bzw. C/SiC-Zustand recyceln zu können. Zur Erhöhung des Kohlenstoffgehalts und verbesserten Matrixbildung können bevorzugt Additive aus kohlenstoffhaltigen Materialien wie Russ, Koks, Pech, amorpher Kohlenstoff und Grafit eingesetzt werden. Aufgrund der abrasiven Wirkung von SiC ist von einer reduzierten Lebensdauer der Pressformen und von einer erschwerten mechanischen Bearbeitung im CFK- und C/C-Zustand auszugehen. Aufgrund des notwendigen Bearbeitungsumfanges der Halbschalen bzw. des Tragkörpers ist die Zugabe von SiC nicht vorteilhaft. Als möglich wird jedoch die Zugabe bei der Reibschichtherstellung angesehen.

Matrixwerkstoff

Die Auswahl des Matrixpolymers erfolgt in erster Linie nach technischen und wirtschaftlichen Aspekten. Dabei sind grundlegende Harzeigenschaften zur Auswahl zu berücksichtigen (Abbildung 3-8).

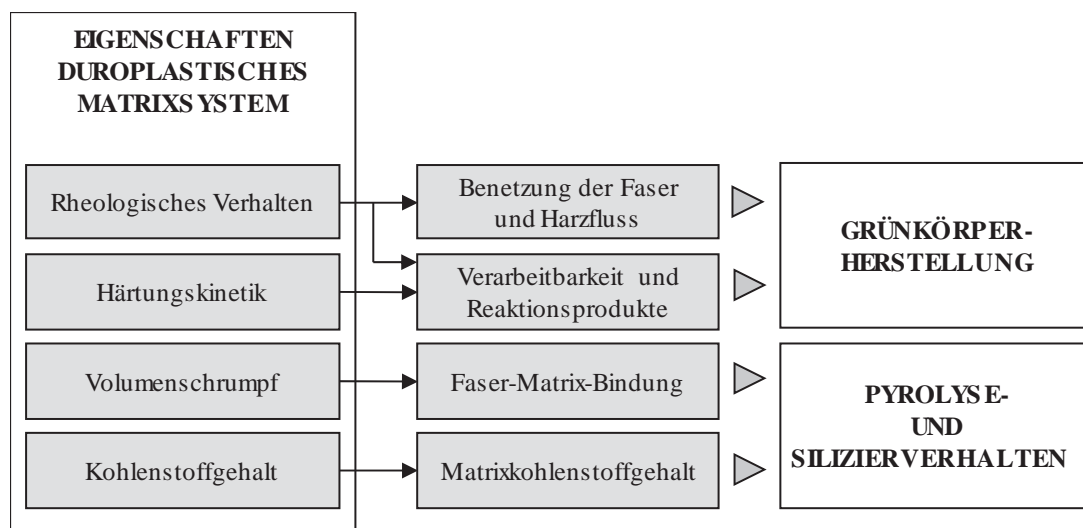


Abbildung 3-8: Wichtige Eigenschaften zur Auswahl geeigneter Harzsysteme für die Herstellung von C/SiC-Bremsscheiben und deren Hauptfunktionen.

Zur Herstellung der polymeren Grünlinge für C/SiC-Werkstoffe sind grundsätzlich leicht zu verarbeitende Harzsysteme mit hoher Topfzeit (Zeitspanne vom Anmischen bis zum Beginn



der Aushärtung), einem möglichst hohen Restkohlenstoffgehalt von über 50% zur Bildung der späteren keramischen Matrix sowie einem geringen Volumenschrumpf bei der Aushärtung und Pyrolyse zu bevorzugen. Das rheologische Verhalten und die Härtungskinetik des Harzsystems dominieren die Imprägniergüte der Mischung sowie die Qualität des polymeren Grünlings. Entstehende Reaktionsprodukte bei der Aushärtung können zu inneren Schädigungen wie Delaminationen oder erhöhter Matrixporosität führen und müssen speziell bei der Gestaltung der Prozessführung beachtet werden.

Für das Pyrolyse- und Silizierverhalten ist die Anbindung der Matrix an die Fasern und der Volumenschrumpf bei der Pyrolyse des Harzsystems entscheidend. Zu hohe Bindungskräfte und ein hoher Volumenschrumpf können deutliche Faserschädigungen verursachen, während zu geringe Bindungskräfte zum Ablösen der Matrix und zu einer anschließenden Faserschädigung im Silizierprozess führen.

Zur Herstellung von C/C bzw. C/SiC werden in der Literatur neben dem Einsatz von Phenolharz vor allem Polyimide, Polyphenylene, Polyvinylalkohol und Furanharze zur Herstellung erwähnt [55, 154, 156, 157, 158]. Da Phenolharze einen Restkohlenstoffgehalt von über 50% aufweisen, gute Verarbeitungseigenschaften zeigen, kostengünstig und großtechnisch verfügbar sind, ist Phenolharz zur wirtschaftlichen Serienherstellung am besten geeignet.

Phenole, eigentlich Phenol-Formaldehyd-Harze, sind grundsätzlich in reaktive Resole und Novolak-Systeme zu unterteilen. Resole sind zumeist flüssig, gut verarbeitbar und härten unter Zugabe von schwachen Säuren kalt oder ohne Zusatzstoffe bei Temperaturen zwischen 100-180°C aus. Nachteilig ist deren begrenzte Haltbarkeit von 2-3 Monaten. Novolake sind pulverförmig und härten durch Zugabe eines Härter wie z. B. Hexamethylentetramin bei Temperaturen $\leq 200^\circ\text{C}$ aus. Vorteil dieser Systeme ist deren hohe Haltbarkeit. Speziell für automatisierte Dosiereinrichtungen ist die trockene Verarbeitung der Novolak-Systeme vorteilhaft. Novolake können auch als Nasssysteme unter Zugabe von Lösungsmittel verarbeitet werden. Aufgrund der Variabilität wird daher ein Novolak-Phenolharz ausgewählt.

3.2.2 Mischungs- und Grünkörperherstellung

Mischungsherstellung

In einem drehenden Mischbehälter können die Rezepturbestandteile nach festgelegtem Zugabeprogramm vermischt werden. Der Aufbau des Mixers hat dabei einen erheblichen Einfluss auf die Mischgüte. Spezielle Mixer bei denen das Mischwerkzeug exzentrisch angeordnet ist (siehe Abbildung 3-3), erzeugen je nach Anwendung einen Gegen- oder Querstrom zur besseren Durchmischung [159]. Ein feststehend montierter Abstreifer verhindert Anhaftungen an der Behälterwand bzw. am -boden durch einen zusätzlichen Mischgutstrom senkrecht zur Rotationsbewegung. Diese Wirbelbewegung ermöglicht eine gute Durchmischung von Komponenten mit unterschiedlicher Dichte, wichtig für das faserhaltige Additiv-Harz-Gemisch.

Zur besseren Anlagerung der Additive und des Harzes an die Fasern bzw. zur Staubvermeidung sind flüssige Harzsysteme vorteilhaft. Die Additive werden dabei zunächst durch

Flüssigkeitsbrücken am Faserbündel angelagert und anschließend stabilisiert. Die Verarbeitung pulverförmiger Harze erfordert zur besseren Anlagerung des Harzsystems an die Fasern und für ein kompaktes Granulat die Zugabe einer flüssigen Komponente wie beispielsweise Polyvinylalkohol (PVA). Die Mischungen können anschließend entweder im feuchten oder getrockneten Zustand verarbeitet werden. Der Vorteil eines trockenen Compounds liegt in dessen Rieselfähigkeit, welche eine automatisierte Befüllung vereinfacht. Feuchte Mischungen sind wegen ihrer höheren Dichte einfacher zu verdichten und ermöglichen ein besseres Fließverhalten des Compounds. Aufgrund der manuellen Befüllung der Formen und der besseren Verarbeitbarkeit wird zur Herstellung der alternativen Varianten eine feuchte Mischung, entsprechend der Referenzvariante, verarbeitet.

Grünkörperherstellung

Zur Herstellung innenbelüfteter Bremscheiben sind verschiedene Verfahren zur Formgebung des Grünkörpers bekannt [66, 86, 109, 160, 161, 162, 163]. Zusammengefasst zeigt Abbildung 3-9 die einzelnen Varianten.

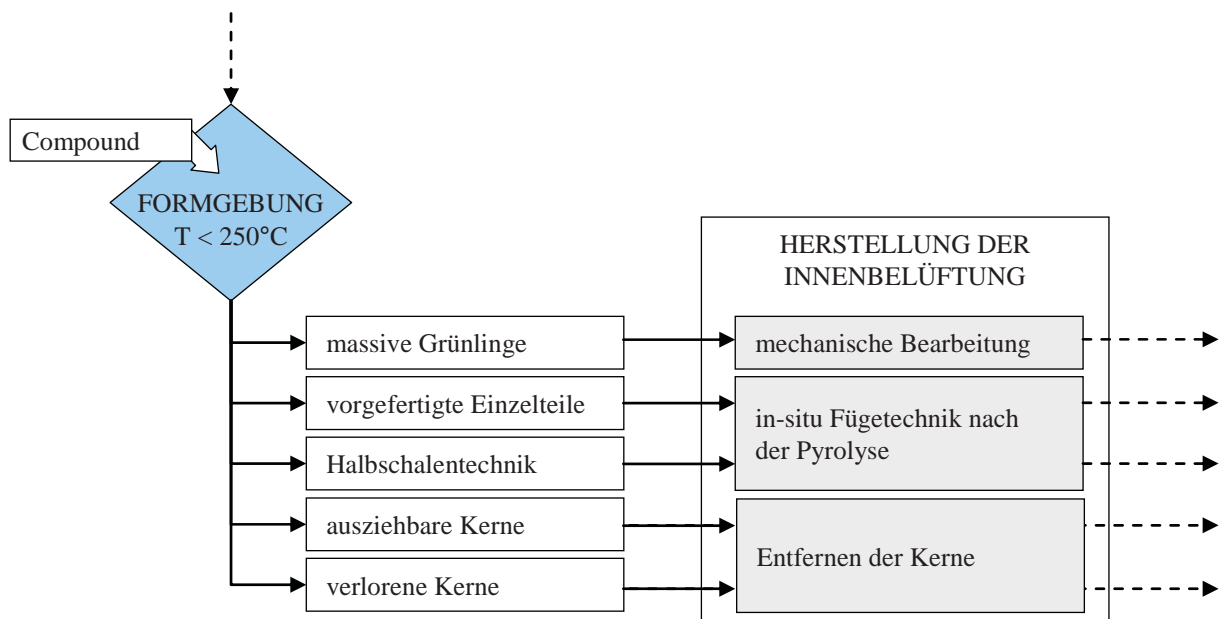


Abbildung 3-9: Herstellung innenbelüfteter keramischer Verbundbremscheiben in Abhängigkeit der Formgebung.

Die Herstellung von Kühlkanälen mittels mechanischer Bohr- oder/und Fräsbearbeitung schließt sich aus wirtschaftlicher Sicht für eine Anwendung für große Stückzahlen grundsätzlich aus. Einfache Kühlkanalgeometrien ohne Hinterschnitte können mit ausziehbaren Kernen bereits im Grünling eingebracht werden. Die aufwändige Formwerkzeuggestaltung und die geringe Kühleffizienz qualifizieren jedoch diese Herstellungsrouten nicht für die weitere Konzeptuntersuchung. In Verbindung mit einer effizienten Kühlkanalstruktur und einer Vielzahl an Einzelstegen erscheint auch die Herstellung von Bremscheiben aus vorgefertigten Einzelelementen aufgrund des hohen fūgetechnischen Aufwands der Einzelteile nicht zielführend.



Aufgrund der Vorgaben zur Herstellung komplexer Kühlkanalgeometrien mit Hinterschneidungen und einer für Serienanwendungen geeigneten, robusten und einfachen Herstellungstechnik mit geringer Einzelteilanzahl und verschnittfreiem Halbzeugeinsatz wird die Herstellung eines einteiligen Tragkörpers mittels verloraener Kerne für die weiteren Konzeptüberlegungen festgelegt. Das Pressen und Aushärten erfolgt auch für diese Route mittels Presstechnik auf Viersäulenpressen nach definiertem Zeit-Temperatur-Regime. Der Pressvorgang erfolgt weggesteuert.

Aufgrund der axialen Pressrichtung orientieren sich Kurzfasern während des Pressvorgangs mit zunehmender Faserlänge parallel zur Bremsscheibenreibfläche in radialer und/oder tangentialer Richtung. In Folge dessen ist davon auszugehen, dass neben den mechanischen Eigenschaften vor allem auch die Wärmeleitfähigkeit und die thermische Dehnung durch diese Orientierung der Fasern im Verbund beeinflusst wird. Eine Anisotropie der Kennwerte wird deshalb hauptsächlich in axialer Richtung erwartet.

3.2.3 Pyrolyse

Als Alternative zum Batchbetrieb wird ein kontinuierlich betriebener Durchlaufofen (Abbildung 3-10) mit permanenter Stickstoffspülung ausgewählt. Aufgrund der Pyrolysetemperatur von unter 1000°C sind noch kostengünstige, metallische Ofensysteme verwendbar.

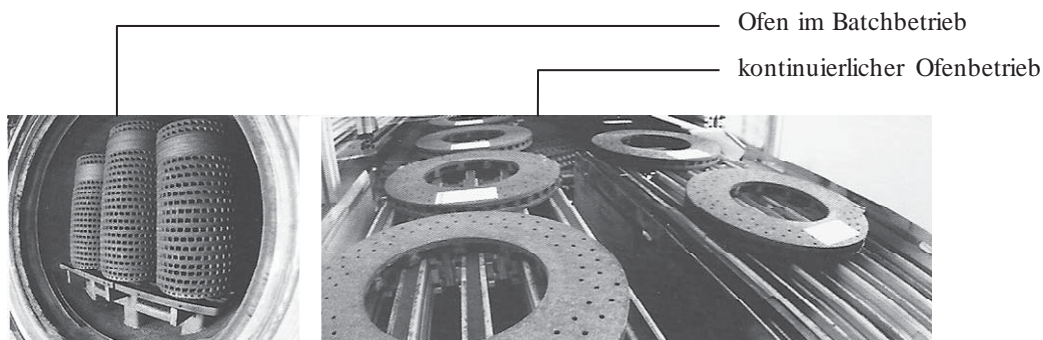


Abbildung 3-10: Ofen für Batchbetrieb (links) und kontinuierliche Bremsscheibenzuführung im Durchlaufofen (rechts) [66].

Der Gewichtsverlust der Matrix bei der Pyrolyse kann zur Überprüfung des Harzgehalts im Grünkörper herangezogen werden und errechnet sich aus der Massenbilanz vor und nach der Pyrolyse. Bezogen auf die Masse des Grünkörpers ergibt sich die Massenänderung nach Gleichung 3-1.

$$\frac{\Delta m_{\text{Pyrolyse}}}{m_{\text{CFK}}} = \frac{m_{\text{CFK}} - m_{\text{C/C}}}{m_{\text{CFK}}} \quad (3-1)$$

Zur Überwachung der Pyrolyse kann das Bremsscheibengewicht bei der Verwendung von verlorenen Kernen erst nach dem vollständigen Entfernen derselben als Qualitätsmaß herangezogen werden. In allen anderen Fällen korreliert der Massenverlust mit dem Harzanteil direkt.



3.2.4 Fügeprozess

Bei einem einteiligen Tragkörper entfällt der, bei der aus Halbschalen aufgebauten Referenzvariante notwendige, Fügeprozess. Nach wie vor ist aber das Aufbringen der Reibschichten mittels kohlenstoffhaltiger pastöser Massen notwendig (siehe Abbildung 3-4). Gleichmäßig auf die Fügestellen verteilt, bildet eine C-haltige Fügepaste die Grundlage zur späteren Konvertierung zu SiC. Wichtig für die Gestaltung der Fügestellen ist, dass die bei der mechanischen Bearbeitung auftretenden Kräfte nicht zu einer Ablösung der Einzelkomponenten führen. Zur Vermeidung von Verunreinigungen der Atmosphäre im Silizierprozess durch Pyrolysatrückstände der Fügepaste ist vor der eigentlichen Keramisierung eine weitere Pyrolyse notwendig.

3.2.5 Silizierung

Aus Produktionssicht wären kontinuierlich betriebene Vakuum-Silizieröfen wünschenswert. Diese sind jedoch heute am Markt nicht verfügbar. Deshalb erfolgt die Silizierung der Brems-scheibenringe im Batchbetrieb nach einem festgelegten Temperatur-Zeit-Regime. Zur Silizierung der Brems-scheibenringe wird, durch Reduktion von Siliziumdioxid (Quarz) hergestelltes, Silizium mit einem Reinheitsgrad von > 98% verwendet. Gegenüber hochreinen Sorten die in der Solar- und Halbleiterindustrie Verwendung finden, ist das metallurgisch hergestellte Siliziumgranulat mit ca. 5-10 €/kg deutlich kostengünstiger.

Zur Silizierung werden die C/C-Brems-scheibenringe in übereinander gestapelten, mit Grafitfolie ausgekleideten, Grafitziegeln mit Bornitridbeschichtung auf Dochten im Siliziumgranulat platziert. Die für Silizium durchlässigen Dochte dienen als Puffer zur Reduzierung der Einströmgeschwindigkeit des niedrigviskosen Siliziums und begünstigen eine gleichmäßige Reaktion im Innern des Brems-scheibenkörpers.

Die Dosierung der Si-Menge erfolgt überstöchiometrisch. Die auf den C/C-Zustand bezogene Massenänderung dient als Maß zur Beurteilung der Siliziumaufnahme (Gleichung 3-2).

$$\frac{\Delta m_{\text{Silizierung}}}{m_{\text{C/C}}} = \frac{m_{\text{C/SiC}} - m_{\text{C/C}}}{m_{\text{C/C}}} \quad (3-2)$$

Die Grenzwerte sind dabei prozess- und werkstoffabhängig. Weitere Kenngrößen zur Beurteilung der Homogenität sind die Unwucht und die Eigenfrequenzen ermittelt durch Resonanzprüfung.

3.2.6 Oxidationsschutz

Grundsätzlich sind äußere Beschichtungen, wie im Fall der Referenzvariante, oder Imprägnierungen als Oxidationsschutz für eine Erhöhung der Lebensdauer von keramischen Verbundbrems-scheiben möglich. Im Zuge der Entwicklungen von Grafit, C/C- und C/SiC-Werkstoffen wurde bereits eine Vielzahl an Oxidationsschutzsystemen entwickelt und untersucht [55, 62, 157, 164, 165, 166].

Äußere Oxidationsschutzschichten werden im Raumfahrtbereich mittels chemischer Gasphasenabscheidung (CVD, Chemical Vapor Deposition) aufgebracht. Aufgrund der Kompati-



bilität von SiC-Beschichtungen werden diese bevorzugt für C/SiC mit zusätzlichen Zwischenschichten aus Silikat- oder/und Boratglas eingesetzt. Nachteil dieser CVD-Verfahren sind die hohen Kosten zur Herstellung.

Prozesstechnisch einfacher ist das Imprägnieren mit einer glasbildenden Lösung und anschließender Temperaturbehandlung. Durch dieses Verfahren werden auch die von außen zugänglichen, inneren Oberflächen durch Glasbildung vor Oxidation geschützt, vorteilhaft bei Beschädigungen oder nachträglich durchzuführenden Bearbeitungsschritten. Bekannte Imprägnierungen für C/C- und C/SiC-Werkstoffe sind Silane, Silazane, Phosphate oder Bor- und Silikatglas bildende Lösungen.

Unter Berücksichtigung eines reduzierten Aufwands zum Auswuchten der Bremsscheibentopfe durch Wuchtfräsen am Außendurchmesser wird anstatt der äußeren Beschichtung der Referenzvariante ein imprägnierter Oxidationsschutz präferiert.

3.2.7 Herstellung Bremsscheibentopf und Verbindungselemente

Zur Vermeidung hoher Zerspannungsvolumina bei der Herstellung vom Bremsscheibentopf sind endkonturnahes Schmieden und Gießen geeignete Fertigungsverfahren. Auch durch die Werkstoffauswahl können die Bearbeitungskosten reduziert werden. Aufgrund der notwendigen Struktursteifigkeit, der zu erwartenden Temperaturbelastung im Betrieb und der geringen Verschleißbeständigkeit werden polymere Werkstoffe für den Bremsscheibentopf ausgeschlossen. Keramische Werkstoffe sind zwar temperatur- und korrosionsstabil aber aufgrund ihrer geringen Bruchzähigkeit und Kerbempfindlichkeit für dieses zugbelastete Bauteil ungeeignet. Für den Bremsscheibentopf werden daher nur Leichtmetalle wie Titan, Aluminium und Magnesium als Alternativen zur Referenzvariante aus hochlegiertem Stahl für die weiteren Konzeptüberlegungen ausgewählt.

Die für die Verbindungstechnik erforderlichen Einzelteile sind für eine zukünftige Serienfertigung soweit möglich kostengünstig und/oder als Normteil auszuführen. Als Herstellungsverfahren sind das Zerspanen aus Stangenmaterial oder umformende Verfahren anwendbar. Die konstruktive Gestaltung und Werkstoffauswahl sind primär durch die Funktionsanforderungen Festigkeit, Temperatur- und Korrosionsbeständigkeit geprägt. Aus diesen Gründen sind als Alternativen zu dem hochlegierten Stahl 1.4301 der Referenzvariante nur höher korrosionsbeständige Stähle oder Titan geeignet und in den weiteren Konzeptüberlegungen berücksichtigt.

3.2.8 Bearbeitung, Verbindungstechnik und Endbearbeitung

Die Vielzahl erforderlicher Prozessschritte zur Bearbeitung, Montage und Endbearbeitung sind grundsätzlich unter Qualitäts- und Kostenaspekten zu minimieren. Als zielführende Ansätze werden daher die einteilige Grünkörperherstellung, die Vereinfachung bzw. Vermeidung von mechanischen Bearbeitungsschritten und eine veränderte Verbindungstechnik von Bremsscheibentopf und -ring z. B. durch das Fügen durch Umformen oder Angießen angesehen. Auch das Wuchten der Bremsscheiben mittels Wuchtfräsen am Außendurchmesser in Verbindung mit einem imprägnierten Oxidationsschutz ist zur Optimierung zu nennen.



3.2.9 Vorauswahl Herstellungsvarianten

Basierend auf den Überlegungen zur Ableitung alternativer Herstellungsvarianten fasst Abbildung 3-11 die vorausgewählten Alternativen für die Konzeptentwicklung in Kapitel 5 als Mind-Map zusammen.

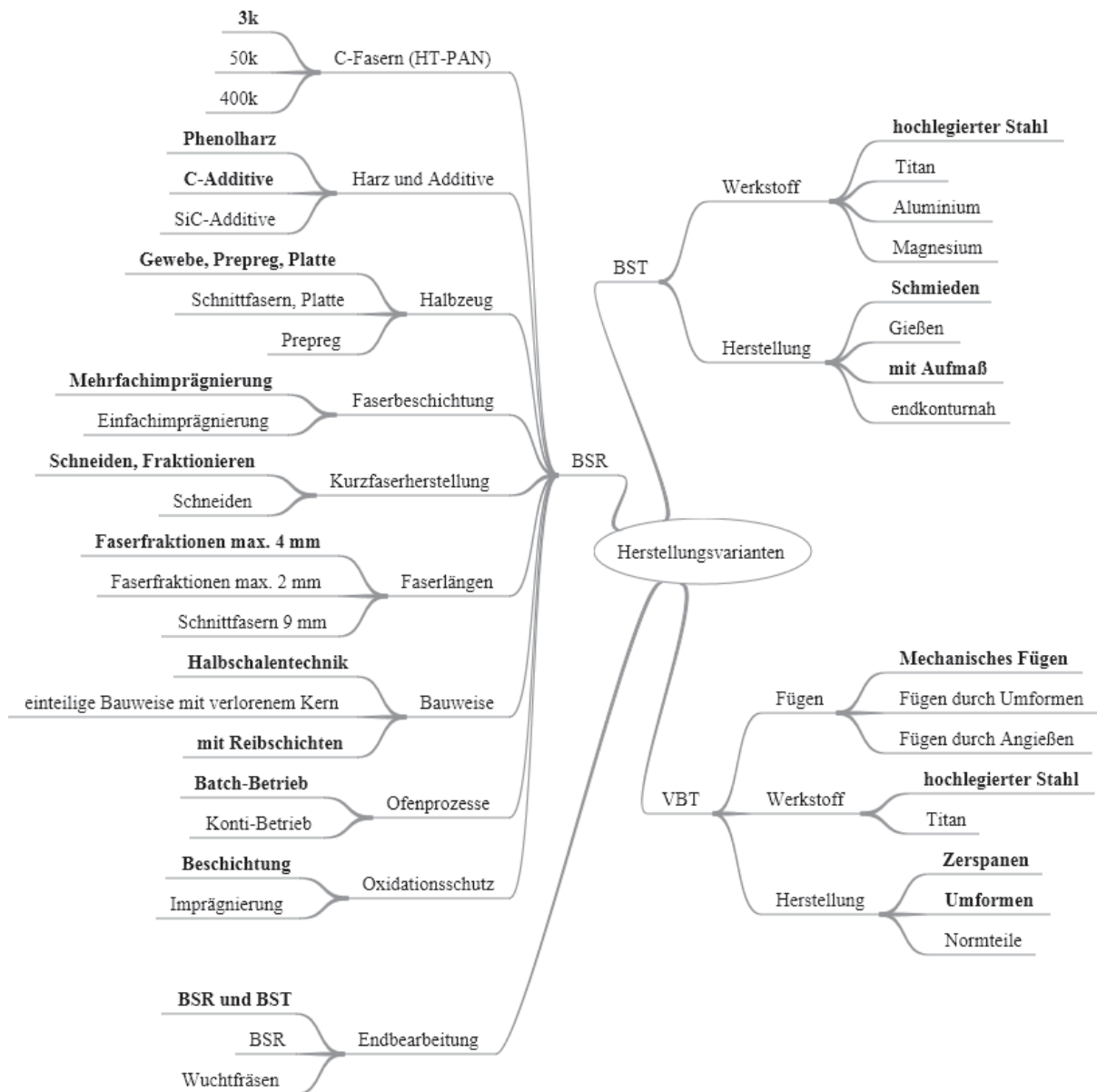


Abbildung 3-11: Vorauswahl von alternativen Herstellungsvarianten als Ausgangsbasis zur Konzeptentwicklung. Die Referenzvariante ist im Text fett hervorgehoben.

4 ANALYSE DES BREMSSYSTEMS

Moderne Bremssysteme sind hochkomplexe Systeme mit einer Vielzahl an Funktionen und deren wechselseitiger Beeinflussung. Vor der Entwicklung alternativer Bremsscheibenkonzepte werden daher die Anforderungen und wichtigen Kriterien zur Auslegung, Berechnung, Entwicklung und Bewertung beschrieben.

4.1 Identifikation grundlegender Anforderungen

Unter Berücksichtigung der Vorgaben aus Kapitel 1.1 sind die Anforderungen eines leistungsfähigen und sportlichen Straßenfahrzeugs Grundlage der durchzuführenden Analyse. Im Allgemeinen können daraus folgende Anforderungen auf der Fahrzeugebene abgeleitet werden:

- Erfüllung gültiger Gesetzesanforderungen,
- fahrzeugspezifische Auslegung und Berücksichtigung Packagevorgaben,
- betriebssichere Konstruktion,
- kurze Bremswege,
- hohe Lebensdauer,
- hoher Fahrkomfort,
- hohe Fahrdynamik,
- hochwertige Optik,
- produktionssichere und wirtschaftliche Herstellung.

Aus diesen fahrzeugspezifischen Prämissen werden nachfolgend die Anforderungen und Bewertungsmöglichkeiten auf der Bauteilebene abgeleitet.

4.2 Gesetzesanforderungen

Für die Erfüllung der Gesetzesanforderungen sind die gültigen Regelwerke zur Zulassung und Prüfung von Kraftfahrzeugen und deren Bremsanlagen sowie zur Recyclingfähigkeit zu beachten.

4.2.1 Zulassung und Prüfung

Aus der Vielzahl existierender nationaler und internationaler Regelwerke [167] wird für die Entwicklung alternativer Konzepte die ECE-Regelung 13H [168] zugrunde gelegt. Für die Arbeit werden daraus folgende Sicherheitsanforderungen berücksichtigt:

- Das Bremssystem muss eine Betriebs-, Hilfs- und Feststellbremse aufweisen. Die Feststellbremse muss während der Fahrt betätigt werden können.
- Gewährleistung einer sicheren Konstruktion, Herstellung und Einbausituation für die betriebsübliche Beanspruchung unter Berücksichtigung auftretender Erschütterungen, Korrosion und Alterung.



- Sichere und dauerhafte Verbindung über entsprechende Anbauteile mit den Rädern.

Auf Bauteilebene bedeutet dies, dass neben den sicherheitstechnischen Aspekten, Konzeptlösungen für die Feststellbremse in Abhängigkeit ihrer Bauart gefunden werden müssen.

4.2.2 Recyclingfähigkeit

Die maßgeblichen Anforderungen zum Umweltschutz sind in der EU-Altfahrzeug-Richtlinie 2000/53/EG [169] bzw. in der Neufassung der Altfahrzeugverordnung [170] beschrieben. Die Richtlinien geben eine Wiederverwendungs- und Verwertungsrate von 95% bezogen auf das durchschnittliche Fahrzeuggewicht vor. Der Nachweis der Recyclingquoten ist nach der EU-Richtlinie 2005/64/EG [171] Voraussetzung für die Typenzulassung aller neuen Fahrzeuge seit Ende 2008.

Bedingt durch diese Gesetzesanforderungen sind als maßgebliche Anforderungen eine wertungsgerechte Werkstoffauswahl und eine demontagefreundliche Konstruktion ableitbar. Dies muss bei der Bewertung alternativer Konzeptvarianten berücksichtigt werden.

4.3 Fahrzeugspezifische Auslegung und Bauraumvorgaben

Bremsscheiben müssen bezüglich des maximal auftretenden Bremsmoments, einwirkender Zentrifugal- und Querkräfte und der beim Bremsen entstehenden Wärmebelastung fahrzeugspezifisch ausgelegt und erprobt werden. Nachfolgend werden daraus ableitbare Kriterien für die Konzeptentwicklung aufgezeigt.

4.3.1 Vorfestlegung der Bremsscheibenabmessungen

Die Bremsscheibenabmessungen (Außendurchmesser, Reibpfadhöhe, Dicke und Kühlkanalhöhe, siehe Abbildung 1-3) werden vorzugsweise anhand der auftretenden thermischen Belastungen, der spezifischen Belastbarkeit des Reibbelags und dem zur Verfügung stehenden Bauraum vorab einer FEA festgelegt.

Maßgeblichen Einfluss auf die Bremsscheibenabmessungen hat dabei die Bremskraftverteilung. Üblicherweise wird diese proportional zu den Achslasten aufgeteilt. In Abhängigkeit der statischen Achslasten, der Schwerpunktlage des Fahrzeugs, der Verzögerung und des Beladungszustands kommt es beim Bremsen zu einer Verschiebung der Achslasten und damit zu einer zusätzlichen dynamischen Belastung der Vorderachse bzw. Entlastung der Hinterachse [172]. In Tabelle 4-1 sind zur Verdeutlichung typische Bremskraftverteilungen dargestellt, die die Abhängigkeit vom Fahrzeugtyp verdeutlichen. Bei Fahrzeugen mit Frontmotor, hoher Schwerpunktlage und kurzem Radstand ist die Verschiebung der Bremskraftverteilung zur Vorderachse wesentlich ausgeprägter als bei Sportwagen mit niedrigerem Schwerpunkt und gleichmäßigerer Gewichtsverteilung.



Tabelle 4-1: Abhängigkeit der Bremskraftverteilung von der fahrzeugspezifischen Schwerpunktlage bei einer Verzögerung von 1 g [173].

Fahrzeugtyp	Schwerpunktlage		Hinterachsbremsanteil ϕ	Bremskraftverteilungsfaktor DB
	ψ	χ		
Mittelmotor-Sportwagen	0,60	0,17	0,43	0,75
Oberklasse-Limousine	0,48	0,20	0,28	0,39
Mittelklasse-Fahrzeug	0,40	0,20	0,20	0,25
Gelände-Fahrzeug	0,50	0,35	0,15	0,18

Aufgrund der resultierenden Bremskraftverteilung sind die vorderen Bremsscheiben größer dimensioniert als auf der Hinterachse. Besonders große Unterschiede werden bei geländegängigen Fahrzeugen mit hohem Schwerpunkt beobachtet.

Unter Berücksichtigung des zur Verfügung stehenden Bauraums wird der maximal mögliche Bremsscheibenaußendurchmesser direkt durch die Felgenreöße und Abmessungen des Bremssattels bzw. des notwendigen Radfreigangs begrenzt. Bei maximaler Bauraumausnutzung verläuft die äußere Sattelkontur nahe der inneren Radkontur (Abbildung 4-1).

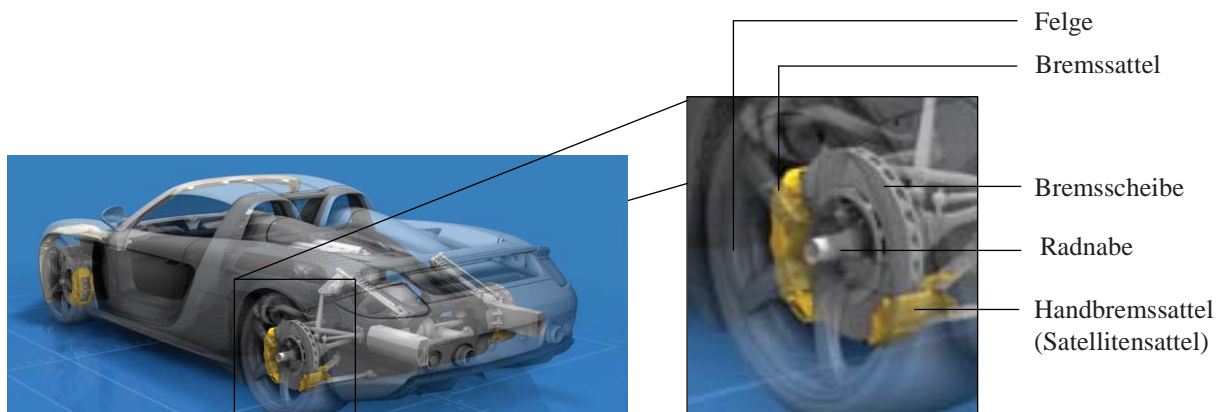


Abbildung 4-1: Integration von Scheibenbremsen am Beispiel eines Hochleistungssportwagens.

Der Innendurchmesser des Bremsscheibenrings ist von der Radnabenkonstruktion und bei der Hinterachse zusätzlich von der Art der Feststellbremse (Duo-Servo, Kombisattel oder Satellitensattel) abhängig. Vom Innen- und Außendurchmesser wird dann die maximal mögliche Reibpfadhöhe festgelegt. Die Bremsscheibendicke wird im Hinblick auf die mechanische Festigkeit, die aufzunehmende Wärmemenge und die zur Kühlung notwendige Kühlkanalhöhe festgelegt. Die Bremssattelkonstruktion sowie das notwendige Verschleißmaß der Reibbeläge sind dabei den Bauraum begrenzende Faktoren.

Resultierend aus diesen Anforderungen ist für die Konzeptentwicklung festzuhalten, dass die Variabilität alternativer Varianten bezogen auf die Herstellbarkeit unterschiedlicher geometrischer Abmessungen als Kriterium zur Bewertung herangezogen werden muss.



4.3.2 Thermische Auslegung

Die thermische Auslegung der Bremsscheiben ist für die Reibwertcharakteristik und Lebensdauer von entscheidender Bedeutung. Um auch bei Vollbremsungen aus Höchstgeschwindigkeit, Langzeitbremsungen bei Passabfahrten und Wiederholbremsungen eine thermische Überbelastung zu vermeiden, dürfen bestimmte Spitzentemperaturen nicht dauerhaft überschritten werden. Zu hohe Temperaturen führen in der Folge zu einem deutlichen Absinken des Reibwerts und erhöhten Verschleißwerten. Dies gilt im System „C/SiC-Organischer Reibbelag“ vor allem für die organisch gebundenen Reibbeläge und deren, im Vergleich zum C/SiC, geringeren Temperaturbeständigkeit und -festigkeit. Der Arbeitsbereich heute verfügbarer organisch gebundener Performance-Reibbeläge erstreckt sich bis ca. 750°C mit zulässigen Spitzentemperaturen bis 800°C. Als Randbedingung wird deshalb eine maximale Spitzentemperatur von 800°C den experimentellen Untersuchungen zugrunde gelegt. Für C/SiC sind zwar höhere Betriebstemperaturen denkbar, jedoch ist die bei ca. 400°C beginnende Oxidation der Kohlenstoffanteile zu berücksichtigen.

Für die Auslegung und Prüfung von Bremsscheiben werden nachfolgend die Lastfälle Einmalbremsungen und Wiederholbremsungen näher betrachtet.

Einmalbremsungen

Die Reibwertcharakteristik wird, neben der Materialpaarung selbst, vom Temperaturverlauf beim Bremsen beeinflusst. Dies gilt vor allem bei Vollbremsungen aus hoher Geschwindigkeit. Der zeitabhängige Temperaturverlauf führt zu einer stetig ansteigenden Temperatur der Bremsscheibe bis zu einer maximalen Oberflächen-Spitzentemperatur. Nach Bremsende sinkt die Temperatur wieder ab. Je größer die spezifische Wärmekapazität und die Bremsscheibenmasse sind, desto geringer fällt die Temperaturerhöhung der Bremsscheiben aus (Gleichung 4-1).

$$\Delta T = \frac{Q_{\text{Speicherung}}}{c \cdot m} \quad (4-1)$$

Die beim Abbremsen entstehende Wärmemenge muss von den Bremsscheiben aufgenommen werden und kann aus der kinetischen Energie abzüglich der wesentlich geringeren Anteile für den Roll- und Luftwiderstand des Fahrzeugs wie folgt abgeschätzt werden [174]:

$$Q_{\text{Speicherung}} \approx E_{\text{Brems}} = E_{\text{kin}} - E_{\text{Roll}} - E_{\text{Luft}} \quad (4-2)$$

$$\text{und} \quad E_{\text{kin}} = \frac{1}{2} \cdot m \cdot (v_A^2 - v_E^2) \quad (4-3)$$

$$\text{und} \quad E_{\text{Roll}} = m \cdot g \cdot c_r \cdot \Delta s \quad (4-4)$$

$$\text{und} \quad E_{\text{Luft}} = c_w \cdot A_p \cdot \frac{\rho_{\text{Luft}}}{2} \cdot v_A^2 \cdot \Delta s \quad (4-5)$$

Grundsätzlich ist die von den Bremsscheiben aufzunehmende Wärmemenge von der Endgeschwindigkeit und dem Fahrzeuggewicht abhängig. Zur Verdeutlichung ist daher in Abbildung 4-2 der Zusammenhang zwischen der Fahrzeughöchstgeschwindigkeit und der

kinetischen Energie, errechnet aus dem zulässigen Gesamtgewicht, am Beispiel ausgewählter Vertreter dargestellt.

Kinetische Energie [MJ]

Fahrzeugangaben bei Höchstgeschwindigkeit

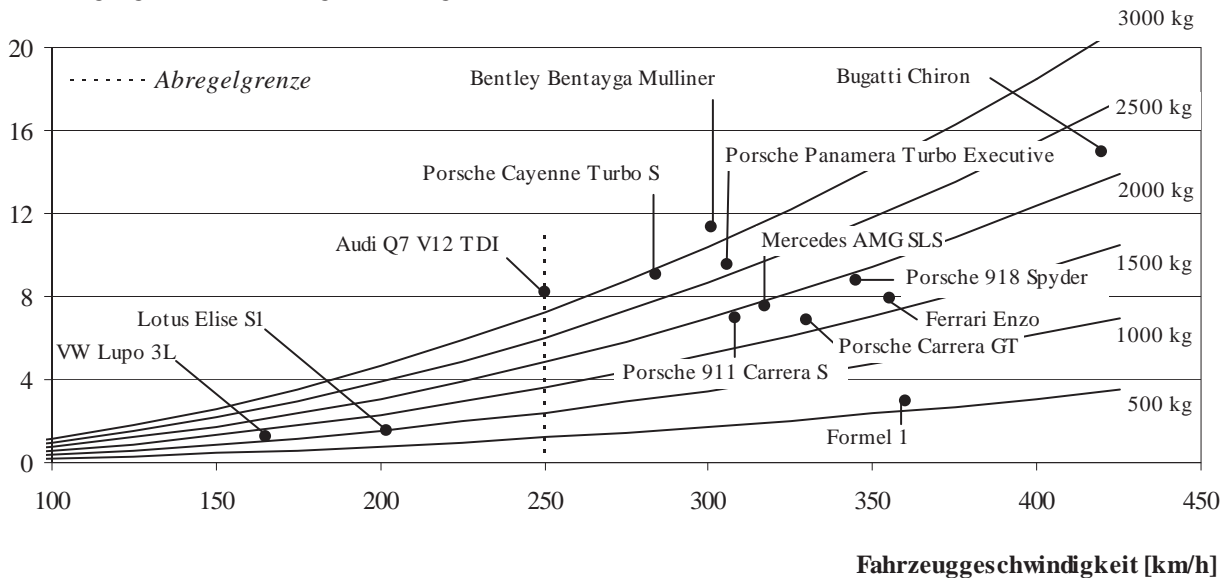


Abbildung 4-2: Kinetische Energie in Abhängigkeit des zulässigen Gesamtgewichts und der Fahrzeuggeschwindigkeit für ausgewählte Fahrzeuge.

Die höchsten Wärmemengen müssen bei Sonderfahrzeugen wie z. B. dem BUGATTI Chiron oder bei hochmotorisierten SUV-Fahrzeugen (BENTLEY Bentayga Mulliner, PORSCHE Cayenne Turbo S) bzw. Sportlimousinen (PORSCHE Panamera Turbo Executive) von den Brems Scheiben aufgenommen werden. Leichtbaufahrzeuge wie z. B. der LOTUS Elise S1 oder der VW Lupo 3L stellen deutlich geringere Anforderungen. Nur aufgrund des niedrigen Gewichts und der geringen Höchstgeschwindigkeit konnten bei diesen beiden Fahrzeugtypen beispielsweise die temperaturempfindlichen Al-MMC-Brems Scheiben verbaut werden (siehe Kapitel 2.1.2).

Um die Brems Scheibenmasse möglichst optimal zur Speicherung der Wärmemenge nutzen zu können, ist eine hohe Wärmekapazität und eine hohe Wärmeleitfähigkeit vor allem in axialer Richtung der Brems Scheibe besonders günstig. Die an den Reibflächen entstehende Wärme kann schnell in die darunter liegenden Schichten der Brems Scheibe transportiert und hohe Oberflächentemperaturen können vermieden werden. Dies veranschaulicht die Fourier'sche Differentialgleichung zur Beschreibung der räumlichen und zeitlichen Temperaturverteilung (Gleichung 4-6).

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{c \cdot \rho} \cdot \left[\lambda_r \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \lambda_\varphi \frac{\partial^2 T}{\partial \varphi^2} + \lambda_a \frac{\partial^2 T}{\partial a^2} \right] \quad (4-6)$$

Wichtig für die Bewertung der Werkstoffkonzepte ist daher die Bestimmung der Wärmekapazität und der axialen Wärmeleitfähigkeit. Die Wärmeleitfähigkeit kann in Anlehnung an DIN 51908 [175] bei Raumtemperatur bestimmt werden.

Da die Wärmekapazität von keramischen Werkstoffen weitgehend vom Gewichtsanteil der Einzelphasen und weniger von deren Verteilung im Gefüge abhängig ist [25], bestimmt bei C/SiC der Anteil an C, Si und SiC die Wärmekapazität. Die Bestimmung kann daher mit Hilfe der Mischungsregel aus den Einzelkomponenten oder mittels DSC-Verfahren (Digital Scanning Calorimetry) nach DIN EN 1159-3 [176] erfolgen.

Wiederholbremsungen

Die Maximaltemperatur von Brems scheiben kann bei Wiederholbremsungen den Wert der Einmalbremsung deutlich übersteigen wie Abbildung 4-3 exemplarisch zeigt. Abhängig von der Bremshäufigkeit und der Zeit zwischen den einzelnen Bremsungen, kann ein Abkühlen auf Umgebungstemperatur nicht mehr erreicht werden. In Folge steigt sowohl die Anfangs- als auch die Maximaltemperatur am Ende des Bremsvorgangs an.

Zur Vermeidung beschleunigter Oxidation des Brems scheibenrings und der Überhitzung der temperaturempfindlicheren Reibbeläge, ist daher eine möglichst rasche Wärmeabgabe zwischen den Bremsintervallen von entscheidender Bedeutung für den Verschleiß und die Reibwertcharakteristik.

Die beim Bremsen entstehende Wärmemenge wird nach der Gesamtbilanz (Gleichung 4-7) einerseits von der Brems scheibe aufgenommen, andererseits durch Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung an die Umgebung abgegeben [174].

$$Q_{\text{Brems}} = Q_{\text{Speicherung}} + Q_{\text{Leitung}} + Q_{\text{Konvektion}} + Q_{\text{Strahlung}} \quad (4-7)$$

Die Wärmemenge die bei der Bremsung durch Wärmeableitung an Anbauteile abfließt, wird überwiegend an die Reibbeläge abgegeben. Der Wärmestrom ist abhängig von der Reibbelagfläche und der Wärmeleitfähigkeit der Reibbeläge (Gleichung 4-8, Gesetz von Fourier). Ein nennenswerter Beitrag zur Scheibenkühlung durch Wärmeableitung beim Bremsen kann auch aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit organisch gebundener Reibbeläge (um 5 W/mK) nicht erreicht werden.

$$\dot{Q}_{\text{Leitung}} = \lambda_{\text{Belag}} \cdot \frac{A_{\text{Belag}}}{d_{\text{Belag}}} \cdot (T - T_{\text{Belag}}) \quad (4-8)$$

Nach der Bremsung entsteht zwischen Brems scheibe und den Reibbelägen ein Spalt und der Wärmetransport wird unterbrochen. Nach Bremsende sind die Konvektion und die Wärme strahlung zur Kühlung der Brems scheibe entscheidend.



Temperatur [°C]

Wiederholbremsungen

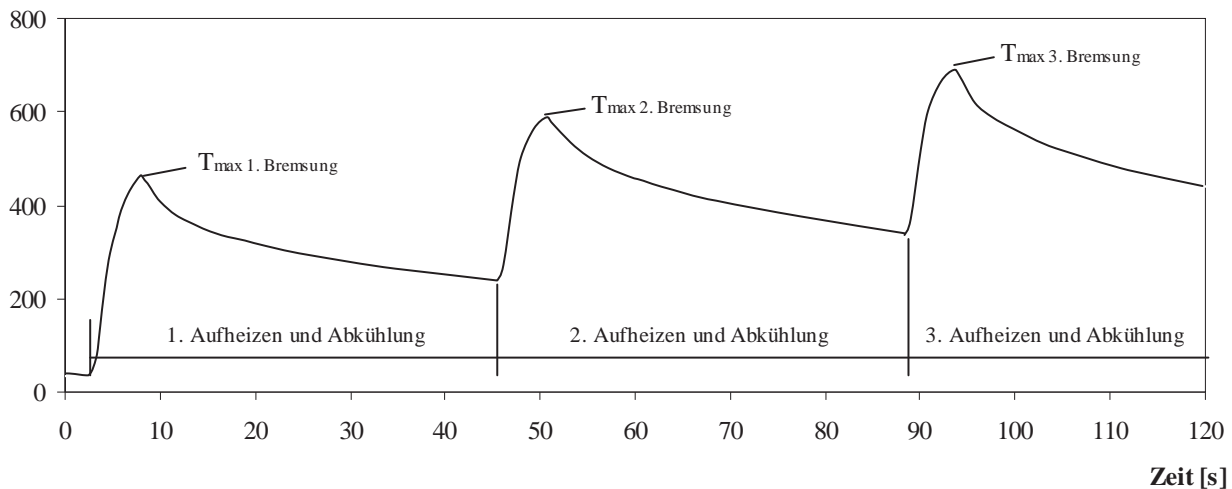


Abbildung 4-3: Exemplarischer Verlauf der Brems Scheibentemperatur bei Wiederholbremsungen mit steigender maximaler Temperaturbelastung.

Da die Wärmestrahlung (Gleichung 4-9, Gesetz von Kirchhoff) in einem vorgegebenen System nur durch die Wahl des Brems scheibenwerkstoffs, der den Emissionskoeffizient bestimmt, und eine Oberflächenvergrößerung beeinflusst werden kann, ist der Kühlungsbeitrag der Konvektion für niedrige Beharrungstemperaturen entscheidend.

$$\dot{Q}_{\text{Strahlung}} = \varepsilon \cdot C_S \cdot A \cdot T^4 \quad (4-9)$$

Wärmeabgabe durch Konvektion (Gleichung 4-10, Ansatz von Newton) erfolgt überwiegend durch die Reibflächen und die Kühlkanäle einer innenbelüfteten Brems scheibe und ist abhängig von der Anströmungssituation und vom Kühlkanal design. Der Wärmeübergang in den Kühlkanälen wird durch den Wärmeübergangskoeffizienten beeinflusst. Die Nusselt-Zahl beschreibt dabei die Abhängigkeit von der Strömungssituation. Zur Erzielung eines hohen Wärmeaustausches mit der Kühlluft ist eine turbulente Strömungsführung von Vorteil. Die Nusselt-Zahl ist in diesem Fall höher als bei laminarer Strömung.

$$\dot{Q}_{\text{Konvektion}} = \alpha \cdot A \cdot (T - T_{\text{Luft}}) \quad (4-10)$$

mit
$$\alpha = \frac{\text{Nu} \cdot \lambda_{\text{Luft}}}{D_H} \quad (4-11)$$

Da die Brems scheibe verstärkt durch den inneren Luftstrom gekühlt wird, ist bei der Entwicklung von Brems scheiben das Kühlkanal design von hoher Bedeutung und die Herstellbarkeit einer Kühlkanalgeometrie mit hoher Förderleistung und gutem Wärmeübergang wichtige Voraussetzung für die Entwicklung alternativer Brems scheibenkonzepte.

Systemseitig kann die Kühlung der Brems scheiben zwar durch eine gezielte Kühlluftführung am Bugteil bzw. am Unterboden unterstützt werden (Abbildung 4-4), jedoch ist die Kühl-

wirkung der Bremsscheibe selbst entscheidend für die Leistungsfähigkeit und Lebensdauer des Bremssystems.

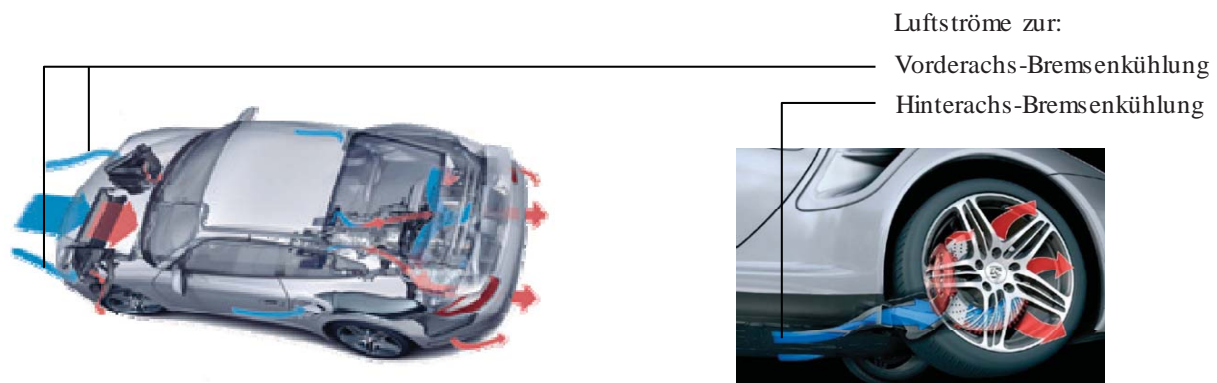


Abbildung 4-4: Luftströme zur gezielten Bremsscheibenkühlung der Vorder- und Hinterachsbremsscheiben am Beispiel eines Hochleistungsportwagens [162].

Zur Beurteilung der Kühlwirkung, der thermischen Belastbarkeit und Verschleißbeständigkeit von alternativen Bremsscheibenkonzepten kann das in Fachkreisen bekannte Porsche-Fadingprogramm eingesetzt werden [92]. Das Programm, bestehend aus 25 aufeinander folgenden Einzelbremsungen aus hoher Fahrzeuggeschwindigkeit (90% von v_{\max}) mit einer Verzögerung von 0,8 g auf 100 km/h, wird auf dem Schwungmassenprüfstand und definierten Randbedingungen (Beladungszustand, Zykluszeit, Kühlluftzufuhr, etc.) durchgeführt. Die Zeit zwischen den Einzelbremsungen entspricht dabei dem maximalen Beschleunigungsvermögen des Fahrzeugs.

4.4 Betriebssichere Konstruktion

Bremsscheiben werden durch Brems- und Zentrifugalkräfte, bei gebremster Kurvenfahrt auch durch Querkräfte, belastet. Zusätzlich können thermisch induzierte Spannungen durch thermische Dehnung und Schirmungseffekte auftreten. Im Allgemeinen ist der Lastfall „Vollbremsung bei maximaler Geschwindigkeit“ bestimmend für die Auslegung. In diesem Fall sind die Spannungen, hervorgerufen durch Brems- und Zentrifugalkraft sowie Thermoschock maximal. Alle Einzelteile der Bremsscheibe müssen diese Anforderungen betriebssicher erfüllen. Zusätzlich sind Alterungseffekte durch Verschleiß, Korrosion bzw. Oxidation zu berücksichtigen. Abgeleitet aus diesen allgemeinen Anforderungen können werkstoff- bzw. bauteilspezifische Analysen und Prüfungen zur vergleichenden Konzeptbewertung herangezogen werden. Diese sind nachfolgend beschrieben.

4.4.1 Festigkeit

Die Festigkeit metallischer Werkstoffe kann im Zugversuch ermittelt werden. Hierzu existieren entsprechende Normen zur Durchführung [177] und Probengeometrien [178], die für einen Werkstoffvergleich verwendet werden können.

Für keramische Verbundwerkstoffe sind der Zug- oder Biegeversuch die klassischen Festigkeitsprüfungen. Die Anwendbarkeit der gültigen Normen setzt jedoch eine Probengeometrie



mit Probenlängen von ≥ 100 mm bzw. einem Längen/Dickenverhältnis von 20 und einer Probendicke von mindestens 2,5 mm voraus [179, 180]. Unter der Vorgabe der Entnahme von Werkstoffproben aus Bremsscheiben mit Perforationsbohrungen sind die Normvorgaben für einen Werkstoffvergleich verschiedener C/SiC-Varianten nicht zu erfüllen. Daher wird für diese Arbeit eine quasistatische Drei-Punkt-Biegeprüfung mit kurzem Auflagerabstand und einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min in Anlehnung an die Norm DIN EN 658-5 [181] verwendet.

Diese Prüfung wird üblicherweise zur Ermittlung der Scherfestigkeit herangezogen. Aufgrund der hohen Scherfestigkeit von C/SiC und dem resultierenden Zugversagen bei kurzem Auflagerabstand kann die Biegefestigkeit aus Gleichung 4-12 für einen qualitativen Vergleich von Werkstoffvarianten herangezogen werden [55]. Weiterhin kann die Randfaserdehnung nach Gleichungen 4-13 sowie der Biegemodul als Sekantenmodul nach Gleichung 4-14 ermittelt werden [181].

$$\sigma_{B, \max} = \frac{3 \cdot F_{\max} \cdot L}{2 \cdot b \cdot d^2} \quad (4-12)$$

$$\varepsilon_{B, \max} = \frac{6 \cdot s_{\max} \cdot d}{L^2} \quad (4-13)$$

$$E_B = \frac{(0,5 \cdot F_{\max} - 0,1 \cdot F_{\max}) \cdot L^3}{4 \cdot b \cdot d^3 \cdot (s_{50\%} - s_{10\%})} \quad (4-14)$$

Wichtig für die Beurteilung der Festigkeit und deren Anisotropie ist die Entnahme der Proben aus der Bremsscheibe in radialer und tangentialer Richtung. Die Probenpräparation erfolgt durch Schleifen und mittels Drahterodierttechnik. Für alle Prüfungen werden eine Probendicke von 5 mm, eine Probenbreite von 10 mm und ein Auflagerabstand von 25 mm festgelegt. Für die Biegeversuche wird eine 250 kN-Universalprüfmaschine der Firma Zwick verwendet.

Zur Untersuchung des Einflusses sich wiederholender Belastungen werden zusätzlich dynamisch-schwellige Prüfungen mit Be- und Entlastungszyklen auf einer Tischprüfmaschine der Firma Dyna-Mess durchgeführt (Abbildung 4-5). Darüber hinaus werden für die Konzeptentwicklung unterstützende Finite-Elemente-Analysen von verschiedenen Bremsscheibenvarianten durchgeführt.



Abbildung 4-5: Servopneumatisch gesteuerte Vertikal-Prüfmaschine und Versuchsanordnung zur dynamisch-schwellenden Prüfung im 3-Punkt-Biegeversuch.

Die experimentelle Untersuchung der Bremsscheibenfestigkeit erfolgt in dieser Arbeit mittels einer Schleuderberstprüfung. Dabei wird die Bremsscheibe auf einem Schleuderprüfstand kontinuierlich durch Erhöhung der Rotationsgeschwindigkeit durch eine stetig steigende Zentrifugalkraft belastet. Die Drehzahl bei der die Bremsscheibe zerbricht, wird als Schleuderberstdrehzahl (SBD) bezeichnet. Sie gilt als Maß für die Bauteilfestigkeit der Bremsscheibe. Die SBD kann sowohl im Neuzustand als auch nach einer bremsenspezifischen Belastung ermittelt werden. Der SBD-Abfall im Vergleich zum Neuzustand gibt dabei Aufschluss über Ermüdungs- und Alterungseffekte. Zusätzlich zu diesen werkstoffspezifischen Einflussfaktoren können festigkeitsrelevante Geometrieinflüsse, wie z. B. der Einfluss von Perforationsbohrungen, mit dieser Prüfung bewertet werden.

4.4.2 Thermoschockbeständigkeit

Bei der Auslegung von Bremsscheiben ist der Temperaturgradient in axialer Richtung der Bremsscheibe zu beachten. Bei ständig wechselnder hoher und niedriger Temperaturbelastung der Bremsscheiben, dem sog. Thermoschock, können sich aufgrund von Wärmespannungen Risse im Gefüge ausbilden, die die Bauteilfestigkeit reduzieren. Als Maß für die Thermoschockbeständigkeit können die Thermoschockparameter R und R' herangezogen werden [182]. Bei beiden Parametern gilt: Je höher der entsprechende Wert, desto thermoschockbeständiger ist der jeweilige Bremsscheibenwerkstoff.

Der 1. Thermoschockparameter R dient zur Beurteilung der Rissanfälligkeit durch eine sprunghafte Temperaturveränderung und gibt den maximalen Temperatursprung an, den ein Werkstoff ohne Schaden überstehen kann [182]. Unverstärkte keramische Werkstoffe zeigen beim Überschreiten dieser Temperatur ein spontanes Versagensverhalten. Unter der Annahme einer ebenen Platte kann der 1. Thermoschockparameter nach Gleichung 4-15 berechnet werden [182].

$$R = \frac{R_m \cdot (1 - \nu)}{E \cdot \alpha} \quad (4-15)$$

Findet der Thermoschock über ein längeres Zeitintervall statt, muss die Wärmeleitfähigkeit mit berücksichtigt werden. Der sogenannte 2. Thermoschockparameter R' errechnet sich in



diesem Fall nach Gleichung 4-16 [182]. Der Thermoschock führt in diesem Fall auch bei spröden Werkstoffen nicht zum sofortigen Versagen. Die initiierten Risse sorgen jedoch dafür, dass die Festigkeit des Werkstoffs abnimmt.

$$R' = \frac{R_m \cdot (1 - \nu) \cdot \lambda}{E \cdot \alpha} \quad (4-16)$$

Die Berechnung der beiden Thermoschockparameter für die alternativen Werkstoffvarianten erfolgt im Rahmen der Konzeptentwicklung mittels Literaturdaten.

4.4.3 Oxidation von C/SiC

Bei C/SiC ist der Einfluss der Oxidation auf die Festigkeit zu berücksichtigen. Aufgrund der beim Bremsen entstehenden Temperaturen von über 400°C kann bei erhöhter Temperaturdauerbelastung durch Oxidationseffekte ein Festigkeitsabfall auftreten. Durch die Mikrorisse dringt Sauerstoff in das Gefüge ein und führt zur Oxidation der Kohlenstoffmatrix und -fasern. Bedingt durch die Reaktionskinetik ist im Temperaturbereich bis ca. 1000°C die Oxidationsrate von C/SiC vergleichsweise hoch und abhängig von der Zusammensetzung und dem Gefügebau [55, 183, 184, 185]. Kohlenstoff oxidiert in Abhängigkeit seiner thermischen Vorbehandlung ab ca. 400°C in Luft zu CO₂ oder CO (Gleichungen 4-17 und 4-18 [186]).



Zur Beurteilung der Oxidationsanfälligkeit von C/SiC-Werkstoffvarianten kann der zeitliche Verlauf der Massenabnahme herangezogen werden [55]. Zur Untersuchung des Oxidationsverhaltens von Werkstoffvarianten werden in dieser Arbeit Proben der Abmessung 30 mm x 30 mm x 5 mm bei 500°C, 700°C und 800°C in einem Ofen der Firma Nabertherm (Typ IT24/11) für maximal 6 Stunden in ruhender Luft ausgelagert und der Gewichtsverlust mit einer Feinmesswaage der Firma Sartorius (Typ 5241178) in definierten Zeitabständen bestimmt.

4.4.4 Korrosion von Metall

Die Funktionssicherheit der metallischen Einzelteile einer mehrteilig aufgebauten keramischen Verbundbremscheibe ist über die geforderte Lebensdauer, speziell unter Berücksichtigung der Streusalzbelastung im winterlichen Fahrbetrieb, zu gewährleisten. Schädigende Korrosionsarten sind u. a. Oberflächen-, Spalt-, Kontakt- und Reibkorrosion.

Automobilspezifisch haben sich zur Korrosionsuntersuchung durch Streusalzbelastung verschiedene Testverfahren etabliert. Zum Vergleich von Konzeptvarianten und zum Erkennen der maßgeblichen Korrosionseffekte wird die Neutrale Salzsprühnebelprüfung nach DIN EN ISO 9227-NSS [187] ausgewählt. Bei dieser Prüfung werden Bauteile in einer abgeschlossenen Kammer mit einer 5%-igen Natriumchloridlösung bei 35°C entsprechend ihrer

Einbaulage im Fahrzeug belastet. Übliche Prüfdauern für Bauteile mit hoher Korrosionsbelastung liegen zwischen 20 und 40 Tagen.

Aufgrund der hohen Korrosionsbelastung von Bremscheiben in der exponierten Einbaulage im Fahrwerk und der hohen geforderten Lebensdauer wird für die Korrosionsuntersuchungen der Konzeptvarianten eine Prüfdauer von 40 Tagen festgelegt. Um auch die Einflüsse der bremsenspezifischen Belastung zu untersuchen, wird die Korrosionsprüfung zusätzlich mit einer Fadingprüfung (siehe Kapitel 4.3.2) kombiniert. Das Vorgehen und die verwendeten Prüfzyklen sind zur Übersicht in Abbildung 4-6 dargestellt.

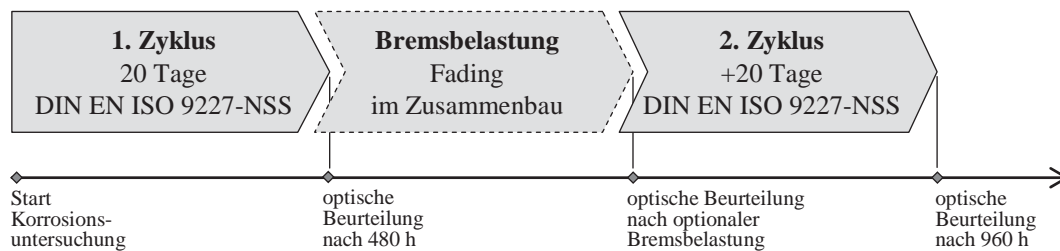


Abbildung 4-6: Ablauf der Korrosionsuntersuchungen mittels Neutraler Salzsprühnebelprüfung mit optionaler Bremsbelastung.

Die Beurteilung der Korrosionsausprägung erfolgt durch eine optische Begutachtung des Zusammenbaus und der Einzelteile sowie mit Hilfe unterstützender Schlifffanalysen und Lichtmikroskopie. Zur Bewertung werden folgende Korrosionsklassen definiert:

- keine Korrosion: 0,
- Spuren von Korrosion: 1,
- schwache Korrosion: 2,
- mittlere Korrosion: 3,
- starke Korrosion: 4,
- sehr starke Korrosion: 5.

Während unter Spuren von Korrosion nur vereinzelte optische Veränderungen wie z. B. lokale Rot- oder Weißrostbildung zu verstehen sind, werden bei schwacher und mittlerer Ausprägung zunehmende Flächenanteile durch Rostbildung auffällig. Bei beginnender Grundmetallkorrosion wird der Prüfling zur Korrosionsklasse 4 (starke Korrosion) zugeordnet. Unter sehr starker Korrosion ist ein korrosionsbedingter Funktionsausfall zu verstehen.

4.5 Reibwert- und Verschleißanforderungen

Hohe und konstante Reibwerte über die gesamte Lebensdauer, weitgehend unabhängig von den Umgebungsbedingungen, und eine hohe Verschleißbeständigkeit von Bremscheibe und Reibbelag sind entscheidend für das Erzielen kurzer Bremswege und einer hohen Lebensdauer. Zur Untersuchung werden üblicherweise Prüfungen auf einem Schwungmassenprüfstand durchgeführt. Auf diesem wird eine Schwungmasse, die von einer elektrischen Antriebseinheit beschleunigt wird, mit dem zu prüfenden Bremssystem abgebremst.

Neben einer Vielzahl an firmenspezifischen Prüfprogrammen hat sich im PKW-Bereich der AK-Master nach der VDA-Empfehlung 285-1 [188] zur schnellen Charakterisierung, Vorauswahl, Identitäts- und Qualitätsprüfung von Reibbelägen weltweit als Standard etabliert. Der AK-Master ist geeignet um das Reibwertverhalten einer Reibpaarung im Hinblick auf Druck-, Temperatur- und Geschwindigkeitsabhängigkeit zu beschreiben. Als Bewertungskriterien sind die Reibwerthöhe und die -stabilität entscheidend.

Zur Bewertung des Reibverhaltens unterschiedlicher Konzeptvarianten wird für diese Arbeit ein mittlerer Reibwert von 0,4 und eine Stabilitätsanforderung mit einem maximal zulässigen Abfall des Reibwerts von 20% festgelegt (Abbildung 4-7).

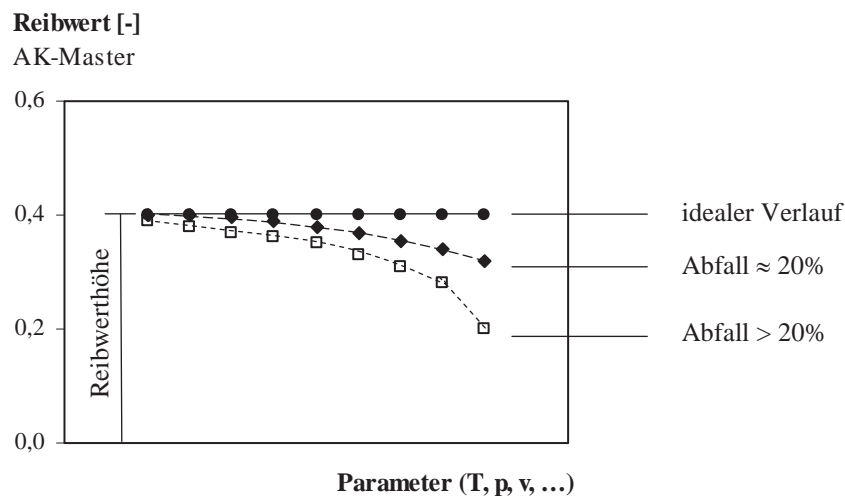


Abbildung 4-7: Exemplarische Verläufe des mittleren Reibwerts als Grundlage zur Bewertung des Reibverhaltens.

Für die Untersuchungen zum Verschleißverhalten einzelner Varianten werden Wiederholbremsungen gemäß Kapitel 4.3.2 durchgeführt. In die Bremsscheibe integrierte Thermoelemente dienen bei diesem Versuch zur Ermittlung der Bremsscheibentemperatur. Für den Vergleich unterschiedlicher Varianten wird diese als Stellgröße verwendet.

Beim Verschleiß handelt es sich allgemein um einen durch Reibung hervorgerufenen Materialverlust, bei dem physikalische und chemische Prozesse stattfinden, die in Adhäsion, Abrasion, Oberflächenzerrüttung und tribochemische Reaktionen unterschieden werden können [189, 190]. In der Regel kommt es zu einer Überlagerung dieser Effekte. Aufgrund der werkstoffspezifischen Eigenschaften von C/SiC sind der Temperatureinfluss und die abrasive Belastung als maßgebliche Schädigungsfaktoren einzuordnen.

Zur Beurteilung der Verschleißbeständigkeit von C/SiC-Bremsscheibenvarianten werden daher der Gewichtsverlust und der Dickenverschleiß aufgenommen. Der Gewichtsverlust setzt sich aus einem oxidativen und einem abrasiven Anteil durch Abnahme der Bremsscheibendicke zusammen (Gleichungen 4-19 und 4-20).

$$\Delta m = \Delta m_{\text{Oxidation}} + \Delta m_{\text{Abrasion}} \quad (4-19)$$

$$\Delta m_{\text{Abrasion}} = \rho \cdot A \cdot \Delta d \quad (4-20)$$

Zusätzlich wird zur Bewertung auch der Reibbelagverschleiß herangezogen.

4.6 Komfortanforderungen

Die Ursachen für Komforteinbußen beim Bremsen werden durch den Sammelbegriff NVH (Noise, Vibration, Harshness) zusammengefasst. Bremskomfort beeinträchtigende Geräusche und Schwingungen sind zum einen werkstoff-, konstruktions- oder herstellungsbedingt, zum anderen auch durch Verschleiß, Alterung, Verzug und Verschmutzung im Fahrbetrieb hervorgerufen.

Neben standardisierten Prüfstandstests [188, 191, 192, 193] existieren firmeninterne Prüfverfahren für spezielle Fahrzeugerprobungen. Unabhängig von der Prüfung werden Bremsgeräusche und Schwingungen üblicherweise frequenzabhängig klassifiziert [194, 195]. Die Ursachen von Bremsgeräuschen sind unterschiedlich. Bremsenquietschen wird zum Beispiel durch Reibwertschwankungen, Resonanzschwingungen oder Instabilitäten während des Bremsvorgangs, meist bei geringen Bremsdrücken und Geschwindigkeiten, beobachtet [194]. Wenn beim Abbremsen ein Pulsieren am Bremspedal, Vibrationen am Lenkrad oder sogar Fahrwerks- und Karosserieschwingungen spürbar sind, spricht man vom Bremsrubbeln. Bremsrubbeln kann sowohl bei kalter als auch bei heißer Bremse auftreten. Kaltrubbeln ist in der Regel herstellungs- oder verschleißbedingt, während Heißrubbeln üblicherweise aufgrund reversibler, thermisch bedingter Brems Scheibendeformationen bzw. Schirmung auftritt [194]. Zusätzlich kann bei hoher thermischer Belastung lokaler Materialtransfer vom Reibbelag zur Brems Scheibe zum Heißrubbeln führen.

Für die Entwicklung alternativer Werkstoff- und Bauweisenkonzepte können unter diesem Kontext die Verschleißbeständigkeit, die thermische Dehnung und die konstruktive Gestaltung der Verbindung zwischen dem keramischen Brems Scheibenring und dem metallischen Brems Scheibentopf als Komfort beeinflussende Faktoren identifiziert werden.

Für die Untersuchung der Werkstoffvarianten wird daher neben der Untersuchung der Verschleißbeständigkeit auch der thermische Ausdehnungskoeffizient nach der geltenden Norm DIN EN 1159-1 [196] mit Hilfe eines Dilatometers DIL 402 E der Firma Netzsch ermittelt.

4.7 Leichtbau und Optik

Neben den technischen Aspekten zur Verbesserung der Fahrleistungen bzw. -dynamik ist Leichtbau auch ein kommunizierbarer Wettbewerbsfaktor mit entsprechend hoher Gewichtung in den sportlich orientierten Fahrzeugklassen. Zur Bewertung der Leichtbaugüte kann in einfacher Weise die Brems Scheibenmasse zum Vergleich unterschiedlicher Konzepte herangezogen werden.

Da Keramikbremssysteme heute auch im hochpreisigen Segment aufgrund ihres hohen Aufpreises von ca. 8-10 T€ pro Fahrzeug eine gewisse Exklusivität verkörpern, erwartet der Kun-



de neben deutlichen technischen Vorteilen auch eine angemessene optische Hochwertigkeit in der Konstruktion und in der Werkstoffauswahl. Entsprechend muss dies auch als Kriterium bei der Konzeptbewertung berücksichtigt werden.

4.8 Produktionssicherheit und Wirtschaftlichkeit

Die Reduzierung der Herstellungskosten von keramischen Verbundbremsscheiben ist der Schlüssel für eine weitere Marktdurchdringung und Stückzahlerhöhung. Kostenpotenziale können im Wesentlichen durch die Verwendung von günstigen Rohstoffen und eine vereinfachte, flexible und automatisierte Herstellungstechnik für den keramischen Bremsscheibenring erschlossen werden [197]. In Folge einer schlanken Fertigung mit einer geringen Anzahl von Herstellungsschritten reduziert sich auch der notwendige Aufwand zur Qualitätssicherung und Logistik innerhalb der Fertigung.

Neben dem Bremsscheibenring ist auch der Kostenanteil vom Bremsscheibentopf und der Verbindungstechnik für die Wirtschaftlichkeit zu beachten. Übergreifend muss auch berücksichtigt werden, dass innerhalb einer Fahrzeugpalette unterschiedliche Bremsscheibendimensionen zum Einsatz kommen. Die Forderung einer fahrzeugspezifischen Optimierung und Anpassung der Bremsscheiben steht dabei aber im Widerspruch zu den Herstellungskosten einer erhöhten Variantenvielfalt.

Zur Berücksichtigung der wirtschaftlichen Aspekte werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit die entwickelten Werkstoff- und Bauweisenkonzepte hinsichtlich ihres Potenzials zur kostengünstigen Herstellung qualitativ vergleichend bewertet.

5 ENTWICKLUNG ALTERNATIVER BREMSSCHEIBENKONZEPTE

Für die Entwicklung eines Werkstoff- und Bauweisenkonzepts werden mögliche Einzelösungen mit Hilfe der Methode der „Morphologischen Matrix“ [198] für die drei Teilsysteme BSR, BST und VBT gesammelt und wieder zu einer Gesamtlösung zusammengesetzt (Abbildung 5-1). Dabei entsteht eine Matrixdarstellung, in der jede Kombination von Ausprägungen aller Merkmale eine theoretisch mögliche Lösung ist. Anhand dieser lassen sich Teillösungsansätze, beispielsweise für die Bauweise und den Tragkörper- bzw. Reibschichtwerkstoff des Bremsscheibenrings, übersichtlich darstellen und vergleichen.

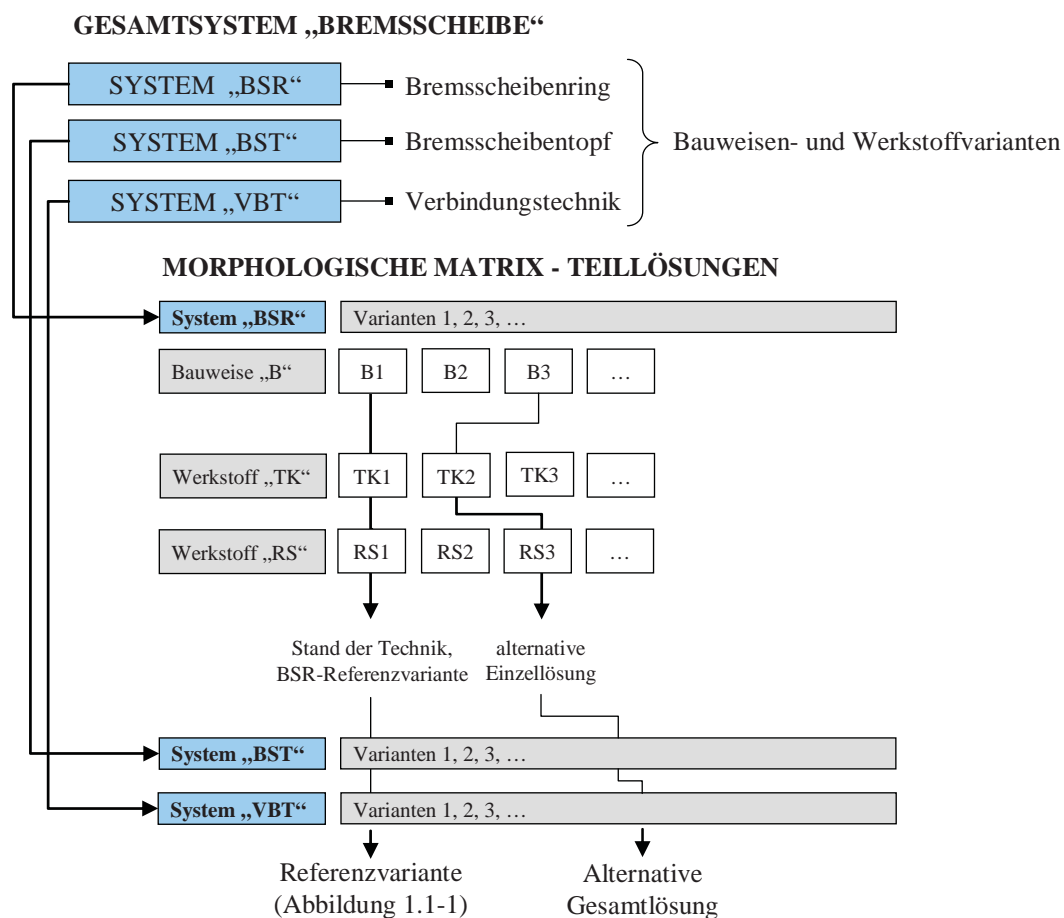


Abbildung 5-1: Entwicklung neuer Lösungsansätze durch Zerlegung des Gesamtsystems in Teilsysteme und Darstellung mit Hilfe einer Matrix.

Zur Kennzeichnung werden die Varianten mit einer fortlaufenden Nummerierung versehen. Die Referenzvariante wird dabei immer mit der Ziffer „1“ gekennzeichnet. Die Bezeichnung metallischer Werkstoffe erfolgt nach gültigen DIN-Normen mit der jeweiligen Werkstoffnummer.



Die für die Entwicklung alternativer Bremsscheibenkonzepte definierten Randbedingungen (siehe Kapitel 1.1) und die zu berücksichtigenden Herstellungs- und Entwicklungsprämissen (siehe Kapitel 3 und 4) sind in Abbildung 5-2 gegliedert zusammengefasst.

Für die Darstellung fahrzeugspezifischer Einflussfaktoren werden zwei Beispielfahrzeuge unterschiedlicher Ausprägung und Leistungsfähigkeit der Konzeptentwicklung zugrunde gelegt. Der definierte Sportwagen besitzt ein zulässiges Gesamtgewicht (z.GG) von 1800 kg mit einer Höchstgeschwindigkeit (v_{\max}) von 300 km/h und einem Hinterachsbremsanteil von 40%. Als zweites Fahrzeug wird ein SUV mit einem Hinterachsbremsanteil von 30% und einem z.GG von 2800 kg bzw. v_{\max} von 250 km/h festgelegt.

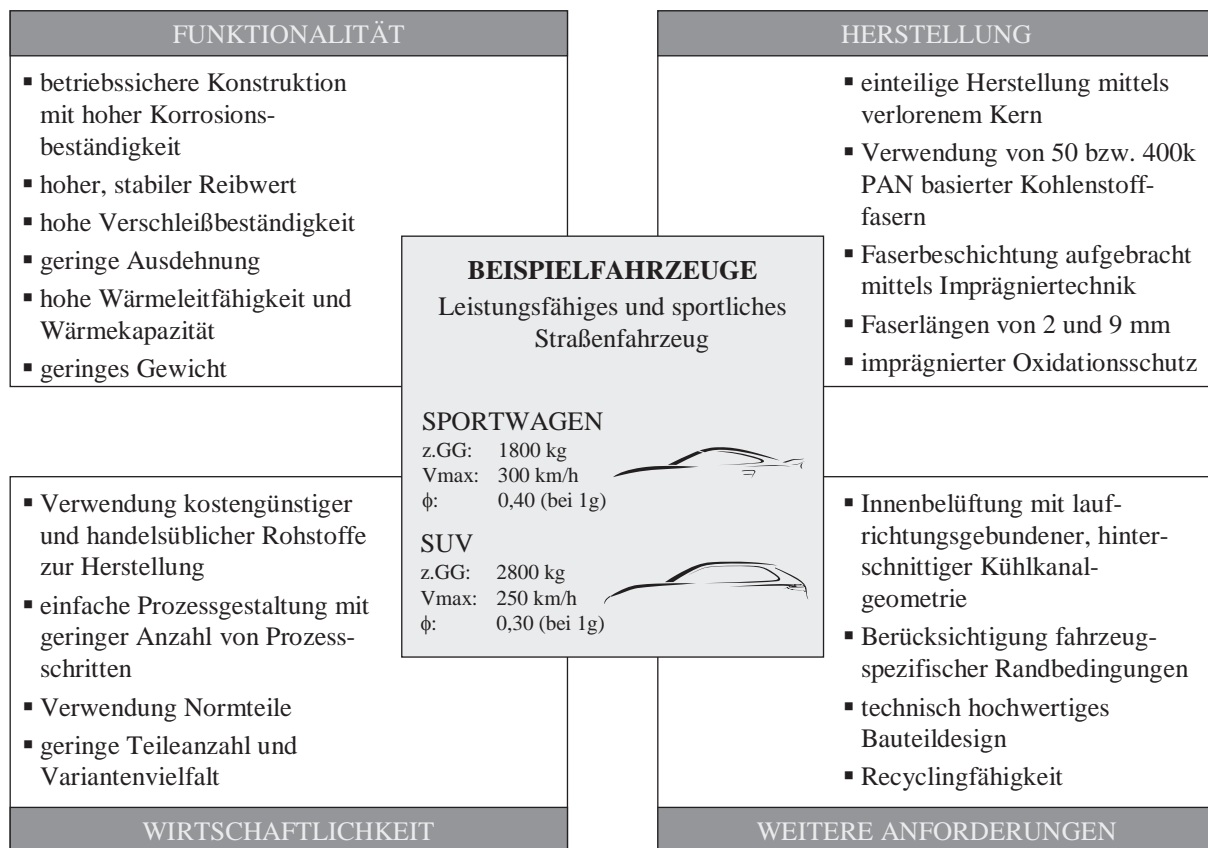


Abbildung 5-2: Entwicklungsprämissen für die Konzeptentwicklung und definierte Beispielfahrzeuge.

5.1 Bremsscheibenring

Als Basis für alternative Konzepte wird die in Abbildung 5-3 dargestellte Bauweise der Referenzvariante BSR-B1 zugrunde gelegt.

Der aus zwei Halbschalen aufgebaute Tragkörper (TK) wird zur Verdeutlichung der Funktionsanforderungen in zwei Tragkörperscheiben (TS: Topfseite, TGS: Topfgegenseite) und den verbindenden evolventenförmigen Kühlkanalstegen unterteilt. Während der Tragkörper die Grundfunktionen „Wärmeaufnahme und Festigkeit“ erfüllen muss, beeinflussen die Kühlkanalstege in Abhängigkeit ihrer Anzahl und Abmessung die Funktionen „Wärmeabgabe und



Druckfestigkeit bzw. -steifigkeit“. Die Funktionen „Reibwert und Verschleiß“ sind den beidseitig aufgebrachtten Reibschichten (RS) zugeordnet.

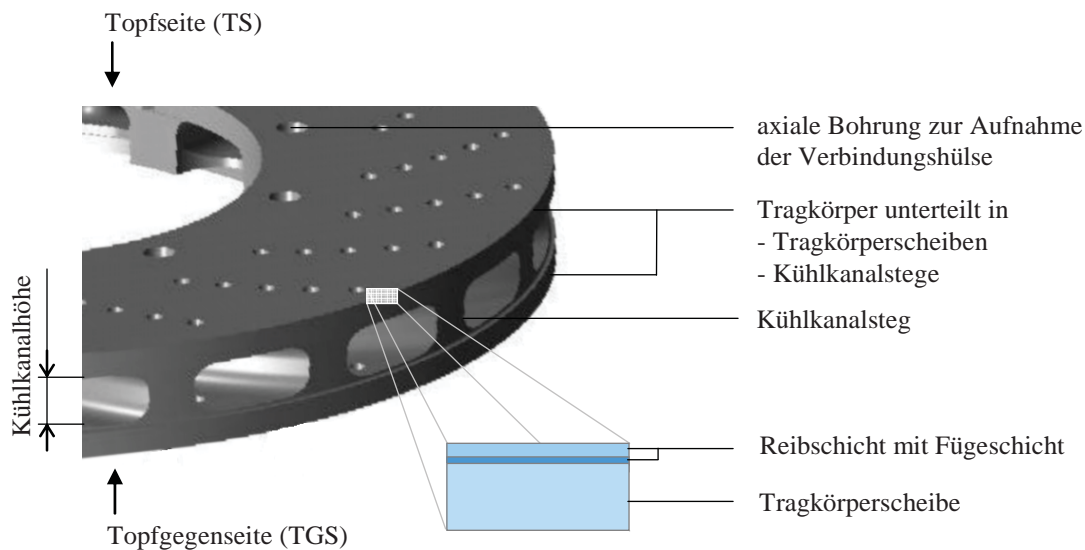


Abbildung 5-3: Referenzvariante BSR-B1 des Bremsscheibenrings aus einem Tragkörper mit zusätzlich aufgebrachtten Reibschichten.

Trotz dieser grundlegenden Funktionstrennung existieren Zielkonflikte die bei der Entwicklung alternativer Varianten berücksichtigt werden müssen. Zur Analyse wurden deshalb die Einzelfunktionen systematisch auf existierende Zielkonflikte durch die Methode des paarweisen Vergleichs [199] untersucht und in einer Konsistenzmatrix dargestellt (Tabelle 5-1).

Als ein Beispiel für einen klassischen Zielkonflikt ist die Erhöhung der Bremsscheibenmasse zur Steigerung der Wärmeaufnahme (Funktion Nr. 1) und die Gestaltung einer möglichst leistungsfähigen Innenkühlung mit entsprechend großen Querschnitten der Kühlkanäle zur Wärmeabgabe (Funktion Nr. 3) bei entsprechend verringerter Speichermasse zu nennen (Zielkonflikt Z_{1-3}).

In den nachfolgenden Kapiteln werden alternative Konzeptvarianten dargestellt, die identifizierten Zielkonflikte diskutiert sowie analytischer und experimenteller Untersuchungsumfang zur Absicherung der Konzeptüberlegungen festgelegt.



Tabelle 5-1: Konsistenzmatrix zur Darstellung der bei der Konzeptentwicklung des Brems-scheibenrings zu beachtenden Zielkonflikte.

KONSISTENZMATRIX		Zielkonfliktanalyse: Brems-scheibenring mit Innenbelüftung und separaten Reibschichten																							
Hauptfunktion	Einzelfunktion	Nr.	1	2	3	4	5	6	7	13	14	16	18	21	22	23	24								
Thermisches Verhalten	Wärmeaufnahme	1		Z ₁₋₂	Z ₁₋₃										Z ₁₋₂₂	Z ₁₋₂₃	Z ₁₋₂₄								
	Wärmeleitung	2				Z ₂₋₄	Z ₂₋₅	Z ₂₋₆																	
	Wärmeabgabe	3				Z ₃₋₄	Z ₃₋₅	Z ₃₋₆	Z ₃₋₇	Z ₃₋₁₃	Z ₃₋₁₄	Z ₃₋₁₆	Z ₃₋₁₈	Z ₃₋₂₁											
Festigkeit	Festigkeit im Neuzustand	4					Z ₄₋₅										Z ₄₋₂₃	Z ₄₋₂₄							
	Festigkeit nach bremsenspezifischer Belastung	5															Z ₅₋₂₃	Z ₅₋₂₄							
	Thermoschockbeständigkeit	6																							
	Druckfestigkeit und -steifigkeit	7																Z ₇₋₂₃	Z ₇₋₂₄						
	Temperaturfestigkeit und -steifigkeit	8																							
Reibwert	Korrosionsfestigkeit	9																							
	Reibwert Einbremsverhalten	10																							
	Reibwert Druck- und Geschwindigkeitsabhängigkeit	11																	Z ₁₁₋₂₃	Z ₁₁₋₂₄					
	Reibwert Temperaturabhängigkeit	12																	Z ₁₂₋₂₃	Z ₁₂₋₂₄					
	Reibwert bei Nässe	13																							
	Reibwert bei Nässe+Streusalz	14																							
	Reibflächenverschleiß	15																	Z ₁₅₋₂₃	Z ₁₅₋₂₄					
	Reibbelagverschleiß	16																	Z ₁₆₋₂₃	Z ₁₆₋₂₄					
	Bremsengeräusche Quietschen	17																	Z ₁₇₋₂₃	Z ₁₇₋₂₄					
	Bremsengeräusche Brummen	18																	Z ₁₈₋₂₃	Z ₁₈₋₂₄					
Leichtbau	Kaltrubbeln	19																							
	Heißrubbeln	20																							
	Vibrationen und Schwingungen	21																	Z ₂₁₋₂₃	Z ₂₁₋₂₄					
Optik	Werkstoff	22																							
	Bauteil	23																		Z ₂₃₋₂₄					
	Technische Hochwertigkeit	24																							
Temperatur-, Korrosions- und Verschleißeinfluss	25																								

Legende: Z_{x,y}: Zielkonflikt Einzelfunktionen Nr. x und Nr. y (x = 1, 2, 3, ..., y = 1, 2, 3, ...)



5.1.1 Alternative Bauweisen des Brems Scheibenrings

Zwar wird für alle neuen Konzeptvarianten der Aufbau des Brems scheibenrings der Referenzvariante, bestehend aus einem Tragkörper und in-situ gefügten Reibschichten, beibehalten (Abbildung 5-3), jedoch werden im Folgenden alternative geometrische Ausführungen zur Referenzvariante (Abbildung 5-4) dargestellt.

BSR-B1: Referenzvariante

- Tragkörper aus Halbschalen
- mit Reibschichten
- unsymmetrische Gestaltung
- TS mit geschlossener Kontur
- TGS mit offener Gestaltung
- Absatz einseitig

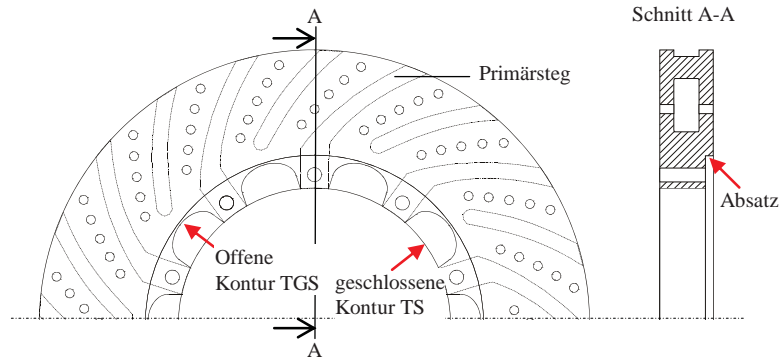


Abbildung 5-4: Bauweise des Brems scheibenrings der Referenzvariante (BSR-B1) mit unsymmetrischer Innenkontur der Tragkörperscheiben.

Symmetrische Bauweise und Baukastensystem

Unter Berücksichtigung der Entwicklungsprämissen zur Herstellung eines laufrichtungsgebundenen, leistungsfähigen Kühlkanaldesigns und einer unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten günstigen reduzierten Variantenvielfalt, werden eine zur Mittelebene symmetrische Geometrie der topf- und topfgegenseitigen Tragkörperscheiben (Abbildung 5-5) sowie ein variables Baukastensystem (Abbildung 5-6) unterschiedlicher Brems scheibendimensionen für verschiedene Fahrzeugtypen bzw. Leistungsanforderungen als mögliche Alternativen zur Referenzvariante nachfolgend näher ausgeführt.

Die Vorteile der symmetrischen Gestaltung der Varianten BSR-B2 und BSR-B3 gegenüber der Referenzvariante BSR-B1 sind, dass bei laufrichtungsgebundenem Kühlkanaldesign ein Links- bzw. Rechtsteil erst nach dem Anbringen des Brems scheibentopfs entsteht und damit die Variantenanzahl der Brems scheibenringe in der Fertigung halbiert wird. Für einen Fahrzeugsatz an Brems scheiben sind deshalb im Vergleich zur Referenzvariante nur jeweils zwei BSR-Varianten für die Vorderachse (VA) und Hinterachse (HA) ausreichend.

Während BSR-B2 eine offene bzw. belüftungsoptimierte Gestaltung der Innenkontur aufweist, hat BSR-B3 eine geschlossene bzw. festigkeitsoptimierte Innenkontur. Beide Varianten können mit oder ohne beidseitigem Absatz ausgeführt werden. Der Absatz bietet die Möglichkeit einer verbesserten Bauraumausnutzung bei axialer Montage des Brems scheibentopfs durch Aufnahme der Schraubenköpfe bzw. Muttern.

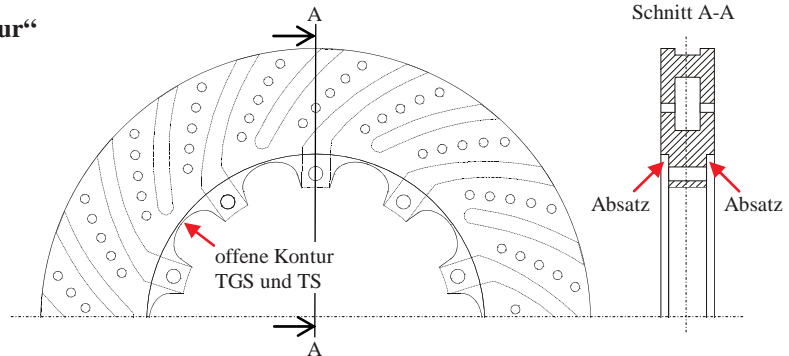
Die Verbindung des Brems scheibentopfs mit dem Brems scheibenring ist im Bereich der Primärstege durch axiale oder radiale Bohrungen bzw. durch eine zapfenartige Ausgestaltung der Primärstege am Innendurchmesser möglich. Die Anzahl der Verbindungspunkte ist bei dieser Ausgestaltung auf die Wiederholung der Kühlkanalgeometrie zu übertragen. Die Kräfteinleitung steht dabei in engem Zusammenhang mit der Art der Verbindungstechnik und



der geometrischen Form der Innenkontur, die auch die einströmende Kühlluftmenge beeinflusst. Die offenen Querschnitte von BSR-B2 begünstigen den Luftzutritt während die Innenkontur von BSR-B3 die Luftmenge begrenzt (Z₃₋₄, Z₃₋₅, und Z₃₋₇).

BSR-B2: Variante „Offene Innenkontur“

- Tragkörper einteilig
- mit Reibschichten
- symmetrische Gestaltung
- TS mit offener Gestaltung
- TGS mit offener Gestaltung
- Absatz beidseitig



BSR-B3: Variante „Geschlossene Innenkontur“

- Tragkörper einteilig
- mit Reibschichten
- symmetrische Gestaltung
- TS mit geschlossener Gestaltung
- TGS mit geschlossener Gestaltung
- Absatz beidseitig

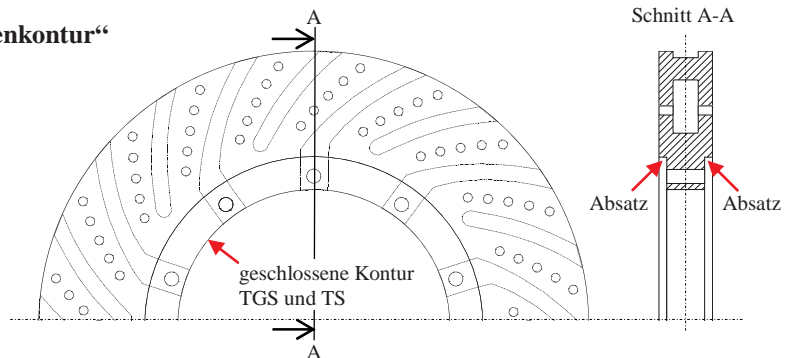


Abbildung 5-5: Symmetrische Bauweisenvarianten (BSR-B2, BSR-B3) des Bremsscheibenrings mit offener bzw. geschlossener Innenkontur der Tragkörperscheiben.

Die Übertragbarkeit dieser symmetrischen Konstruktionsmerkmale auf Bremsscheiben anderer Dimensionierung ist unter Beibehaltung der Kühlkanalhöhe, des Teilkreisdurchmessers der Bohrungen zur Aufnahme der Verbindungshülsen und des Innendurchmessers einfach darstellbar und bietet die Möglichkeit zur Erstellung eines unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten günstigen Baukastensystems für Fahrzeuge unterschiedlicher Leistungsanforderungen bzw. Motorisierungen.

In Abbildung 5-6 ist dies beispielhaft dargestellt an einem für Sportwagen definierten Baukastens für Vorderachs-Bremsscheiben mit Variation des Außendurchmessers von 350 bis 410 mm und der Bremsscheibendicke von 34 bzw. 36 mm bei festgelegter Kühlkanalhöhe von 16 mm (Schreibweise: $D_{BS} \times d_{BS} - h_{KKH}$). Dies ermöglicht neben der Verwendung von Gleichteilen für die Verbindungstechnik auch fertigungstechnische Standardisierungen von Spannmitteln und Montagevorrichtungen in der Fertigung.

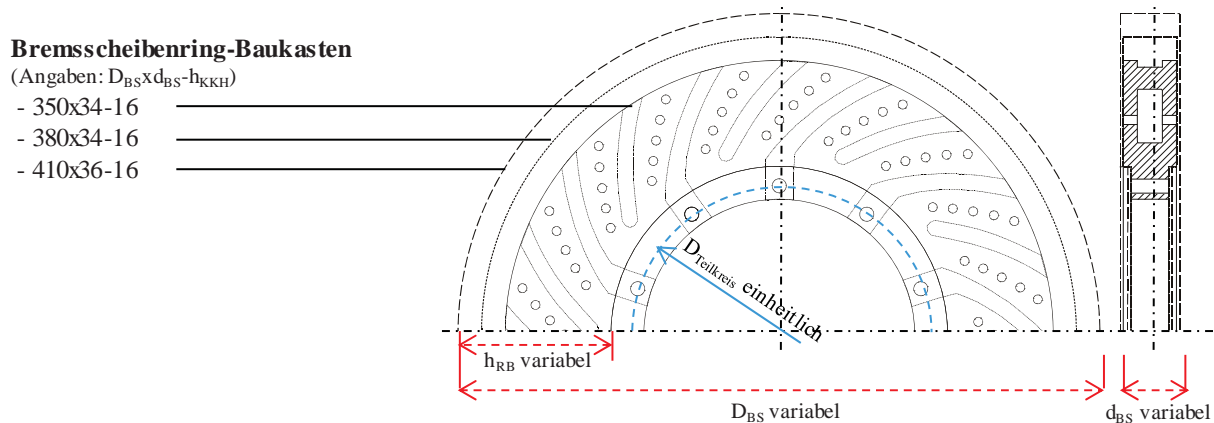


Abbildung 5-6: Beispiel für einen sportwagentypischen VA-Bremsscheibenring-Baukasten mit anpassbarer Geometrie aber identischer Verbindungstechnik.

Durch den einheitlichen Innendurchmesser werden bei Vergrößerung des Außendurchmessers bzw. der Bremsscheibendicke automatisch die Bremsscheibenmasse und die maximal nutzbare Reibpfadhöhe erhöht und somit die spezifische Reibflächen- bzw. Reibbelagbeanspruchung und deren Temperaturbelastung reduziert.

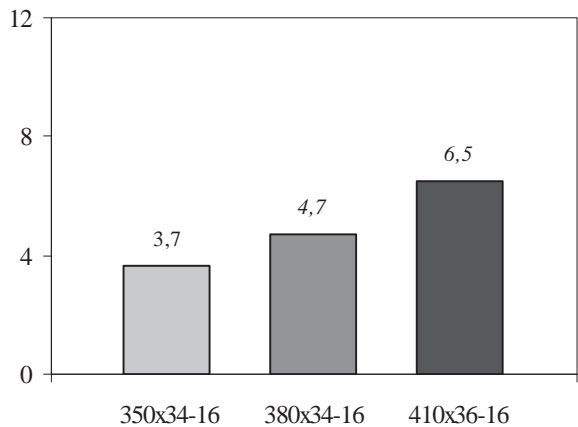
Die höhere Dimensionierung und die damit verbundene erhöhte Wärmeaufnahme stehen dabei jedoch im Zielkonflikt zum Leichtbaugedanken und führen zu einem höheren BSR-Gewicht (Z_{1-23}). Exemplarisch dargestellt ist dieser Zielkonflikt in Abbildung 5-7 für die beiden Beispielfahrzeuge (Berechnung der Temperaturerhöhung aus den Gleichungen 4-1 und 4-3 und Daten der Beispielfahrzeuge). Deutlich wird die Zunahme der Bremsscheibenmasse mit größerer Dimensionierung, aber auch die geringere Temperaturerhöhung bei einer Vollbremsung. Aufgrund der begrenzten Leistungsfähigkeit von organisch gebundenen Reibbelägen ist die maximale Temperaturbelastung auslegungsrelevant. Der Zielkonflikt Z_{1-23} wird somit zugunsten der Wärmeaufnahme aufgelöst.

Zusammengefasst bietet die symmetrische Gestaltung der Bremsscheibenringe BSR-B2 und BSR-B3 in Verbindung mit einheitlichen Maße für den Innen- und Teilkreisdurchmesser sowie die Kühlkanalhöhe die Möglichkeit, über Variation des Aussendurchmessers und der Dicke ein geometrisches Baukastensystem aufzubauen. Dieses hat gegenüber der Referenzvariante deutliche Vorteile im Hinblick auf eine kosteneffizientere und variantenreduzierte Fertigung.



Bremsscheibenringmasse [kg]

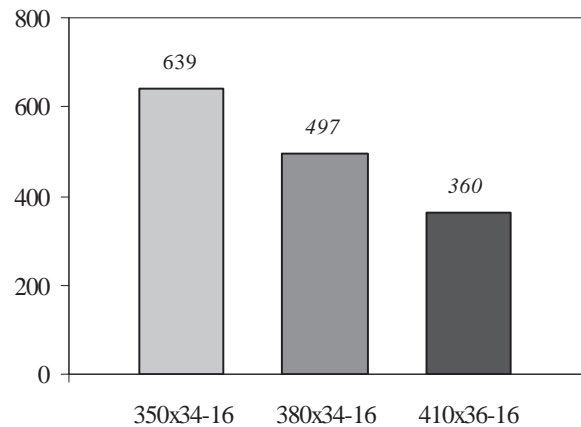
Variantenvergleich: VA-Sportwagen



Variante

Temperaturerhöhung bei 1g Vollbremsung [K]

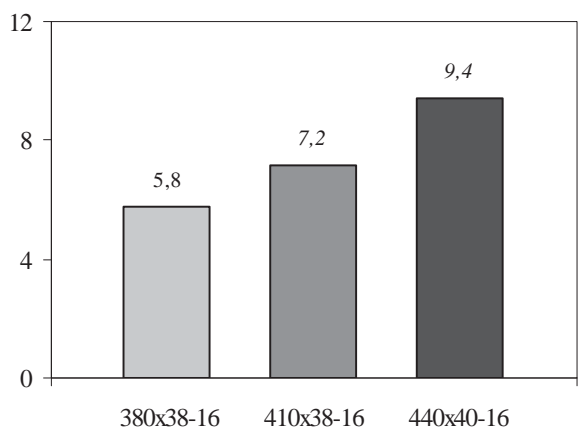
VA-Sportwagen: Bremsung $v_{\max} \rightarrow 0$ km/h



Variante

Bremsscheibenringmasse [kg]

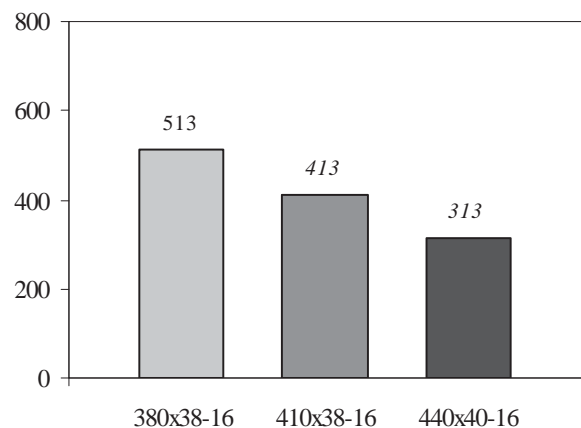
Variantenvergleich: VA-SUV



Variante

Temperaturerhöhung bei 1g Vollbremsung [K]

VA-SUV: Bremsung $v_{\max} \rightarrow 0$ km/h



Variante

Abbildung 5-7: Auswirkungen unterschiedlicher Dimensionierungen auf die Bremsscheibenmasse und die Temperaturerhöhung bei einer Vollbremsung aus Höchstgeschwindigkeit zum Stillstand für die festgelegten Beispielfahrzeuge (oben: Sportwagen, unten: SUV).

Kühlkanaldesign

Für die Umsetzung der Vorgabe einer Innenbelüftung mit lafrichtungsgebundener, hinter-schnittiger Kühlkanalgeometrie steht neben dem Evolventen-Design der Referenzvariante ein alternatives leistungsfähiges Kühlkanaldesign mit wechselseitiger Krümmung der Stege nach Abbildung 5-8 zur Verfügung [102]. Massive Bremsscheiben können zwar eine höhere Wärmemenge aufnehmen, sind aber nur begrenzt in der Lage, diese über die Oberflächen wieder abzugeben (Z_{1-3}) und stehen im Widerspruch zum Leichtbaugedanken (Z_{1-23}). Im Vergleich zu einer einfachen geraden, radialen Anordnung der Kühlkanäle werden durch das Evolventen-

bzw. Arcus-Designs eine deutlich höhere Förderleistung von Luft und ein dadurch verbessertes Abkühlverhalten erreicht [92, 102, 200].

Beim Arcus-Design sind neben dem Primärsteg drei Zusatzstege integriert, die auch zu einer verbesserten axialen Drucksteifigkeit führen. Diese spezielle Anordnung der Stege begünstigt einen reibungsarmen Kühlluft eintritt und eine Beschleunigung am Austritt. Grundsätzlich steigt mit zunehmender Kühlkanalhöhe die Förderleistung. Die Optimierung der Wärmeabgabe steht somit im Zielkonflikt zur mechanischen Auslegung und Wärmeaufnahme mit möglichst massiver Ausgestaltung der Bremsscheibenquerschnitte (Z_{1-3} , Z_{1-22} , Z_{3-4} , Z_{3-5} , und Z_{3-7}). Die mechanische Auslegung und die Optimierung der Speichermasse stehen somit auch im Zielkonflikt zum Leichtbaugedanken und einer technisch hochwertigen Optik mit filigranem Bauteildesign ($Z_{1/4/5/7-23}$ und $Z_{1/4/5/7-24}$).

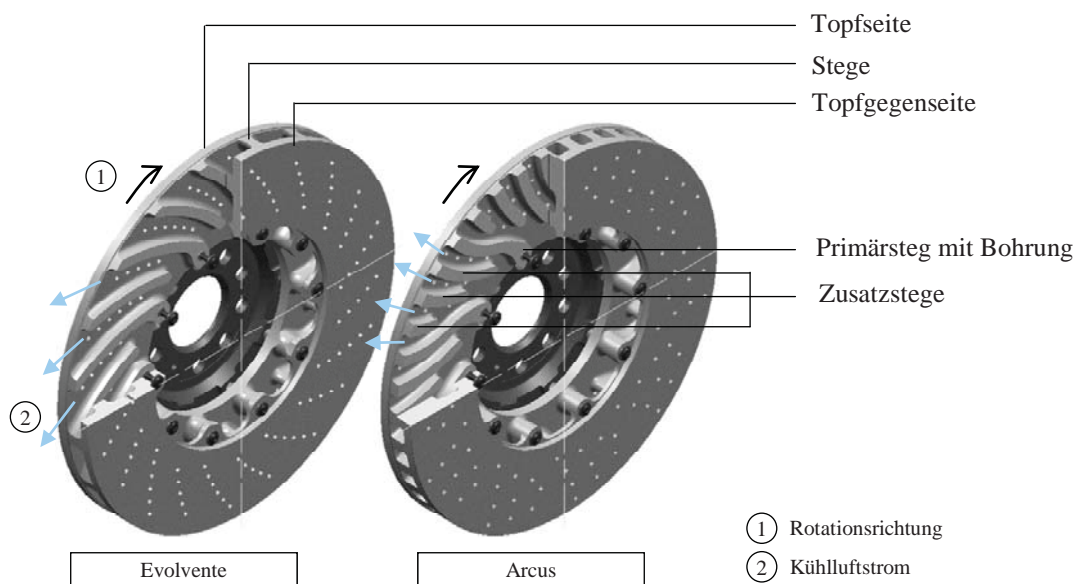


Abbildung 5-8: Evolventenförmige Kühlkanalstruktur der Referenzvariante (links) im Vergleich zu einer Variante mit wechsellagernder Krümmung der Primärstege und erhöhter Steganzahl (rechts).

Zur Verdeutlichung dieser Zielkonflikte ist in Abbildung 5-9 exemplarisch die Masse des Bremsscheibenrings in Abhängigkeit der beiden Kühlkanal-Designs und der Kühlkanalhöhe bzw. die maximal aufnehmbare Wärmemenge (berechnet aus Gleichung 4-1) für eine Kühlkanalhöhe von 16 mm dargestellt.

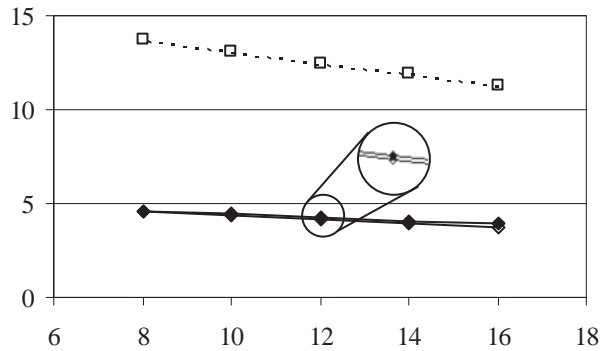
Zu erkennen ist der Einfluss der Kühlkanalhöhe auf die Bremsscheibenringmasse. Die Gewichtserhöhung durch das Arcus-Design liegt im Vergleich zum Evolventen-Design im Bereich von unter 4% und hat somit nur einen geringen Einfluss auf die Funktionen Leichtbau und Wärmeaufnahme. Aufgrund der höheren Förderleistung und Drucksteifigkeit wird aus funktionaler Sicht das Arcus-Design als vorteilhaft bewertet und zur Umsetzung ausgewählt. Die Herstellung erfolgt, wie in Kapitel 3.2.2 beschrieben, mit Hilfe eines verlorenen Kerns. Aufgrund der höheren Anzahl der Stege beim Arcus-Design muss darauf geachtet werden, dass eine gute Befüllbarkeit der Kühlkanalstege mit dem Compound bzw. den Kurzfasern



erzielt werden kann. Ausgehend von den festgelegten Faserlängen bis maximal 9 mm wird daher für die Stegbreiten beim Arcus-Design ein Mindestmaß von 10 mm festgelegt.

Bremsscheibenringmasse [kg]

Variantenvergleich Typ 350x34

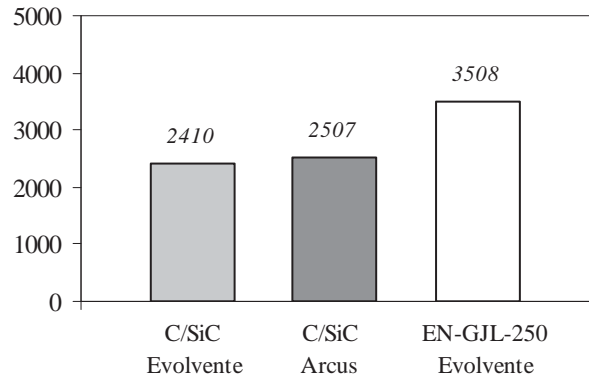


Kühlkanalhöhe [mm]

- ◇— C/SiC, Evolvente
- ◆— C/SiC, Arcus
- EN-GJL-250, Evolvente

Maximal aufnehmbare Wärmemenge bei 600°C [kJ]

Variantenvergleich Typ 350x34-16



Variante

Abbildung 5-9: Bremsscheibenringmasse in Abhängigkeit der Kühlkanalhöhe (links) und maximal aufnehmbare Wärmemenge von Bremsscheibenringen mit einer Kühlkanalhöhe von 16 mm (rechts).

Im Allgemeinen ist noch anzumerken, dass bei der Dimensionierung von C/SiC-Bremsscheiben darauf zu achten ist, dass die geringere aufnehmbare Wärmemenge im Vergleich zu Graugussbremsscheiben gleicher Geometrie keine 1:1-Substitution in der Fahrzeugapplikation ermöglicht. Dies kann jedoch durch die Verwendung von C/SiC-Bremsscheibenringen mit größerem Außendurchmesser bzw. größerer Dicke des beschriebenen Baukastensystems ausgeglichen werden.

Perforationsbohrungen

Allgemein bekannt ist, dass Perforationsbohrungen im Bereich der Kühlkanäle die Kühlwirkung unterstützen und das Reibverhalten verbessern. In Abhängigkeit der Anzahl und Lage der Perforationsbohrungen reduziert sich dadurch allerdings die Festigkeit der Tragkörperscheiben.

Da aus Literaturdaten keine weiteren Informationen zum Festigkeitseinfluss vorliegen, werden unterschiedliche Perforationsbohrungsbilder anhand der geometrischen Ausprägung der Referenzvariante BSR-B1 definiert (Abbildung 5-10).



Unterschiedliche Perforation am Beispiel des Bremsscheibentyps 350x34-16

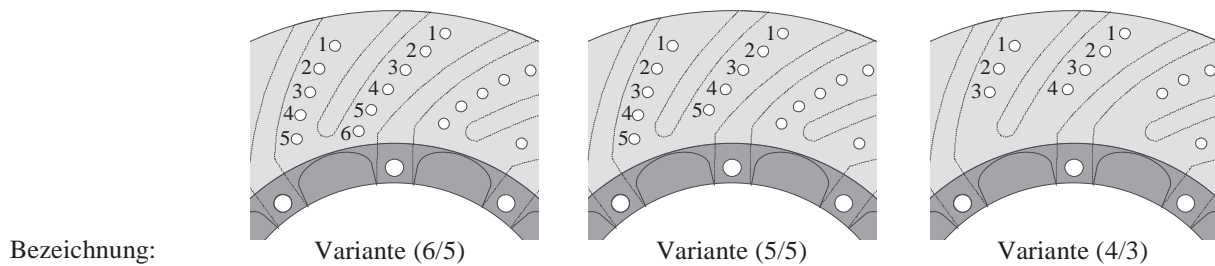


Abbildung 5-10: Variation der Perforation am Beispiel der Referenzvariante BSR-B1 mit unterschiedlicher Bohrungsanzahl.

Untersuchungsumfang der Bauweisenvarianten

Zur Absicherung der Konzeptüberlegungen zur Bauweise des Bremsscheibenrings sind neben einer Analyse mittels FEA, experimentelle Untersuchungen zur Bauteilfestigkeit notwendig. Im Speziellen sind der Einfluss der Innenkonturgestaltung der Tragkörperscheiben sowie die Abhängigkeit vom Kühlkanaldesign und des Perforationsbohrungsbilds notwendig. Ergebnisse hierzu sind im Kapitel 6.5 aufgeführt.

5.1.2 Werkstoffvarianten Tragkörper

Die wichtigsten Funktionen, die vom Tragkörperwerkstoff erfüllt werden müssen, sind die Wärmeaufnahme, die Wärmeleitung sowie die Gewährleistung eines hohen Bremskomforts durch eine geringe Verzugsneigung bei einer ausreichenden Bauteilfestigkeit bzw. -steifigkeit unter Berücksichtigung der auftretenden mechanischen und thermischen Belastung.

Abgeleitet aus diesen Funktionsanforderungen können folgende Kennwerte für eine erste Bewertung und Werkstoffkonzeption herangezogen werden:

- Wärmekapazität,
- Wärmeleitfähigkeit,
- thermischer Ausdehnungskoeffizient,
- Festigkeit,
- Oxidationsbeständigkeit.

Für die weiteren Überlegungen werden die jeweiligen Werte bei Raumtemperatur und darüber hinaus deren Temperaturabhängigkeit betrachtet.

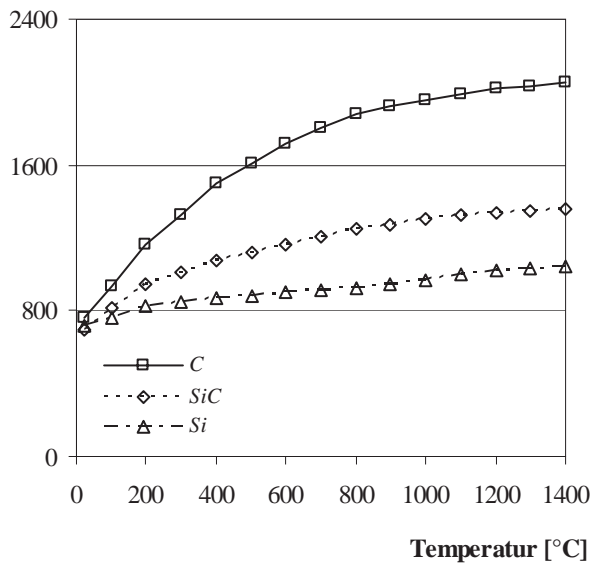
Wärmekapazität

Die Wärmekapazität von C/SiC kann mit Hilfe der Mischungsregel aus den Werten der Einzelbestandteile (Abbildung 5-11, links) berechnet werden. Betrachtet man die Hauptbestandteile C und SiC, so nimmt mit steigender Temperatur die Wärmekapazität von C deutlicher zu. Ein hoher C-Gehalt erhöht somit vor allem die Wärmekapazität bei hohen Temperaturen.



Wärmekapazität [J/(kg·K)]

Einzelbestandteile C, SiC und Si



Wärmekapazität [J/(kg·K)]

Variantenvergleich

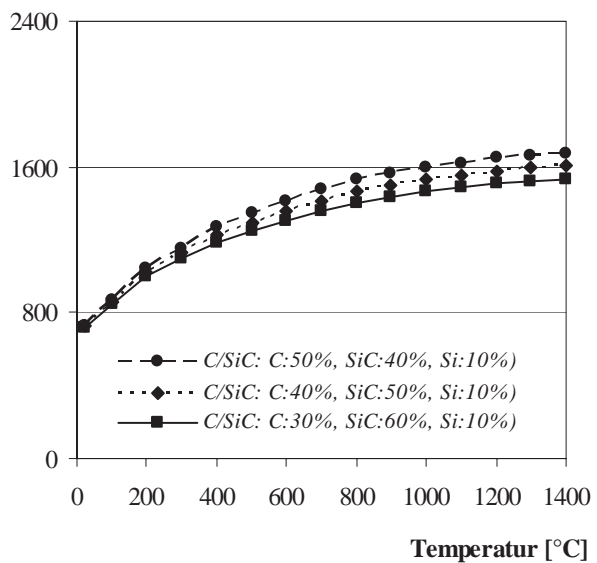


Abbildung 5-11: Wärmekapazität von C, SiC und Si [201] (links) und berechnete Werte für typische C/SiC-Werkstoffvarianten (rechts).

Bedingt durch die geringen Unterschiede der Werte für die einzelnen Bestandteile bei Raumtemperatur im Bereich von ca. 700-760 J/kgK ist der Einfluss der Phasenzusammensetzung auf die Wärmekapazität für die Auslegung weitgehend zu vernachlässigen. Die Berechnung der Wärmekapazität von typischen Werkstoffzusammensetzungen (siehe Tabelle 2-4) verdeutlicht, dass auch bei erhöhter Temperatur nur geringe Unterschiede feststellbar sind (Abbildung 5-11, rechts). Bei Raumtemperatur weisen alle Varianten eine Wärmekapazität um 725 J/(kg·K) auf. Für die Auswahl von verschiedenen Tragkörpervarianten spielt deshalb die Wärmekapazität eine untergeordnete Rolle.

Wärmeleitfähigkeit

Im Gegensatz zur Wärmekapazität sinkt die Wärmeleitfähigkeit von C/SiC mit steigendem C-Gehalt (siehe Abbildung 2-7). Die Wärmeleitfähigkeit steht somit zwar im Zielkonflikt mit der Wärmekapazität (Z_{1-2}), kann jedoch aufgrund der starken Abhängigkeit vom Si bzw. SiC-Gehalt deutlicher durch die Phasenzusammensetzung beeinflusst werden. Insgesamt ist auch unter Betrachtung der in Abbildung 5-12 dargestellter werkstoffspezifischer Unterschiede ein möglichst hoher SiC-Gehalt anzustreben. Aufgrund der notwendigen Verstärkung mit Kohlenstofffasern kann der Keramikanteil im Tragkörper jedoch nicht beliebig steigen (Z_{3-4}).

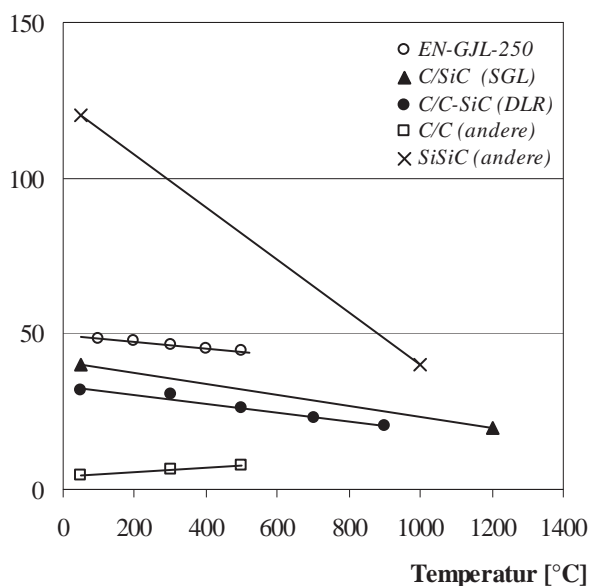
Einen weiteren Einfluss auf die axiale Wärmeleitfähigkeit wird durch die Faserlänge vermutet. Aufgrund der presstechnischen Herstellung orientieren sich längere Fasern vorzugsweise senkrecht zur Pressrichtung und könnten den Wärmetransport in axialer Richtung reduzieren. Wie stark sich dies auf die Wärmeleitfähigkeit auswirkt muss im Rahmen der experimentellen Untersuchungen der Tragkörpervarianten mit 2 und 9 mm Faserlänge näher analysiert werden.

Thermischer Ausdehnungskoeffizient

Günstig für eine geringe Schirmung der Bremsscheibe ist ein geringer thermischer Ausdehnungskoeffizient (TAK) in tangentialer und radialer Richtung der Bremsscheibe. Der TAK von C/SiC wird durch die Phasenzusammensetzung und die Fasereigenschaften, –länge bzw. –architektur bestimmt. Im Vergleich zu Grauguss ist der TAK von C/SiC in Faservorzugsrichtung deutlich geringer (Abbildung 5-12, rechts), zurückzuführen auf den leicht negativen TAK der Kohlenstofffasern in Faserlängsrichtung (siehe Tabelle 3-1) und die geringe Dehnung der Matrixbestandteile Si und SiC. Selbst im Grenzfall einer monolithischen SiSiC-Keramik ist der TAK um mindestens Faktor 2 geringer als der von Grauguss. Für die Bewertung von unterschiedlichen Tragkörpervarianten ist daher der TAK von untergeordnetem Interesse. Zu beachten ist der geringe TAK aber in jedem Fall für die Verbindungstechnik mit dem metallischen Bremsscheibentopf (siehe Kapitel 5.3) und sollte daher experimentell bestimmt werden.

Wärmeleitfähigkeit [W/(m·K)]

für CMC: senkrecht zur Faserrichtung



Ausdehnungskoeffizient [$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$]

für CMC: parallel zur Faserrichtung

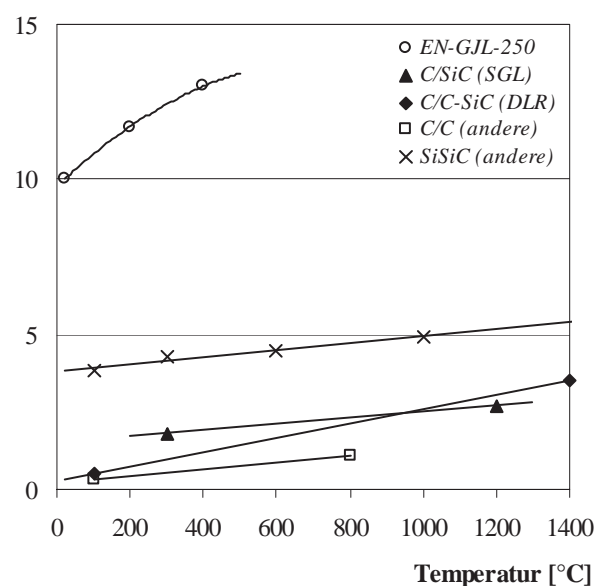


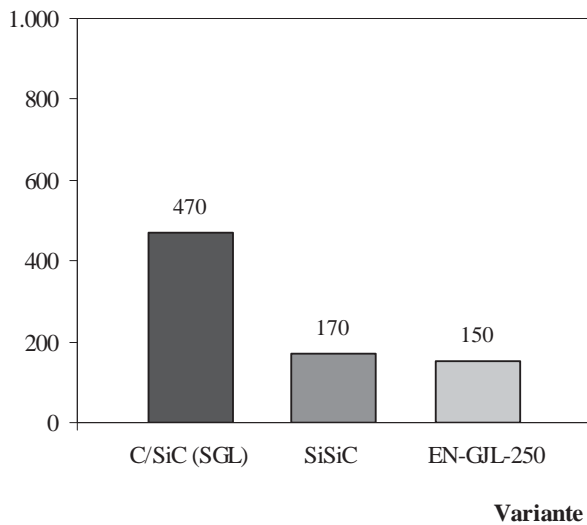
Abbildung 5-12: Wärmeleitfähigkeit (links) und Ausdehnungskoeffizient (rechts) in Abhängigkeit der Temperatur für kurzfaserverstärktes C/SiC hergestellt im Flüssigsilizierverfahren im Vergleich zu Grauguss, C/C und SiSiC. Kennwerte aus [4, 73, 110, 116, 121].

Festigkeit

Die Festigkeit von C/SiC steigt mit zunehmendem Fasergehalt und Faserlänge an (Abbildung 2-6) und ist abhängig von der Ausrichtung der Fasern. Auch für den 1. Thermoschockparameter R ist daher die Verstärkung mit Fasern bzw. ein hoher Fasergehalt günstig, während dies die Wärmeleitfähigkeit reduziert (Z_{2-4} , Z_{2-5} und Z_{2-6}) und damit auch den 2. Thermoschockparameter R' reduziert (Abbildung 5-13).



Wert 1. Thermoschockparameter R [K]
Werkstoffvergleich



Wert 2. Thermoschockparameter R' [W/m]
Werkstoffvergleich

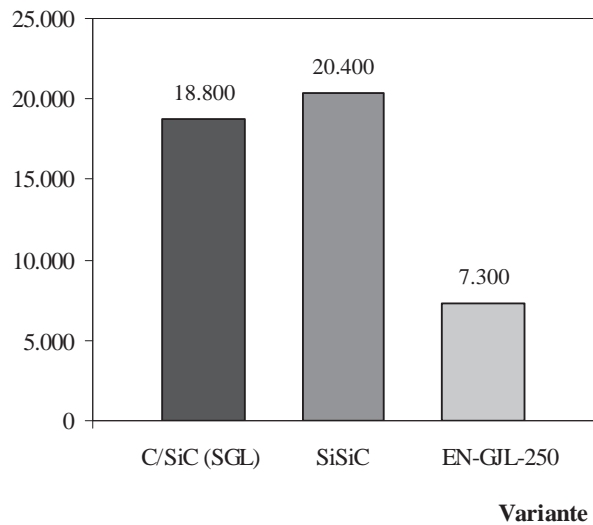


Abbildung 5-13: 1. und 2. Thermoschockparameter von C/SiC im Vergleich zu Grauguss und SiSiC bei Raumtemperatur. Kennwerte aus [4, 116, 121].

Bedingt durch die hohe Wärmeleitfähigkeit besitzt unverstärktes SiSiC einen hohen Wert für den 2. Thermoschockparameter von über 20.000 W/m. Bei kurzzeitig hoher Temperaturbelastung ist aber die geringere Thermoschockbeständigkeit von 170 K ein Ausschlusskriterium für die Verwendung von monolithischem SiSiC als Werkstoff für den Tragkörper.

Neben den bereits beschriebenen Kenngrößen bestimmt auch die Faserorientierung im Verbund das Festigkeitsverhalten. Bei der Referenzvariante liegt im Tragkörper in der Ebene senkrecht zur Pressrichtung eine weitgehend quasiisotrope Faserorientierung vor. Dies ist für eine möglichst schnelle Befüllung mit dem Compound bzw. den Kurzfasern, nicht jedoch unter Berücksichtigung der mechanischen Bauteilbelastung aus Zentrifugalkraft und Bremsmoment günstig. Am Beispiel einer ebenen Scheibe mit zentraler Bohrung kann dies vereinfacht dargestellt werden. Die aus der Zentrifugalkraft resultierenden Spannungen können in Abhängigkeit vom Radius auch analytisch aus den Gleichungen 5-1 und 5-2 berechnet werden [202, 203].

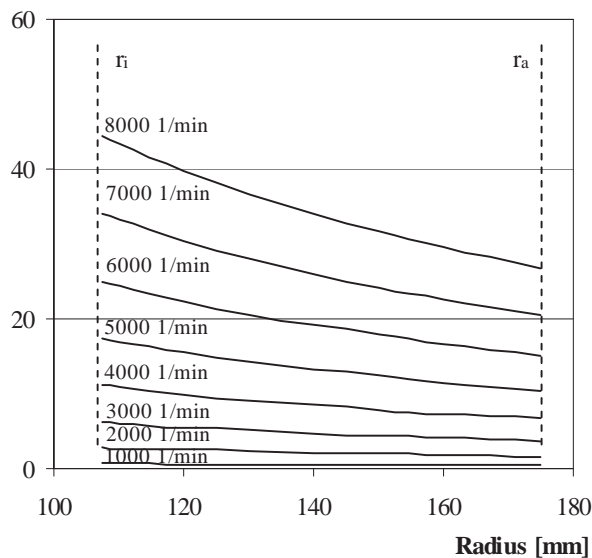
$$\sigma_r(r) = \rho \cdot \omega^2 \cdot r_a^2 \cdot \left(\frac{3+\nu}{8} \right) \cdot \left(1 + \frac{r_i^2}{r_a^2} - \frac{r_i^2}{r^2} - \frac{r^2}{r_a^2} \right) \quad (5-1)$$

$$\sigma_\varphi(r) = \rho \cdot \omega^2 \cdot r_a^2 \cdot \left(\frac{3+\nu}{8} \right) \cdot \left(1 + \frac{r_i^2}{r_a^2} + \frac{r_i^2}{r^2} - \left(\frac{1+3 \cdot \nu}{3+\nu} \right) \cdot \frac{r^2}{r_a^2} \right) \quad (5-2)$$

Zur Verdeutlichung sind in Abbildung 5-14 die Fliehkraftspannungen in einer C/SiC-Scheibe mit zur Referenzvariante BSR-B1 ähnlichen Abmessungen in tangentialer und in radialer Richtung für unterschiedliche Drehzahlen dargestellt. Deutlich ersichtlich sind die mit zunehmender Drehzahl ansteigenden Spannungen.

Spannung [N/mm²]

tangential, n von 1000 - 8000 1/min

**Spannung [N/mm²]**

radial, n von 1000 - 8000 1/min

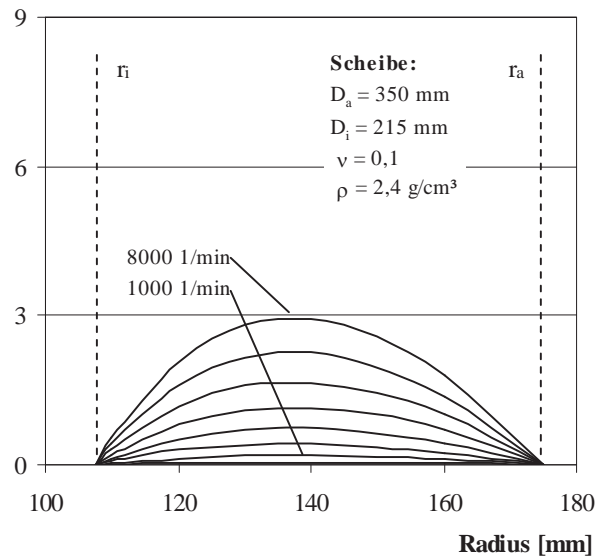


Abbildung 5-14: Analytisch berechneter Spannungsverlauf in einer rotierenden C/SiC-Scheibe mit Innenbohrung in tangentialer (links) und in radialer Richtung (rechts).

Insgesamt sind die radial wirkenden Spannungen im Vergleich zu den tangentialen Spannungen weitgehend vernachlässigbar, da auch die aus dem Bremsmoment resultierenden Spannungen in tangentialer Richtung wirken. Unter der Annahme, dass für spröde Werkstoffe ein Versagen durch Trennbruch in der Ebene senkrecht zur größten Normalspannung eintritt, ist für das Versagensverhalten damit die höchste Zugspannung am Innendurchmesser in tangentialer Richtung maßgeblich. Basierend auf diesen theoretischen Überlegungen erscheint es vorteilhaft die Fasern im Verbund gezielt in tangentialer Richtung des Tragkörpers zu orientieren. Neben der Variation der Faserlänge soll dies als weiterer Parameter experimentell untersucht werden.

Oxidationsbeständigkeit

Die Oxidationsbeständigkeit wird durch den Kohlenstoffgehalt und durch die Art und Anordnung der Fasern im Verbund bestimmt und steht im Zielkonflikt zur Festigkeit (Z4-5). Für eine erhöhte Oxidationsbeständigkeit von kurzfaserverstärktem C/SiC sind ein geringer C-Anteil und eine Gefügestruktur mit matrixumhüllten Faserbündeln vorteilhaft [103]. Ähnlich wie bei den Überlegungen zur Wärmeleitfähigkeit kann jedoch für den Tragkörper der C-Gehalt nicht beliebig abgesenkt werden. Eine Reduzierung der Oxidationsanfälligkeit gegenüber der Referenzvariante erscheint aber durch die Verwendung der kürzeren Fasern mit 2 mm Faserlänge möglich. Wie stark sich dies auch auf die Variante mit den 9 mm langen Fasern auswirkt, muss experimentell analysiert werden.

Tragkörpervarianten zur weiteren Untersuchung

Unter Berücksichtigung der Aspekte zur Halbzeugherstellung (siehe Kapitel 3.2.1) und beschriebenen Funktionsanforderungen werden neben der Referenzvariante mit 4 mm langen



Fasern (BSR-TK1) zwei weitere Werkstoffvarianten mit gezielter Faserorientierung in tangentialer Richtung und 2 mm (BSR-TK2) bzw. 9 mm (BSR-TK3) langen Fasern zur weiteren Analyse ausgewählt und hergestellt. Zur Vergleichbarkeit der Werkstoffeigenschaften, wird ein C-Gehalt aller Tragkörpervarianten von 40 Gew.% angestrebt.

Wichtig für die Beurteilung und Interpretation der experimentellen Werkstoffcharakterisierung sind die Korrelation zur Mikrostruktur und die Bestimmung der offenen Porosität. Eine hohe Porosität des Tragkörperwerkstoffs kann zu einer Verringerung der Wärmeleitfähigkeit und zu einer erhöhten bzw. schnelleren Feuchtigkeitsaufnahme bzw. zu einer negativen Beeinflussung des Nassbremsverhaltens führen (Z₃₋₁₃, Z₃₋₁₄). Außerdem ist aus der Literatur bekannt, dass die Festigkeit bei höherer Porosität herabgesetzt wird [204]. Aus diesen Gründen ist ein möglichst dichtes Gefüge mit geringer Restporosität zu erzielen.

5.1.3 Werkstoffvarianten Reibschicht

Die Anforderungen an die Reibschichten resultieren aus der tribologischen Belastung. In Verbindung mit einem organischen Reibbelag müssen diese unter Berücksichtigung der Umwelteinflüsse ausreichend hohe und konstante Reibwerte sowie einen möglichst geringen Verschleiß aufweisen.

Kohlenstofffasern bzw. C-Anteile sind im Reibflächenbereich unter Berücksichtigung oxidationsrelevanter Reibflächentemperaturen von über 400°C ungünstig. An der Oberfläche liegende Kohlenstofffasern können oxidieren und zu erhöhtem Verschleiß führen. Durch die hohe Härte und Oxidationsbeständigkeit von Si und SiC und deren hohe Wärmeleitfähigkeit sind faserarme bzw. -freie Reibschichten unter Verschleißaspekten und zur Vermeidung lokaler Temperatur-Hot-Spots zu bevorzugen.

Der im Vergleich zum C/SiC-Tragkörper höhere Ausdehnungskoeffizient (siehe Abbildung 5-12, rechts) führt bei der herstellungsbedingten Abkühlung zu Zugspannungen in den Reibschichten. Unter der Annahme einer ebenen Platte können die Größenordnungen dieser Spannungen näherungsweise nach den Gleichungen 5-3 und 5-4 [205] berechnet werden.

$$\sigma_{RS} = \frac{(\alpha_{TK} - \alpha_{RS}) \cdot \Delta T}{\frac{1 - \nu_{RS}}{E_{RS}} + \frac{1 - \nu_{TK}}{E_{TK}} \cdot \frac{d_{RS}}{d_{TK}}} \quad (5-3)$$

$$\sigma_{TK} = \frac{(\alpha_{RS} - \alpha_{TK}) \cdot \Delta T}{\frac{1 - \nu_{TK}}{E_{TK}} + \frac{1 - \nu_{RS}}{E_{RS}} \cdot \frac{d_{TK}}{d_{RS}}} \quad (5-4)$$

Auf die Spannungshöhe nimmt neben den elastischen Materialkonstanten, die Temperaturdifferenz und die Geometrie Einfluss. Zum Abschätzen der Spannungshöhe sind unter der Annahme einer faserfreien SiSiC-Reibschicht die Spannungen in Abhängigkeit des Unterschieds im Ausdehnungsverhalten zwischen Reibschicht (RS) und Tragkörper (TK) in Abbildung 5-15 exemplarisch dargestellt.

Zug- bzw. Druckspannungen [N/mm²]

Abkühlung von 1420°C auf 20°C

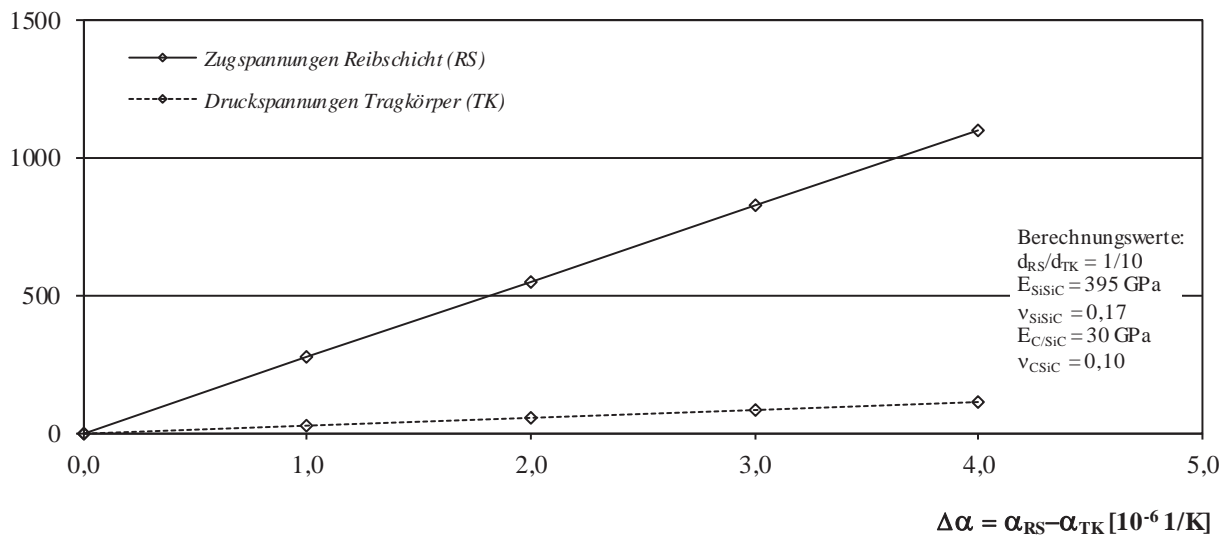


Abbildung 5-15: Berechnete Spannungen in einer SiSiC-Reibschicht bzw. im C/SiC-Tragkörper in Abhängigkeit des Unterschieds der Ausdehnungskoeffizienten bei der herstellungsbedingten Abkühlung nach dem Erstarren des Siliziums für ein ausgewähltes Dickenverhältnis von Reibschicht und Tragkörper von 1/10. Kennwerte aus [116, 121].

Zu erkennen ist, dass mit zunehmendem Unterschied der Ausdehnungskoeffizienten die Spannungen deutlich ansteigen. Diese Spannungen können zum Verzug der Bremscheiben und/oder beim Überschreiten der Haftfestigkeit auch zum Abplatzen der Reibschicht führen. Bei dimensionsstabilem Tragkörper und ausreichender Haftfestigkeit können die hohen Zugspannungen zu einer rissigen Bremscheibenoberfläche und zu einer Beeinträchtigung des optischen Erscheinungsbilds führen (Z₁₅₋₂₄).

Aus Sicht der Bauteildimensionierung kann der Verzug des Tragkörpers durch eine geringe Reibschichtdicke und eine symmetrische Gestaltung des Bremscheibenrings minimiert werden. Die notwendige Dicke der Reibschicht ist abhängig von deren Verschleißbeständigkeit, der zulässigen Bremscheibendicke und der notwendigen Tragkörperfestigkeit. Da die Reibschicht keine tragende Funktion ausübt, reduziert die Reibschicht bei vorgegebener Bremscheibendicke die Bremscheibenfestigkeit im Neuzustand. Durch die hohe Oxidationsbeständigkeit schützt diese den Tragkörper vor hohen Temperaturen und erhöht damit auch die Festigkeit nach bremsenspezifischer Belastung.

Reibschichtvarianten zur weiteren Untersuchung

Abgeleitet aus den vorangegangenen Konzeptüberlegungen, wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit der Unterschied von faserhaltigen bzw. -freien Reibschichten auf die Herstellbarkeit und das tribologische Verhalten in Verbindung mit organisch gebundenen Belägen näher untersucht. Da keine Quellen zum Reib- und Verschleißverhalten recherchiert werden konnten, werden hierzu grundlegende Versuche nach AK-Master durchgeführt. Unter Berücksichtigung der Aspekte zur Herstellung (siehe Kapitel 3.2.1) werden für die faserhaltigen



Reibschichten Fasern mit Längen bis zu 1 mm (BSR-RS2) bzw. nur geringe Mengen an Fasern für die faserarme Variante verwendet (BSR-RS3). Zum Vergleich dient wiederum die festgelegte Referenzvariante (BSR-RS1). Bei allen Varianten wird zur besseren Vergleichbarkeit eine einheitliche Reibschichtdicke von 1 mm pro Seite eingestellt.

5.2 Bremsscheibentopf

Die Hauptfunktion des Bremsscheibentopfs liegt in der Übertragung der Bremskräfte vom Bremsscheibenring zur Radnabe. Diese Funktion muss, unter Berücksichtigung temperaturbedingter und korrosiver Einflüsse, über die Bauteillebensdauer sicher gewährleistet werden. Die Werkstoffauswahl und die konstruktive Gestaltung beeinflussen dabei auch das Bauteilgewicht, den Bremskomfort und die Optik der Bremsscheibe.

Nachfolgend werden unterschiedliche Werkstoff- und Herstellungskonzepte für den Bremsscheibentopf entwickelt und vergleichend zur Referenzvariante betrachtet.

5.2.1 Werkstoffvarianten

Der Bremsscheibentopf der Referenzvariante (BST-V1) wird mittels Gesenkschmieden aus hochlegiertem Stahl hergestellt. Maßgeblich für eine alternative Werkstoffauswahl sind die Festigkeit und Steifigkeit, die Korrosionsbeständigkeit, das zu erwartende Leichtbaupotenzial, die Bearbeitbarkeit und die Werkstoffkosten.

Unter Berücksichtigung der Vorauswahl aus Kapitel 3.2.7 sind Leichtmetalllegierungen aus Titan, Aluminium und Magnesium Alternativen zur Referenzvariante. Da vor allem die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung der Leichtmetalllegierungen stark vom Herstellungsverfahren abhängen, sind in Tabelle 5-2 Kennwertbereiche zu Vergleichszwecken angegeben. Während mittels Massivumformung die höchsten Festigkeiten erzielt werden, weisen gusstechnisch hergestellte Bauteile üblicherweise ein geringeres und wandstärkenabhängiges Festigkeits- und Bruchdehnungsniveau auf.

Tabelle 5-2: Vergleich von Leichtmetallen mit hochlegiertem Stahl zur Werkstoffauswahl für den Bremsscheibentopf [206, 207, 208, 209, 210, 211, 212, 213, 214].

Werkstoffgruppe			Stahl ^a	Titan ^b	Aluminium ^b	Magnesium ^b
Dichte	ρ	g/cm ³	~ 7,9	~ 4,5	~ 2,7	~ 1,7
Zugfestigkeit	R_m	N/mm ²	450-850	290-1100	75-510	140-310
Dehngrenze	$R_{p0,2}$	N/mm ²	175-300	180-1030	< 75-430	90-215
E-Modul	E	kN/mm ²	~ 200	~ 115	~ 70	~ 45
Bruchdehnung	A	%	30-35	5-30	< 1-30	1-14
Spezifische Werte	$R_m/(\rho \cdot g)$	km	5,8-11,0	6,6-24,9	2,8-19,3	7,9-17,6
	$R_{p0,2}/(\rho \cdot g)$	km	2,3-3,9	4,1-23,3	2,8-16,2	5,4-12,9
	$E/(\rho \cdot g)$	km	2581	2605	2643	2698
TAK	α	$\mu\text{m}/(\text{m} \cdot \text{K})$	~ 16	~ 8	~ 24	~ 26

^a: Kennwertbereich für Schmiedestücke im lösungsgeglühten Zustand

^b: Kennwertbereich für Guss- und Schmiedestücke

Magnesium

Magnesium hat eine geringe Dichte von ca. 1,7 g/cm³ und besitzt hohe spezifische Festigkeits- und Steifigkeitskennwerte. Magnesium wird heute überwiegend im Druckgussverfahren



verarbeitet. Kritisch für einen Einsatz als temperaturbelastetes Sicherheitsbauteil im Fahrwerksbereich ist aus funktionstechnischer Sicht die vergleichsweise begrenzte Temperatur- und Kriechbeständigkeit und die Korrosionsanfälligkeit gegen Streusalz heute verfügbarer Standardlegierungen zu nennen. Erhöhte Warmfestigkeitskennwerte sind zwar mit speziellen Sonderlegierungen möglich, jedoch wird auch deren Korrosionsbeständigkeit als nicht ausreichend für den Bremsscheibentopf eingestuft.

Titan

Titan besitzt sehr hohe Festigkeiten, bietet ein entsprechendes Leichtbaupotenzial und weist eine ausgezeichnete Korrosions- und Temperaturbeständigkeit auf. Zusätzlich ist der geringe thermische Ausdehnungskoeffizient für ein günstiges Verformungs- bzw. Schirmungsverhalten vorteilhaft. Unter technischen Aspekten ist Titan als alternativer Bremsscheibentopfwerkstoff hochinteressant. Für ein wirtschaftliches Serienkonzept sind allerdings die um mindestens eine Größenordnung höheren Werkstoffkosten im Vergleich zu den angegebenen Werkstoffen nachteilig.

Aluminium

Aluminium besitzt ausgewogene Eigenschaften und eine im Vergleich zu hochlegiertem Stahl höhere spezifische Festigkeit. Die spezifische Steifigkeit und die Korrosionsbeständigkeit sind vergleichbar einzustufen. Aufgrund der geringen Dichte, geringer Halbzeugpreise unter 3 €/kg, der guten Zerspanbarkeit und einer Vielzahl genormter Guss- und Knetlegierungen wird Aluminium als Bremsscheibentopfwerkstoff für das zu entwickelnde Gesamtkonzept festgelegt. Die werkstoffspezifischen Nachteile wie die begrenzte Temperaturfestigkeit sowie der höhere thermische Ausdehnungskoeffizient müssen aber bei der Entwicklung einer geeigneten Verbindungstechnik berücksichtigt werden.

5.2.2 Herstellungsverfahren und Legierungsauswahl

Zur Herstellung des Bremsscheibentopfs aus Aluminium stehen prinzipiell drei Verfahren zur Verfügung: eine reine mechanische Bearbeitung aus Vollmaterial, Gießen oder Schmieden.

Mechanische Bearbeitung

Die Herstellung aus Stangenmaterial durch kombinierte Dreh- und Fräsbearbeitung (BST-V2) ist die aufwändigste und materialintensivste Herstellungstechnik und widerspricht den Grundsätzen einer wirtschaftlichen und ressourcenschonenden Fertigung. Für die prototypische Herstellung von geringen Stückzahlen ist dies zwar möglich, für größere Stückzahlen jedoch uninteressant.

Gießen

Das Gießen (BST-V3) ist vor allem für geometrisch komplexe Bauteile vorteilhaft. Die erzielbaren mechanischen Eigenschaften von Gusslegierungen sind allerdings niedriger im Vergleich zu Knetlegierungen.

Für hohe Stückzahlen ist der Druckguss, trotz hoher Investitionskosten für die Gießwerkzeuge, am wirtschaftlichsten. Aufgrund der sich einstellenden Porosität beim herkömmlichen



Druckgießen sind Druckgusslegierungen nur bei der Verwendung aufwändiger vakuumunterstützter Verfahren warmaushärtbar. Aus technischer und wirtschaftlicher Sicht sind aus diesem Grund nicht aushärtbare (naturharte) Legierungen zur Verarbeitung mittels konventioneller Druckgusstechnik interessant. Für Bauteile mit hoher Korrosionsbeständigkeit bieten sich beispielsweise die Legierungssysteme Al-Mg-Si-Mn an.

Die Herstellung im Kokillengussverfahren liefert im Vergleich zum Sand- bzw. Druckgießen höhere mechanische Kennwerte. Durch die Verwendung metallischer Dauerformen mit hoher Wärmeleitfähigkeit und die resultierende schnelle Wärmeentzugsgeschwindigkeit ergeben sich beim Kokillengussverfahren, gegenüber dem Sandgussverfahren, höhere mechanische Kennwerte durch ein feinkörnigeres und dichteres Gefüge. Darüber hinaus sind Kokillengussbauteile sehr maßgenau mit guter Oberflächenbeschaffenheit herzustellen und können mit geringen Bearbeitungszugaben von ca. 1 - 2 mm und mit Wandstärken von 3 bis 10 mm realisiert werden. Das Sandgussverfahren hat vor allem Vorteile bei der Prototypenherstellung und bei geringeren Stückzahlen. Aufgrund der guten Gießeigenschaften und Aushärtbarkeit kommen für den Sand- bzw. Kokillenguss Al-Si-Mg-Legierungen wie z. B. die Legierung 3.2381 (AlSi10Mg) in die engere Auswahl. Aufgrund des hohen Si-Gehalts ist diese Legierung gut gießbar.

Für die weitere Konzeptentwicklung wird, unter Berücksichtigung technischer und wirtschaftlicher Aspekte, das Kokillengussverfahren als eine Konzeptvariante für gusstechnisch hergestellte Bremsscheibentöpfe ausgewählt. Als Legierung wird, wegen der guten Gießbarkeit, 3.2381 (AlSi10Mg) festgelegt. Durch eine angepasste Wärmebehandlung (T6 oder T64) können die mechanischen Kennwerte dieser Legierung gegenüber dem Gusszustand (F) gesteigert werden (Tabelle 5-3). Zusätzlicher Vorteil ist, dass diese auch im Sand abgießbar ist und damit für die prototypische Umsetzung entsprechender Konzeptvarianten eingesetzt werden kann.

Schmieden

Das Schmieden (BST-V4) ist im Vergleich zum Gießen zwar teurer, allerdings können deutlich höhere Festigkeiten und ein gleichmäßigeres Gefüge erzielt werden. Durch den Einsatz von stranggegossenem bzw. -gepresstem Vormaterial und den nachfolgenden Schmiedepoperationen wird ein poren- und lunkerfreies Gefüge eingestellt.

Aus funktionstechnischer Sicht sind für Strukturbauteile vor allem die aushärtbaren Legierungen auf Basis Al-Si-Mg-Mn bzw. die sehr hochfesten kupferhaltigen Legierungen Al-Zn-Mg-Cu in die engere Werkstoffauswahl einzubeziehen.

Hauptvertreter für Fahrwerksbauteile im Automobilbau ist der Schmiedewerkstoff 3.2315 (AlSi1MgMn). Zur Erzielung einer maximal möglichen Zugfestigkeit wird dieser üblicherweise einer T6-Wärmebehandlung unterzogen. Diese Legierung besitzt eine mittlere Festigkeit, gute Korrosionseigenschaften und kann auch für dekorative Fahrzeugteile eingesetzt werden.

Für hochfeste Bauteile sind kupferhaltige Legierungen von Vorteil. Mit einer Zugfestigkeit von deutlich über 400 N/mm² und einer Streckgrenze über 300 N/mm² bieten diese ein hohes Leichtbaupotenzial. Als Vertreter dieser Klasse wird exemplarisch die Legierung 3.4365 (AlZn5,5MgCu) in die weitere Konzeptphase einbezogen. Für eine verbesserte Korrosionsbeständigkeit ist für diese Legierung eine zweistufige Aushärtung bei 105-125°C und 170-180°C bzw. eine Überhärtung in den Zustand T73 üblich [215].

Aufgrund der spezifischen Vorteile werden diese beiden Knetlegierungen für die weiteren Konzeptüberlegungen ausgewählt. Zur Übersicht sind die werkstoffspezifischen Eigenschaften der ausgewählten Werkstoffe gemäß gültiger Normen auch in Tabelle 5-3 aufgeführt. Zum Vergleich ist die geschmiedete Referenzvariante aus dem hochlegierten Stahl 1.4301 (X5CrNi18-10) und die Gusslegierung 3.2381 (AlSi10Mg) mit aufgeführt.

Tabelle 5-3: Übersicht der Werkstoffeigenschaften ausgewählter Aluminiumlegierungen im Vergleich zur Referenzvariante aus dem hochlegierten Stahl 1.4301 [207, 208, 211, 212, 216].

Werkstoff			1.4301	3.2381 ^a	3.2315	3.4365
chem. Bezeichnung	-	-	X5CrNi18-10	AlSi10Mg(a)	AlSi1MgMn	AlZn5,5MgCu
Zustand			-	F/T6/T64	T6	T73
Verarbeitung	-	-	Gesenkschmieden	Kokillenguss	Gesenkschmieden	Gesenkschmieden
Dichte	ρ	g/cm ³	7,90	2,65	2,71	2,81
Zugfestigkeit	R_m	N/mm ²	≥ 500	≥ 180/260/240	≥ 290	≥ 420
Dehngrenze	$R_{p0,2}$	N/mm ²	≥ 190	≥ 90/220/200	≥ 250	≥ 360
E-Modul	E	kN/mm ²	~ 200	~ 75	~ 70	~ 72
Bruchdehnung	A	%	≥ 35	≥ 2,5/1/2	≥ 5	≥ 4
Spezifische Werte	$R_m/(\rho \cdot g)$	km	≥ 6,5	≥ 6,9/10,0/9,2	≥ 10,9	≥ 15,2
	$R_{p0,2}/(\rho \cdot g)$	km	≥ 2,5	≥ 3,5/8,5/7,7	≥ 9,4	≥ 13,1
	$E/(\rho \cdot g)$	km	2581	2885	2633	2612
TAK	α	μm/(m·K)	~ 16	21	23	23
Härte	HB	-	≤ 215	≥ 90/80	≥ 90	≥ 120

^a: Kennwerte für getrennt gegossene Probenstäbe

Herstellungskonzept

Bei der Entwicklung eines Herstellungskonzepts ist die Geometrie der Bremsscheibentöpfe zu berücksichtigen (Abbildung 5-16). Im sportlichen Fahrzeugsegment mit breiter Spurweite und der Verwendung von Festsätteln sind diese üblicherweise rotationssymmetrisch glockenförmig ausgeführt.

Die Topftiefe beschreibt dabei die Ausprägung der Glockenform. Aufgrund einer im Bremsscheibentopf integrierten Feststellbremse muss die Topftiefe der Hinterachsbremsscheibe deutlich größer ausgebildet sein.

Für geschmiedete Bremsscheibentopfvarianten (BST-V4) ist daher ein zweistufiges Verfahren mit Vor- und Fertigschmieden vorzusehen. Aufgrund der hohen Festigkeiten der Knetlegierungen können geschmiedete Bremsscheibentöpfe dünnwandiger als gusstechnisch hergestellte ausgeführt werden (Abbildung 5-17).

Bei gusstechnischen Varianten (BST-V3) ist, in Abhängigkeit der Wandstärke und Topftiefe, das Gießkonzept entsprechend anzupassen. Zu dünne Wandstärken und lange Fließwege kön-



nen zu einem frühzeitigen Erstarren in der Form führen. Kokillengussbauteile werden üblicherweise mit Wandstärken ab 3 mm konzipiert. Dickwandige Bereiche über 10 mm sind aufgrund von Schwindungsdefiziten bei der Erstarrung der Schmelze und geringerer Festigkeiten zu vermeiden.

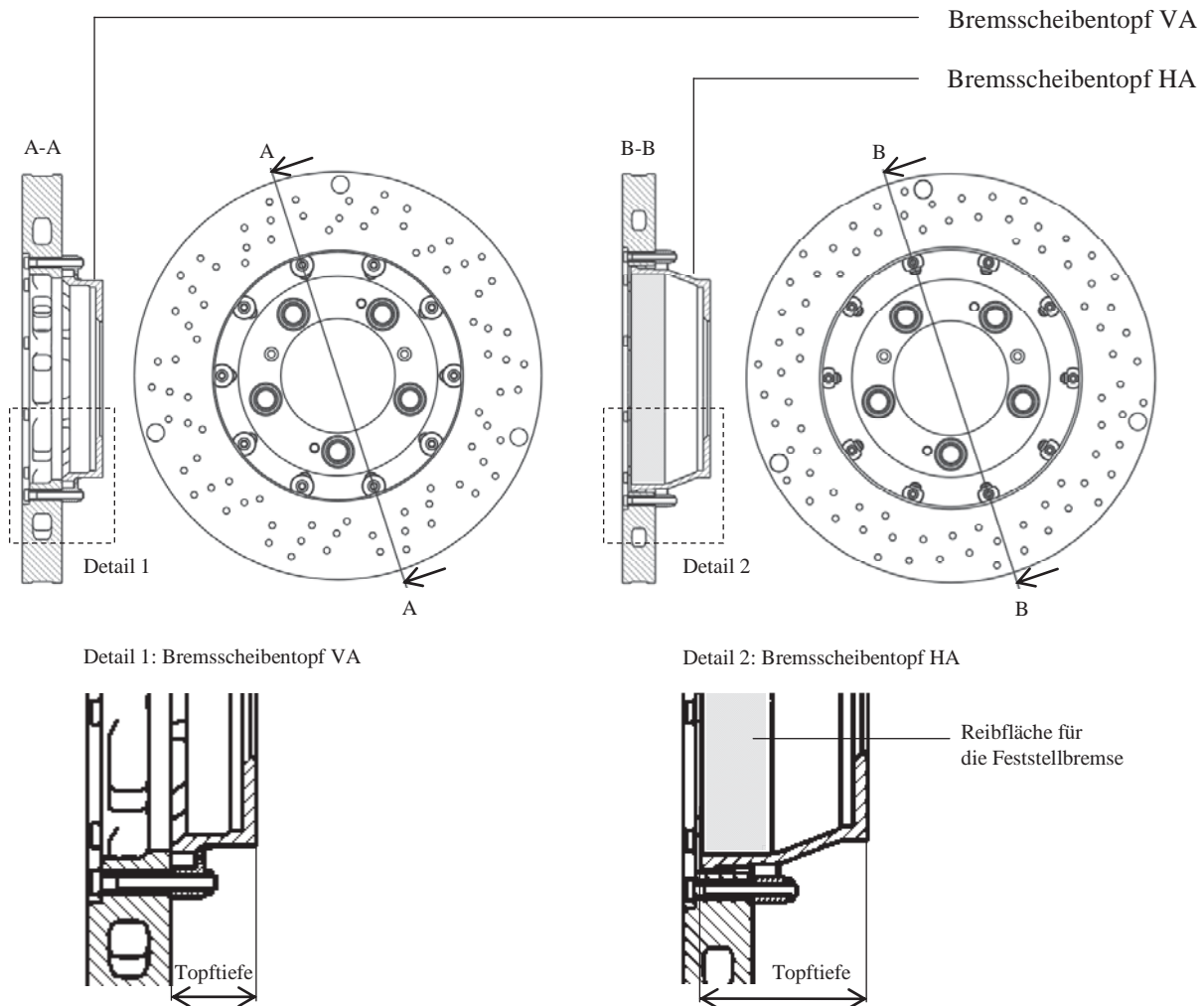


Abbildung 5-16: Topfgestaltung der Referenzvariante für eine Vorderachsbremsscheibe (links) und eine Hinterachsbremsscheibe (rechts).

Die Verbindung zur Nabe wird entweder über Radschrauben oder -bolzen, die von den Bohrungen im Brems Scheibentopf aufgenommen werden, hergestellt. Die notwendigen Bohrungen bzw. Nuten zur Verschraubung sind mittels mechanischer Bohr- und Fräsbearbeitung einbringbar.

Die geforderte Plan- und Rundlaufgenauigkeit erfordert unabhängig vom Herstellungsverfahren des Rohlings eine mechanische Endbearbeitung der Brems Scheiben-, Naben- und Radanlageflächen.

Insgesamt ist anzumerken, dass aus technischer Sicht nur die Funktionsflächen bearbeitet werden müssen. Aus optischen Gründen ist aber auch in diesem Fall das Strahlen der optisch sichtbaren Flächen im Einbauzustand zu empfehlen.

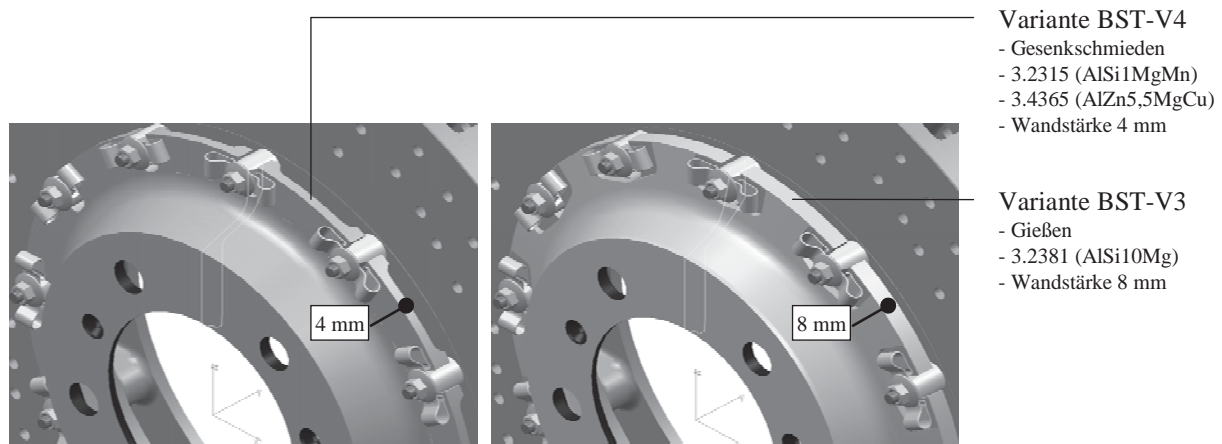


Abbildung 5-17: Topfgestaltung bei geschmiedeter (links) und gießtechnischer Ausführung (rechts).

Zusammenfassend sind in Abbildung 5-18 die Prozessketten zur Herstellung der Konzeptvarianten BST-V3/V4 dargestellt.

BST-V3: GIEßEN



BST-V4: GESENKSCHMIEDEN

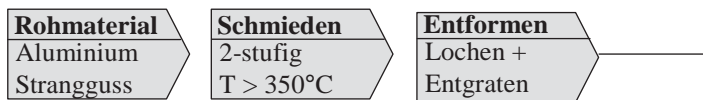


Abbildung 5-18: Prozessketten zur Herstellung der Bremsscheibentöpfe mittels Gießtechnik (oben) und Gesenkschmieden (unten).

Optionale Beschichtung

Für die Bremsscheibentopfvarianten aus Aluminium ist, in Abhängigkeit der Verbindungstechnik, optional eine Beschichtung zur Erhöhung der Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit möglich. Eine einfache und kostengünstige Beschichtung stellt das Anodisieren dar. Dadurch kann die Härte von Aluminium auf Werte bis zu 300 HV für konventionelle Gleichstrom-Schwefelsäure-Schichten bzw. für Hartanodisierschichten auf Werte bis zu 600 HV gesteigert werden [217].

Technische Aluminium-Oberflächen werden heute üblicherweise zum Verschleißschutz hartanodisiert. Zusätzlich erhöhen diese Schichten die Korrosionsbeständigkeit und bieten im Kontakt mit Verbindungselementen aus hochlegiertem Stahl die Möglichkeit zur elektrischen Trennung durch die Zusammensetzung der Anodisierschicht aus nichtleitendem Aluminiumoxid. Die Schichtstärken liegen üblicherweise im Bereich von ca. 15 bis 60 µm.

5.2.3 Integration Feststellbremse Hinterachse

Zur Erfüllung der gesetzlichen Halte- und Notbremsfunktion sind verschiedene Systeme bekannt. Bei Bremssattelkonzepten mit integrierter Feststellbremsfunktion (sog. Kombisattel)



oder Systemen mit einem zusätzlichen Satellitensattel (siehe Abbildung 4-1) erfolgt die Reibkraftübertragung über die Reibflächen der Bremsscheibe. Besondere Anforderungen an die Bremsscheibentopfkonstruktion bestehen bei dieser Bauart der Feststellbremse nicht.

Auswirkungen auf die Bremsscheibentopfgeometrie hat allerdings eine im Bremsscheibentopf integrierte Trommelbremse. Bei dieser Bauart sind die Reibbeläge im Topf der Bremsscheibe angeordnet (siehe Abbildung 5-16).

Die Trommelbremse wird entweder mechanisch oder elektrisch betätigt. Bei elektrischer Ansteuerung ist nur der statische Lastfall bei der Auslegung zu betrachten, da in diesem Fall die Notbremsfunktion über die Regelung auf die Reibflächen der Bremsscheiben abgedeckt wird. Bei manueller Bedienung ist durch die gesetzlich geforderte Notbremsfunktion die dynamische Belastung zu betrachten und es sind zusätzliche Reibwert- und Verschleißanforderungen zu erfüllen. Unter Berücksichtigung einer möglichst gewichtsoptimierten Bauweise mit Aluminium werden hierfür zwei Konzepte ausgeführt.

Hinterachsbremsscheibentopf mit Beschichtung

Diese Lösung mit hartanodisiertem Bremsscheibentopf, kombinierbar mit den Varianten BST-V3 bzw. BST-V4, erscheint für manuell betätigte Handbremssysteme ungeeignet, da im Notbremsfall die dynamische Belastung zu einer Temperaturerhöhung und damit, bedingt durch den hohen Ausdehnungskoeffizienten von Aluminium, zu einer unzulässig hohen Aufweitung der Bremstrommel führen würde. Infolge dessen können die gesetzlichen Forderungen zur Notbremsfunktion mit diesem Konzept nicht erfüllt werden.

Hinterachsbremsscheibentopf als Verbundlösung

Um eine Aufweitung der Trommel zu reduzieren, wird ein Verstärkungsring aus Grauguss vorgesehen (Abbildung 5-19). Mittels Verbundgusstechnik kann eine Verbindung zwischen dem Verstärkungsring und dem Bremsscheibentopf beim Gießen selbst erfolgen.

Der separat vorgefertigte Verstärkungsring wird in die Kokille eingelegt und anschließend im Verbindungsbereich umgossen. Durch den Volumenschumpf beim Abkühlen und zusätzlicher Hinterschnitte und Rippen wird die Verbindungs- und Verdrehsicherheit durch kombinierten Kraft- und Formschluss gewährleistet.

Um ein frühzeitiges Erstarren der Aluminium-Legierung beim Umgießen des Verstärkungsringes zu verhindern, muss dieser vorgewärmt in die Kokille eingelegt werden. Durch das Umgießen kann die Volumenkontraktion des Aluminiums beim Abkühlen bei dünnwandigen Konstruktionen zu Anrissen führen. Aus diesem Grund ist auch diese Verbundlösung dickwandig ausgeführt.

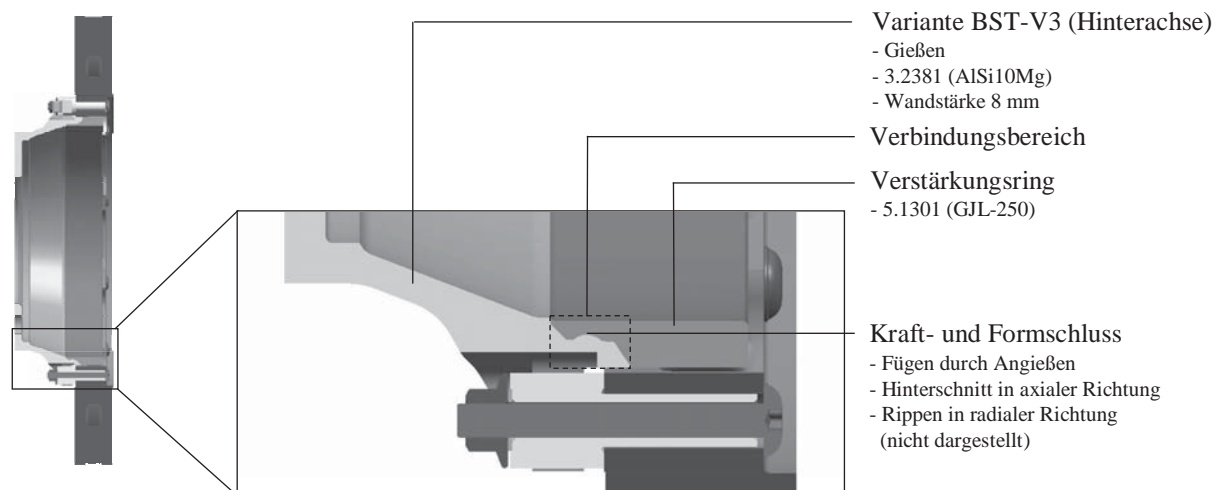


Abbildung 5-19: Hinterachsbremsscheibentopfkonzept BST-V3 mit angegossenem Verstärkungsring zur Gewährleistung der Handbremsfunktion.

Zur Sicherstellung der Dauerhaltbarkeit ist besonderes Augenmerk auf die Festigkeit des Bremsscheibentopfwerkstoffs und die Korrosionsbeständigkeit im Verbund zu richten. Zum Schutz des Bremsscheibentopfs wird dieser partiell hartanodisiert und der Graugussring z. B. mit Zinkstaubfarbe lackiert.

5.3 Verbindungstechnik

Die unterschiedlichen Eigenschaften von C/SiC und Aluminium, im Speziellen die stark unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, die unterschiedliche Temperatur- und Korrosionsbeständigkeit, erfordern Verbindungskonzepte zur Sicherstellung der Funktion über die gesamte Lebensdauer der Bremsscheibe. Die Verbindungstechnik selbst und die Art der Auflage des Bremsscheibentopfs auf dem Bremsscheibenring beeinflusst im Wesentlichen die Festigkeits-, Korrosions- und Komforteigenschaften der Bremsscheibe.

5.3.1 Konzepte mit direkter Auflage

Die mechanisch gefügte Variante mit direkter Auflage des Bremsscheibentopfs auf dem Bremsscheibenring entspricht der Referenzvariante VBT-V1 (Abbildung 5-20). Für diese Verbindung sind axiale Bohrungen im C/SiC-Bremsscheibenring und zusätzliche Verbindungshülsen mit Gewinde und Schrauben erforderlich. Prinzipiell sind darüber hinaus weitere Möglichkeiten zur Verbindung mittels mechanischer oder um- und urformtechnischer Fügeverfahren denkbar.

Ein über einen Umformprozess an den Bremsscheibenring angeformter Bremsscheibentopf ist eine alternative Möglichkeit der Verbindungstechnik mit direkter Auflage (VBT-V2). Dabei werden Laschen am Bremsscheibentopf mittels einem Roll- oder Falzprozess umgeformt und die Verbindung durch Formschluss zum C/SiC-Bremsscheibenring hergestellt. Herausforderung bei dieser Bauweise ist die hohe erforderliche Maßhaltigkeit der Fügezone im C/SiC-Zustand und die daraus resultierenden hohen Bearbeitungskosten.

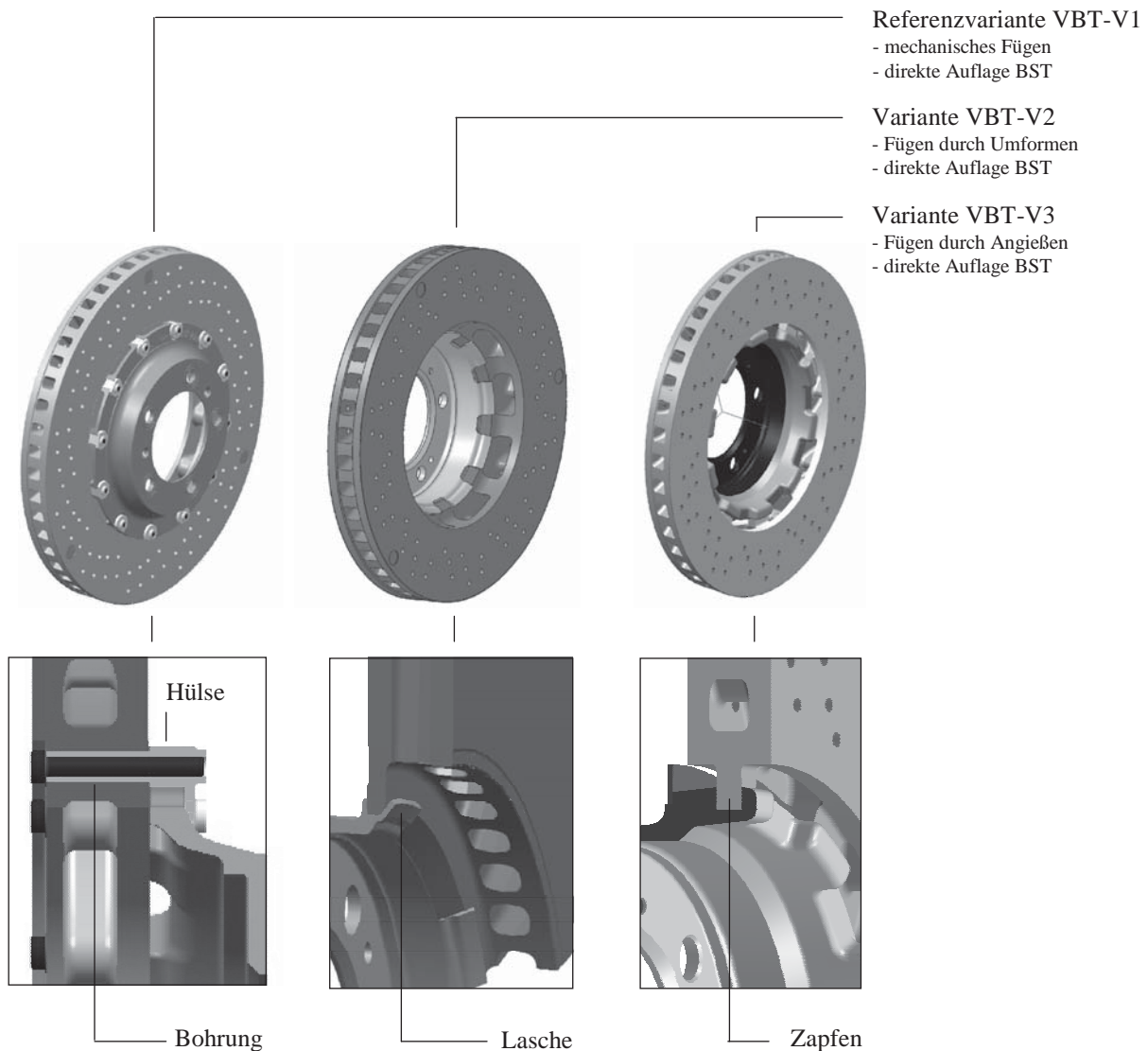


Abbildung 5-20: Verbindungskonzepte gefügt mittels Anschrauben und um- bzw. urformtechnischer Verfahren (oben) mit Schnittdarstellung durch die jeweilige Verbindung (unten).

Ein an den Bremsscheibenring angegossener Bremsscheibentopf (VBT-V3) ist aus wirtschaftlicher Sicht attraktiv, da Toleranzunterschiede durch den Gießprozess ausgeglichen werden. Das Angießen kann dabei formschlüssig über eine zapfenförmige Gestaltung der Primärstege erfolgen.

Bei allen dargestellten Varianten ist der Bremsscheibentopf direkt im Kontakt mit dem Bremsscheibenring. Bei der Verwendung von Aluminium als Bremsscheibentopfwerkstoff und Temperaturen über ca. 150°C kann der Wärmeeintrag in den Bremsscheibentopf zu einer dauerhaften Verformung und/oder zu unzulässiger Spaltbildung in der Verbindung führen. Aufgrund der stark unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von C/SiC und Aluminium ist der Verbindungsbereich bedingt durch entstehende Relativbewegungen der Fügepartner in radialer Richtung auch stark reibkorrosionsgefährdet. Beim direkten Kontakt ist zusätzlich mit Spaltkorrosion und Kontaktkorrosion zwischen dem unedlen Aluminium und dem edlen Kohlenstoff des C/SiC-Bremsscheibenrings zu rechnen.



5.3.2 Konzepte mit Beabstandung

Zur Vermeidung der beschriebenen Funktionsrisiken mit direkter Auflage des Brems-scheibentopfs auf dem Brems-scheibenring sind in Abbildung 5-21 zwei weitere Konzept-varianten mit einem beabstandeten Brems-scheibentopf dargestellt. Durch die Verwendung von Hülsen mit Bund (VBT-V4) und stiftförmiger Verbindungselemente (VBT-V5) kann eine Beabstandung in axialer bzw. in radialer Richtung erfolgen.

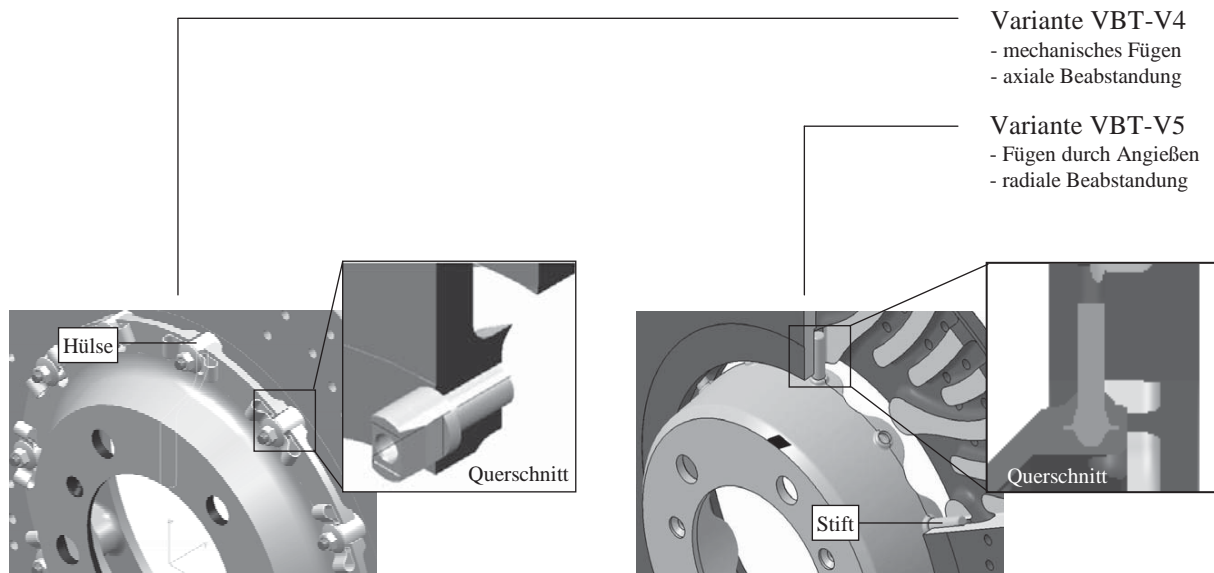


Abbildung 5-21: Verbindungskonzepte VBT-V4 und V5 zur Beabstandung des Brems-scheibentopfs aus Aluminium vom Brems-scheibenring in axialer (links) und radialer Richtung (rechts).

Bedingt durch den Bund der Verbindungshülse ergibt sich bei der Variante VBT-V4 keine direkte Auflage des Brems-scheibentopfs auf dem Brems-scheibenring. Die Hülsen sind im Brems-scheibenring eingesteckt und können mittels mechanischer Fügetechnik mit Norm-schrauben und –muttern axial verschraubt werden. Schrauben und Muttern werden in ver-schiedenen Korrosions- und Festigkeitsklassen angeboten und sind genormt [218, 219]. Als Verliersicherung können Muttern mit Klemmteil und Flansch nach entsprechender Norm [220] zur Anwendung kommen.

Die zum Temperatenausgleich notwendige Relativbewegung wird über die Nuten des Brems-scheibentopfs ermöglicht. Aufgrund der geringen Härte des ausgewählten Brems-scheiben-topfwerkstoffs Aluminium sind für diese Verbindungstechnik Maßnahmen zur Erhöhung der Verschleißbeständigkeit notwendig. Der Brems-scheibentopf dieser Konzeptvariante wird da-her mit einer Schichtstärke von 60 µm hartanodisiert.

Die Variante VBT-V4 kann zusätzlich mit Federelementen für ein verbessertes Geräusch- und Komfortverhalten versehen werden. Hierzu sind genormte Blechhalbzeuge aus korrosionsbe-ständigen hochlegierten Stahlsorten [221] mit entsprechender Festigkeit einsetzbar. Die ge-wünschte Federrate kann über die geometrische Form des Federelements eingestellt werden.

Insgesamt bietet die Variante VBT-V4 eine hohe Variabilität zur Verwendung von gleichen Brems-scheibenringen aber angepasster Topfgestaltung in Fahrzeugen mit unterschiedlicher



Achsgeometrie. Der Bremsscheibentopf und die Hülsen dienen dabei als Adaptionselemente. Unterschiedliche Bremsscheibentopfvarianten können ggf. als Bearbeitungsvarianten im Werkzeug vorgehalten werden, so dass keine aufwändige Werkzeugänderung zur Darstellung von Derivaten erforderlich ist. Weiterer Vorteil ist die Nutzung von Normteilen zur Verschraubung.

Bei der Variante VBT-V5 sind die Verbindungsstifte im Bremsscheibentopf fest eingegossen. Die radiale thermische Dehnung des Bremsscheibenrings erfolgt dabei über ein Gleiten entlang der Steckstifte. Die Herstellung der Verbindung zwischen Bremsscheibentopf und der Steckstifte erfolgt bei der Herstellung des Bremsscheibentopfs selbst mittels Verbundgusstechnik. Dabei wird der radial vorgebohrte C/SiC-Bremsscheibenring mit Steckstiften versehen, der Verbund in eine Kokille eingelegt und die Steckstifte beim Gießvorgang umgossen.

Für die Verbindungselemente der dargestellten Varianten VBT-V4 bzw. VBT-V5 sind temperaturfeste und Werkstoffe hoher Korrosionsbeständigkeit einzusetzen. Neben Lösungen aus hochlegiertem Stahl ist aus Festigkeits- und Gewichtsgründen auch der Einsatz der Titanlegierung 3.7165 (TiAl6V4) möglich (Tabelle 5-4). Deren niedrige Wärmeleitfähigkeit von ca. 7 W/mK verringert zusätzlich zur Beabstandung den Wärmeeintrag in den Bremsscheibentopf.

Zum Abschätzen der Korrosionsbeständigkeit von hochlegierten Stählen kann die Wirksumme nach Gleichung 5-5 herangezogen werden [222]. Je höher diese ist, desto beständiger ist die Legierung gegen Lochfraß- und/oder Spaltkorrosion.

$$W = \text{Anteil Cr [\%]} + 3,3 \cdot \text{Anteil Mo [\%]} + 16 \cdot \text{Anteil N [\%]} \quad (5-5)$$

Austenitische CrNi-Stähle mit einem Nickelgehalt von $\geq 8\%$ bieten eine besonders günstige Kombination von Verarbeitbarkeit, mechanischen Eigenschaften und Korrosionsbeständigkeit. Für die Verarbeitung des Rohmaterials mittels mechanischer Dreh- und Fräsbearbeitung eignet sich der gut zerspanbare 1.4305 (X8CrNiS 18-9). Aufgrund des Schwefelzusatzes von 0,15-0,35% ist die Korrosionsbeständigkeit dieses Werkstoffs trotz vergleichbarer Wirksumme gegenüber der Variante 1.4301 (X5CrNi 18-10) ohne Schwefel deutlich verringert. Beide Werkstoffe besitzen vergleichbare Festigkeits- bzw. Bruchdehnungswerte. Für die Herstellung von Verbindungselementen mittels Umformtechnik eignet sich der Werkstoff 1.4567 (X3CrNiCu 18-9-4). Das zulegierte Kupfer führt zu einer hervorragenden Kaltumformbarkeit und Verformung. Die Zerspanbarkeit ist begrenzt. Zur Gewährleistung einer sehr hohen Korrosionsbeständigkeit sind molybdänhaltige Stahlsorten, wie z. B. 1.4404 (X2CrNiMo17-12-2) von Vorteil.



Tabelle 5-4: Übersicht der Legierungszusammensetzung und Werkstoffeigenschaften bei Raumtemperatur ausgewählter hochlegierter Stahlsorten im Vergleich zu einer Titanlegierung [207, 223, 224, 225].

Werkstoffnummer			1.4305	1.4301	1.4567	1.4404	3.7165
chem. Bezeichnung	-	-	X8CrNiS 18-9	X5CrNi 18-10	X3CrNiCu 18-9-4	X2CrNiMo 17-12-2	TiAl6V4
Hauptlegierungselemente	C	Gew. %	≤ 0,10	≤ 0,07	≤ 0,04	≤ 0,03	-
	Cr	Gew. %	17,0-19,0	17,5-19,5	17,0-19,0	16,5-18,5	-
	Ni	Gew. %	8,0-10,0	8,0-10,5	8,5-10,5	10,0-13,0	-
	Mo	Gew. %	-	-	-	2,0-2,5	-
	Cu	Gew. %	≤ 1,0	-	3,0-4,0	-	-
	N	Gew. %	≤ 0,10	≤ 0,10	≤ 0,10	≤ 0,10	-
	S	Gew. %	0,15-0,35	≤ 0,03	≤ 0,03	≤ 0,03	-
	Al	Gew. %	-	-	-	-	5,50-6,75
	V	Gew. %	-	-	-	-	3,50-4,50
Wirksumme	W	-	17,00- 20,76	17,50- 21,26	17,00- 20,76	23,10- 28,51	-
	Dichte	ρ	g/cm ³	7,90	7,90	7,90	7,98
Zugfestigkeit	R_m	N/mm ²	600-950 ^a	600-950 ^a	600-850 ^a	580-930 ^a	≥ 900 ^b
Dehngrenze	$R_{p0,2}$	N/mm ²	≥ 400 ^a	≥ 400 ^a	≥ 340 ^a	≥ 380 ^a	≥ 830 ^b
Bruchdehnung	A	%	≥ 15 ^a	≥ 25 ^a	≥ 25 ^a	≥ 25 ^a	≥ 10 ^b
TAK	$\alpha_{20-100^\circ\text{C}}$	$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$	16,0	16,0	16,7	16,0	9,3
Wärmeleitfähigkeit	λ	$\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$	15,0	15,0	15,0	15,0	7,1

^a: Kennwerte für Stangenmaterial Durchmesser 10-16 mm, gegläht, Ausführungsform 2H

^b: Kennwerte für Stangenmaterial Durchmesser 6-80 mm, gegläht

Da alle in Tabelle 5-4 aufgeführten Werkstoffe spezifische Vor- und Nachteile besitzen, kann ohne eine zusätzliche Korrosionsprüfung keine weitere Einschränkung an dieser Stelle vorgenommen werden. Alle Werkstoffvarianten werden deshalb für die weiterführenden Versuche ausgewählt.

6 ANALYSEN UND EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN

Im folgenden Kapitel werden die in der Konzeptentwicklung beschriebenen Werkstoff- und Bauweisenkonzepte analysiert und experimentell untersucht. Darauf aufbauend wird im Kapitel 6.6 ein Gesamtkonzept zur Umsetzung abgeleitet und diskutiert.

6.1 Konstruktive Gestaltung von Bremsscheibentopf und Verbindungstechnik

Basis für den Vergleich der verschiedenen Bremsscheibentopfvarianten und Verbindungstechniken sind die im Kapitel 5.2 und 5.3 ausgeführten Konzepte. Zueinander zugeordnete Varianten werden zunächst anhand der Entwicklungsprämissen vorbewertet und die attraktivsten Varianten für die prototypische Herstellung und die experimentellen Analysen ausgewählt.

6.1.1 Bewertung und Variantenauswahl zur prototypischen Herstellung






Die Bewertung der in Tabelle 6-1 zusammengefassten Varianten erfolgt mit Hilfe der Methode der gewichteten Punktbewertung [199] anhand der aus den Entwicklungsprämissen (siehe Abbildung 5-2) abgeleiteten funktionalen, fertigungsspezifischen und wirtschaftlichen Kriterien. Die Gewichtungsfaktoren wurden durch paarweisen Vergleich der Einzelkriterien zunächst unter der Maßgabe eines sportlich orientierten Fahrzeugkonzepts mit hohen technischen Anforderungen und sportwagentypischer, geringer Stückzahl ermittelt.

Insgesamt wird deutlich, dass die Funktions- und Leistungsfähigkeit der Variante VBT-V4 in Verbindung mit einem hartanodisierten Bremsscheibentopf aus Aluminium (BST-V3 bzw. BST-V4) die Anforderungen am besten erfüllt. Aufgrund des betrachteten Szenarios mit hohen technischen Anforderungen und geringem Stückzahlbedarf schneidet diese auch unter Berücksichtigung ihrer konstruktiven und fertigungsspezifischen Flexibilität für das beschriebene Baukastensystem von unterschiedlichen Bremsscheibenringen im Vergleich besser ab (Abbildung 6-1).

Weiterer Vorteil dieser Variante ist, dass bei der Montage eine geringe Ausschuss- bzw. Nacharbeitsrate erzielt werden kann. Fehlerhafte Verschraubungen sind einfach auszutauschen, so dass der teure Bremsscheibenring aus C/SiC nicht zerstört wird. Die Bauweise bietet zudem eine sehr hochwertige, technische Optik mit entsprechendem Vermarktungspotenzial. Nachteil dieser Variante sind die im Vergleich höheren Kosten, bedingt durch das Verschrauben und die Vielzahl der Einzelteile.



Tabelle 6-1: Bewertungsmatrix der Konzeptvarianten im Vergleich zur Referenzvariante für ein sportlich orientiertes Fahrzeugkonzept mit hohen technischen Anforderungen und sportwagen-typischer geringer Stückzahl.

VARIANTEN	REFERENZVARIANTE KONZEPTVARIANTEN				
	VBT-V1:	VBT-V2:	VBT-V3:	VBT-V4:	VBT-V5:
Verbindungstechnik	- mechanisches Fügen - direkte Auflage BST 	- Fügen durch Umformen - direkte Auflage BST 	- Fügen durch Angießen - direkte Auflage BST 	- mechanisches Fügen - axiale Beabstandung 	- Fügen durch Angießen - radiale Beabstandung 
Bremsscheibentopf	BST-V1: hochlegierter Stahl, unbeschichtet	BST-V4: Aluminium Knetlegierung, unbeschichtet	BST-V3: Aluminium Gusslegierung unbeschichtet	BST-V3/V4: Aluminium Guss-/Knetlegierung, hartanodisiert	BST-V3: Aluminium Gusslegierung, unbeschichtet
Bewertungskriterium	Gewichtung	Erfüllungsgrad	Hauptkriterien und Einzelbewertungen [1-9]		
Konstruktion	16,7%	78%		93%	56%
Dimensionierungsfreiheit	33,3%	7	3	7	3
Robustheit	33,3%	9	5	9	7
Variantenflexibilität	33,3%	5	3	9	5
Funktion	50,0%	89%	44%	96%	76%
Thermisches Verhalten	10,0%	9	5	9	5
Festigkeit	40,0%	9	3	9	7
Bremskomfort	30,0%	9	3	9	7
Leichtbau	10,0%	1	9	5	7
Optik	10,0%	7	5	9	7
Fertigung	16,7%	85%	70%	93%	63%
Stückzahlfähigkeit/Automatisierbarkeit	33,3%	7	7	9	7
Varianten-/Stückzahlflexibilität	33,3%	7	5	3	5
Qualität/Ausschuss	33,3%	9	7	3	5
Kosten	16,7%	63%	70%	93%	78%
Bauteilkosten	66,7%	5	7	9	7
Investitionskosten	33,3%	7	5	7	7
Gesamterfüllungsgrad	82,1%	82,1%	59,3%	89,1%	70,5%
Rangfolge	2	4	5	1	3

Bewertung: 1: geringer Erfüllungsgrad bis 9: hoher Erfüllungsgrad mit Zwischenbewertungen 3, 5 und 7



Erfüllungsgrad der betrachteten Hauptkriterien zur Konzeptauswahl

Szenario: Fahrzeugkonzept mit hohen technischen Anforderungen, geringer Stückzahlbedarf

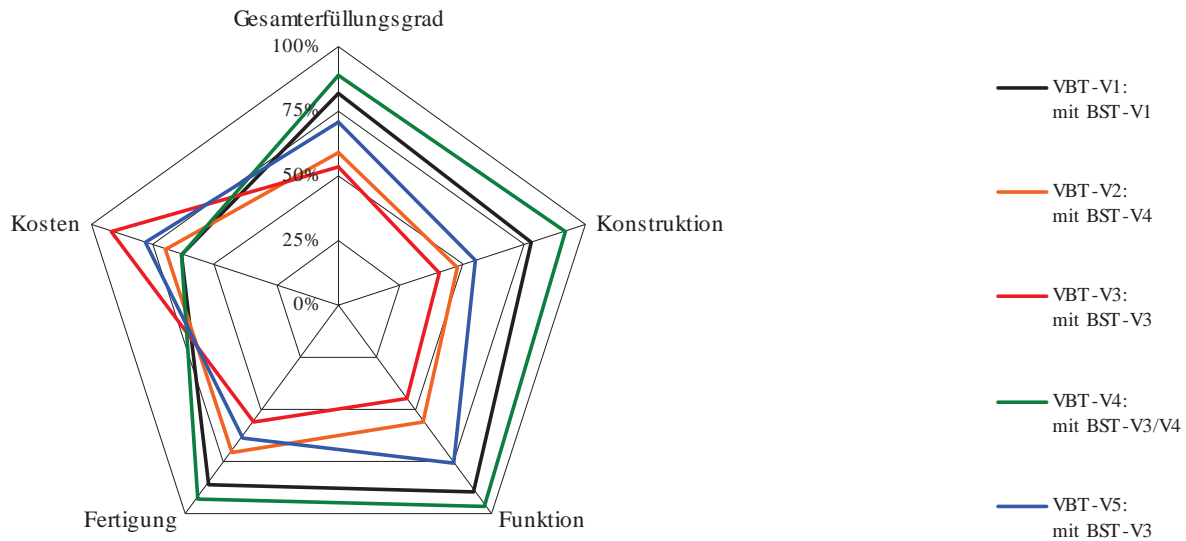


Abbildung 6-1: Erfüllungsgrad der betrachteten Varianten für ein sportlich orientiertes Fahrzeugkonzept mit hohen technischen Anforderungen und geringer Stückzahl.

Bedingt durch das Beabstanden des Bremsscheibentopfs und radial dehnverträglich angeordneter Verbindungsstifte ist auch die Variante VBT-V5 mit angegossenem Bremsscheibentopf BST-V3 mit hoher Funktionserfüllung belegt. Die Einschränkungen in der konstruktiven Gestaltung mit radial höherem Bauraumbedarf und die Herstellung als Verbundgussbauteil aus mehreren Einzelteilen sind die Nachteile dieser Variante. Das Kostenpotenzial erscheint zwar deutlich, jedoch ist der gießtechnisch typische Ausschuss von $> 3\%$ ungünstig. Möglichkeit zur Wiederverwendung des Bremsscheibenrings bietet zwar das Abtrennen der Stiftverbindungen und ein erneutes Angießen, der Aufwand hierzu ist aber hoch.

Die Varianten VBT-V2 und VBT-V3 ohne zusätzliche Verbindungselemente bieten mit der geringsten Teileanzahl das höchste Leichtbaupotenzial. Durch die höheren Festigkeiten der Knetwerkstoffe ist die Variante VBT-V2 mit angeformtem Bremsscheibentopf technisch der Gussvariante VBT-V3 überlegen. VBT-V3 besitzt aber deutliche Kostenvorteile. Beide Varianten bergen, aufgrund des direkten Kontakts von Aluminium mit C/SiC, die Gefahr von erhöhter Kontakt- und Reibkorrosion sowie Einbußen im Bremskomfort durch eine begrenzte Dehnverträglichkeit der Konstruktionen.

Für höhere Stückzahlen und der daraus resultierenden veränderten Gewichtung (Kosten: 50,0%, Fertigung: 33,3%, Funktion: 16,7%, Konstruktion: 0%) ändert sich die Rangfolge der Varianten signifikant (Abbildung 6-2). Bedingt durch die höhere Gewichtung der kosten- und fertigungsspezifischen Belange und die für höhere Stückzahlen nicht mehr erforderliche Varianten- und Stückzahlflexibilität zeigen vor allem die Gussvarianten VBT-V3 und VBT-V5 ein hohes wirtschaftliches Einsatzpotenzial. VBT-V5 besitzt von diesen beiden Varianten das ausgewogenere Eigenschaftsprofil. Aufgrund der radialen Beabstandung und der Stiftver-

bindung sind die funktionalen Risiken im Vergleich zur direkten Verbindung der Variante VBT-V3 deutlich kleiner.

Erfüllungsgrad der betrachteten Hauptkriterien zur Konzeptauswahl

Szenario: Fahrzeugkonzept mit hohen wirtschaftlichen Anforderungen, hoher Stückzahlbedarf

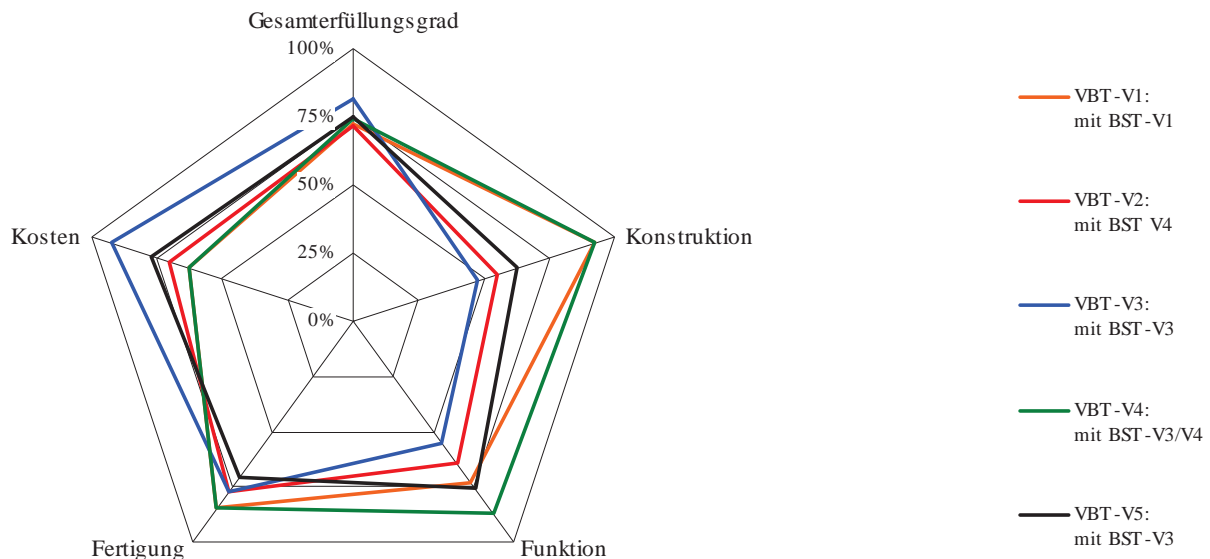


Abbildung 6-2: Erfüllungsgrad der betrachteten Varianten für ein sportlich orientiertes Fahrzeugkonzept mit hohen wirtschaftlichen Anforderungen und hoher Stückzahl.

Resultierend aus den beiden Bewertungen werden die gießtechnisch hergestellten Varianten VBT-V3 bzw. VBT-V5 und das mechanisch gefügte Verbindungskonzept VBT-V4 für die prototypische Herstellung und die weitere experimentelle Untersuchung ausgewählt. Ausgehend vom Kenntnisstand müssen vor allem die Herstellbarkeit und die Temperaturbelastung bzw. Korrosionsfestigkeit der Varianten näher für eine Beurteilung der Einsatzfähigkeit untersucht werden.

6.1.2 Herstellung ausgewählter Varianten

Zum Nachweis der Herstellbarkeit und zur weiteren experimentellen Untersuchung wurden die ausgewählten Varianten prototypisch hergestellt.

Variante VBT-V4

Nach dem Einbringen der axialen Bohrungen zur Aufnahme der Verbindungshülsen im C/SiC-Bremsscheibenring und der schleiftechnischen Bearbeitung der Auflageflächen wurden die Einzelteile mit Normschrauben und Muttern aus hochlegiertem Stahl verschraubt (Abbildung 6-3). Für die prototypische Umsetzung wurden Bremsscheibentöpfe der Variante BST-V4 aus den Knetlegierungen 3.2315 (AlSi1MgMn) und 3.4365 (AlZn5,5MgCu) mittels Gesenkschmieden bzw. der Variante BST-V3 aus der Gusslegierung 3.2381 (AlSi10Mg) im Kokillengussverfahren nach der in Abbildung 5-18 dargestellten Prozesskette hergestellt und alle Bauteile einer legierungsabhängigen Wärmebehandlung unterzogen. Nach der mechanischen Dreh- und Fräsbearbeitung wurden die Bremsscheibentöpfe hartanodisiert und die



60 µm dicke Beschichtung bei einer Temperatur von 96°C in vollentsalztem Wasser zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit heissverdichtet.

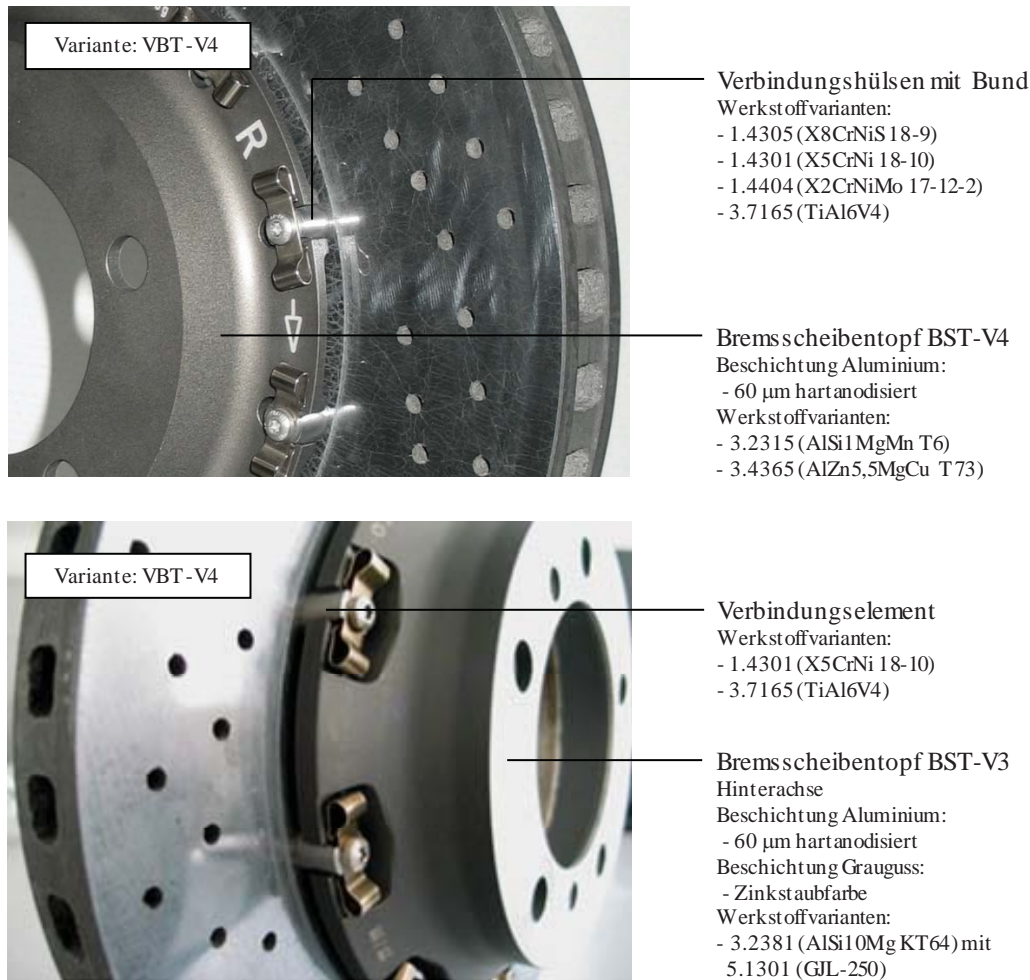


Abbildung 6-3: Mechanisch gefügte Varianten (VBT-V4) mit axialer Beabstandung zum C/SiC-Bremsscheibenring und optionaler Befederung in geschmiedeter (oben) und gegossener (unten) Ausführung.

Die Si-haltigen Legierungen 3.2315 und 3.2381 zeigten nach dem Beschichtungsprozess eine dunkelgraue Färbung. Bei der Legierung 3.4365 war hingegen eine legierungstypische olivgrüne Färbung beobachtbar. Bei allen Varianten wurden Schlifffanalysen zur Kontrolle der Beschichtungsstärke durchgeführt. Für die Prototypen lagen diese im Bereich von $60 \pm 10 \mu\text{m}$.

Die notwendigen Verbindungshülsen wurden aus Stangenmaterial zerspanend mittels Dreh-, Fräs- und Bohroperationen bearbeitet. Als Werkstoffe wurden neben den hochlegierten Stahlsorten 1.4305, 1.4301 und 1.4404 auch die Titanlegierung 3.7165 verwendet.



Variante VBT-V5

Für das indirekte Angießen des Bremsscheibentopfs wurden die radialen Bohrungen mit einem Winkelbohrkopf in die Primärstege des C/SiC-Bremsscheibenrings eingebracht. Die notwendigen Verbindungsstifte wurden aus Stangenmaterial aus 1.4567 durch Kaltstauchen hergestellt. Nach dem Einstecken der Stifte in den Bremsscheibenring wurde dieser Zusammenbau in eine angefertigte Kokille eingelegt und der Bremsscheibentopf aus 3.2381 im Schwerkraft-Kokillenguss angegossen (Abbildung 6-4).

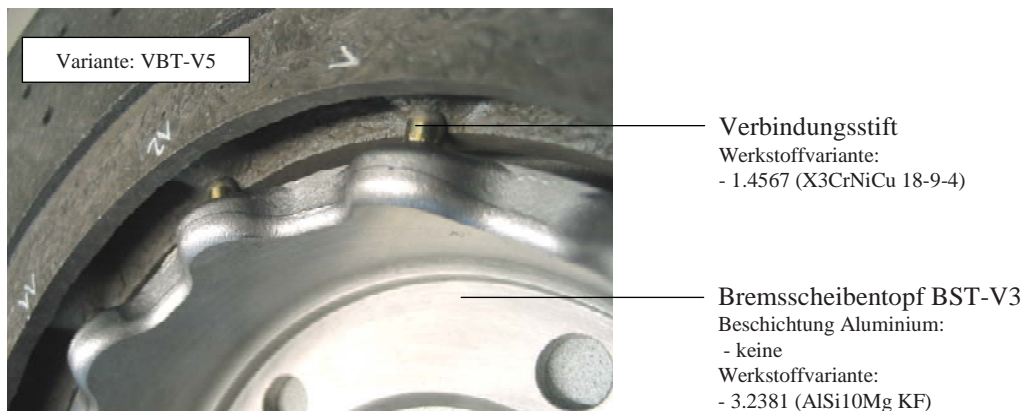


Abbildung 6-4: Gießtechnisch hergestellte Variante VBT-V5 mit radialer Beabstandung zum C/SiC-Bremsscheibenring.

Die nach dem Gießen durchgeführte Qualitätskontrolle mittels Röntgenverfahren ergab keine Auffälligkeiten im Gefüge und eine vollständige Formfüllung. Die Endbearbeitung des Zusammenbaus erfolgte durch Schleif-, Dreh- und Bohroperationen. Wegen der unlösbaren Verbindung zum Bremsscheibenring und der im Oxidationsbereich von C/SiC über mehrere Stunden liegenden Lösungsglüh-temperatur zwischen 520 - 540°C wurde bei dieser Variante auf eine Wärmebehandlung verzichtet.

Variante VBT-V3

Während das Angießen des Bremsscheibentopfs der Variante VBT-V5 im Kokillenguss erfolgte, wurde die Variante VBT-V3 im Sandgussverfahren hergestellt. Die Sandformen wurden werkzeuglos und vollautomatisch über ein prototypisches Verfahren mittels 3D-Drucktechnik hergestellt.

Zur Vermeidung von Fehlstellen wurde ein zentraler Speiser zum Ausgleich des Volumendefizits im Formhohlraum beim Erstarren und zwei Eingüssen vorgesehen (Abbildung 6-5).

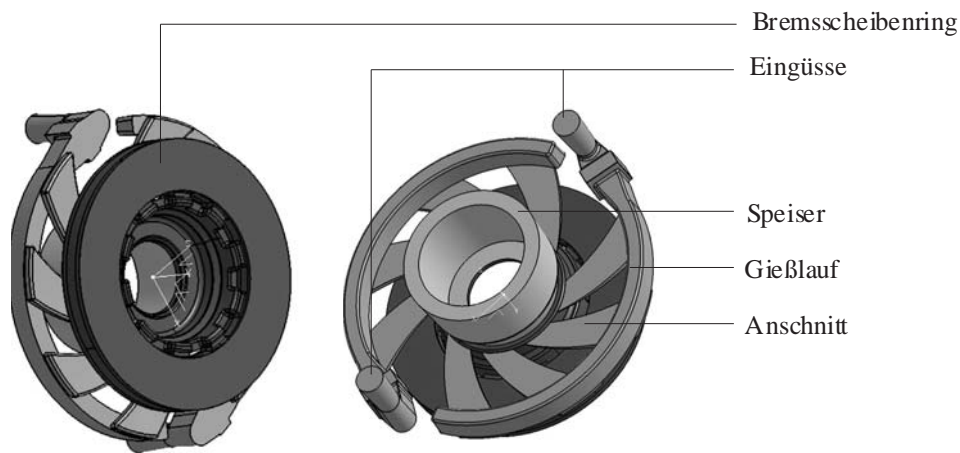


Abbildung 6-5: Anguss- und Speisersystem der direkt angegossenen Variante VBT-V3.

Die vorbearbeiteten C/SiC-Bremsscheibenringe mit den zur Verbindung notwendigen Zapfen wurden als Einlegeteile in der Sandform platziert, die Formdurchbrüche abgedichtet und anschließend die Form geschlossen.

Nach dem Gießen erfolgten das Entformen, das Putzen und die mechanische Bearbeitung mittels Dreh-, Fräs- und Bohroperationen (Abbildung 6-6). Auch bei dieser Variante wurde auf eine Wärmebehandlung verzichtet.

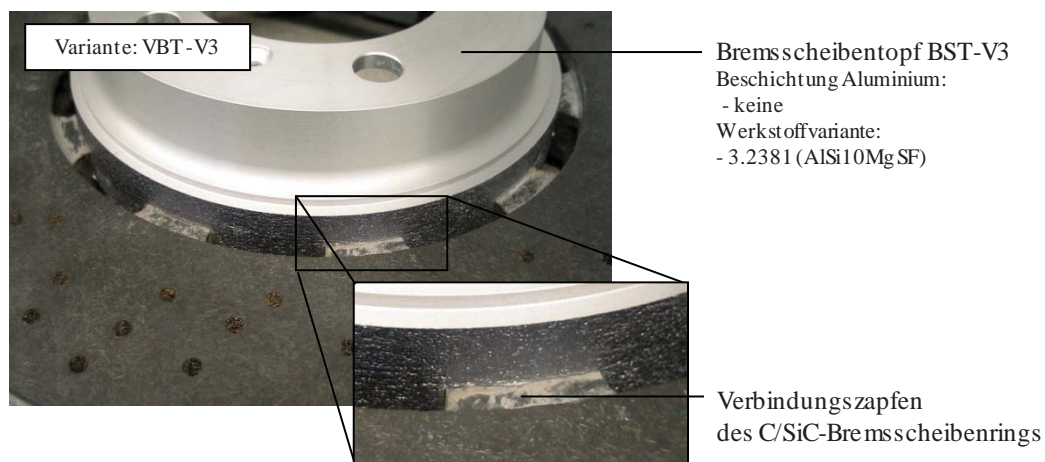


Abbildung 6-6: Gießtechnisch hergestellte Variante VBT-V3 mit umgossenen Verbindungszapfen.

Auffällig bei der zerstörungsfreien Untersuchung der Varianten mittels Computertomografie (CT) war, dass alle C/SiC-Zapfen im umgossenen Bereich, bedingt durch die parallele Zapfenform und dem Volumenschrumpf beim Abkühlen, abgerissen waren (Abbildung 6-7). Zusätzlich waren Gasporen in diesem Bereich lokalisierbar.

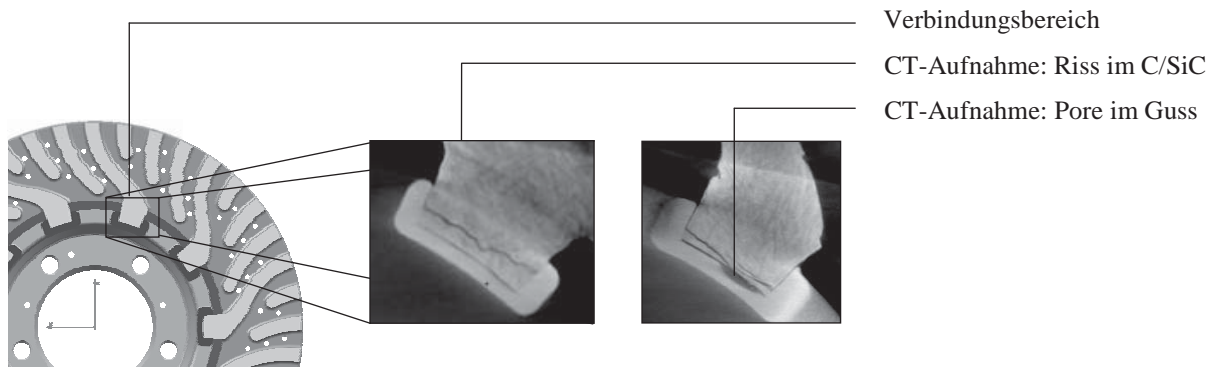


Abbildung 6-7: Verbindungsbereich der direkt angegossenen Brems Scheibenvariante VBT-V3 vor der Optimierung.

Mit Hilfe einer geeigneten Schlichte und einer in radialer Richtung um 2° angeschrägten Zapfenform konnten die Zapfenrisse in einer zweiten Gießkampagne vermieden werden. Durch einen angepassten Trocknungsprozess des Brems Scheibenrings (24 h bei 120°C) vor dem Gießen traten auch die feuchtigkeitsbedingten Gasporen nicht mehr auf.

6.1.3 Mechanische Eigenschaften

Für die Beurteilung der mechanischen Eigenschaften der einzelnen Brems Scheibentopfvarianten wurden jeweils 3 Rundzugproben der Form A nach DIN 50125 [178] aus dem Topfboden entnommen. Die in Abbildung 6-8 dargestellten Mittelwerte zeigen den Vergleich der einzelnen Konzeptvarianten mit der Referenzvariante aus 1.4301.

Kennwert [N/mm² bzw. %]

Variantenvergleich

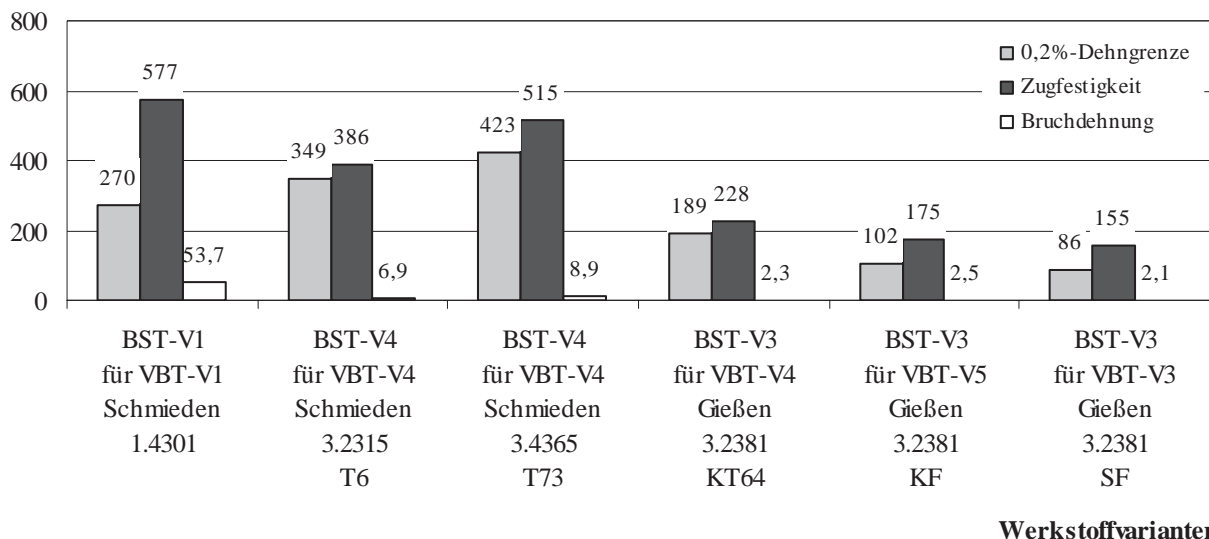


Abbildung 6-8: Zusammenstellung der mechanischen Kennwerte der prototypisch hergestellten Brems Scheibentopfvarianten im Vergleich zur Referenzvariante.

Der Vergleich zeigt, dass die schmiedetechnisch hergestellten Varianten BST-V4 eine höhere Streckgrenze aufweisen als die Referenzvariante BST-V1. Die Legierungsvariante 3.4365



zeigt die höchsten mechanischen Kennwerte. Geringere Kennwerte zeigen die gusstechnisch hergestellten Varianten BST-V3. Die wärmebehandelte Variante 3.2381 KT-64 ist den Varianten ohne Wärmebehandlung überlegen.

Alle erzielten Kennwerte der wärmebehandelten Al-Legierungen liegen oberhalb oder im Bereich der von den gültigen Normen vorgegebenen Mindestwerte (siehe Tabelle 5-3). Die nicht wärmebehandelten Varianten zeigen ein erwartetes Kennwertniveau mit deutlich geringeren Werten für die Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit.

6.1.4 Temperaturbelastung

Zur Bewertung der Temperaturbelastung wurden die Varianten einer Fadingprüfung nach Kapitel 4.3.2 unterzogen und Thermoelemente im Verbindungsbereich am Bremsscheibentopf und am Bremsscheibenring appliziert. Ausgewertet wurden die Bremsscheibentopftemperaturen im Verbindungsbereich im Beharrungszustand des Fadingversuchs.

Für die Prüfstandseinstellungen wurde der in der Konzeptentwicklung festgelegte Sportwagen zugrunde gelegt. Resultierend war für alle Varianten eine maximale Bremsscheibenringtemperatur von ca. 800°C im Beharrungszustand zu beobachten (Abbildung 6-9).

Temperatur Bremsscheibenring [°C]

VBT-V3: Direkt angegossene Anbindungsvariante

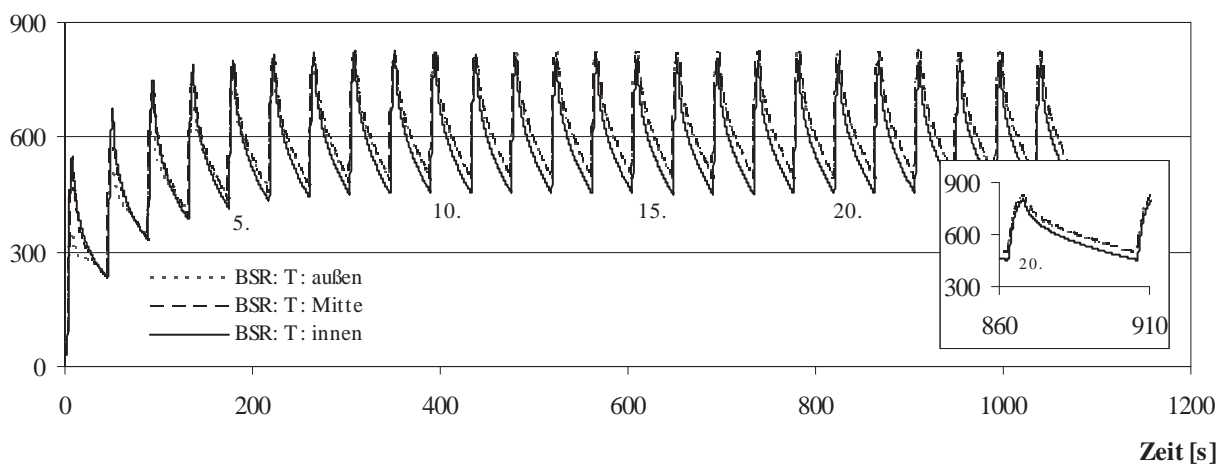


Abbildung 6-9: Verlauf der Temperaturen des Bremsscheibenrings im Fading und Detaildarstellung der 20. Bremsung am Beispiel der direkt angegossenen Verbindungsvariante VBT-V3.

Deutlich ersichtlich sind der starke Anstieg der Bremsscheibenringtemperatur bis zur 5. Einzelbremsung und das anschließend beginnende konstante Temperaturniveau zwischen einem Minimal- und Maximalwert. Die Temperatur im Verbindungsbereich am Bremsscheibentopf folgt dem Temperaturverlauf des Bremsscheibenrings leicht zeitverzögert und erreicht nach ca. 8 Bremsungen den Beharrungszustand (Abbildung 6-10).



Temperatur Bremsscheibentopf Verbindungsbereich [°C]

VBT-V3: Direkt angegossene Anbindungsvariante

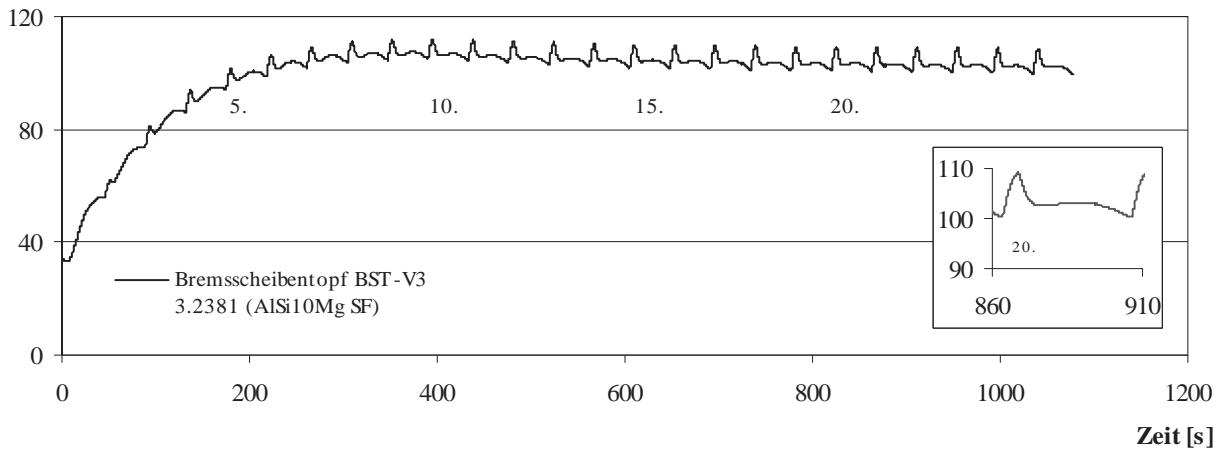


Abbildung 6-10: Verlauf der Temperaturen des Bremsscheibentopfs im Fading und Detaildarstellung der 20. Bremsung am Beispiel der direkt angegossenen Verbindungsvariante VBT-V3.

Trotz vergleichbarer Bremsscheibenringtemperaturen unterscheiden sich die resultierenden Bremsscheibentopftemperaturen in Abhängigkeit der Verbindungstechnik (Abbildung 6-11).

Temperatur Bremsscheibentopf Verbindungsbereich [°C]

Variantenvergleich

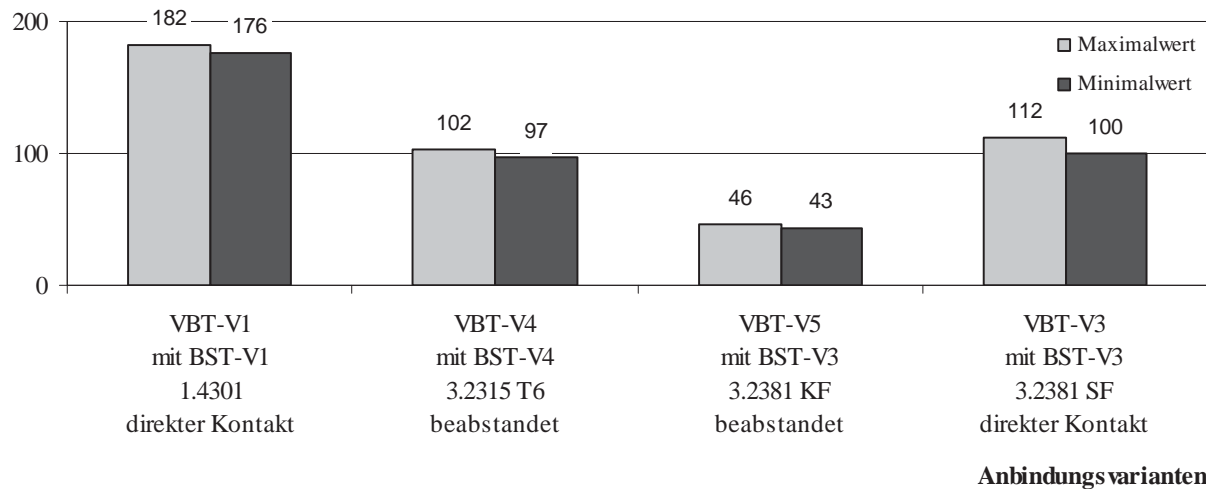


Abbildung 6-11: Maximal- und Minimaltemperaturen am Bremsscheibentopf in Abhängigkeit der Verbindungsvarianten im Fading.

Im Vergleich zur Referenzvariante VBT-V1 zeigt VBT-V4 mit axialer Beabstandung des Bremsscheibentopfs eine deutlich niedrigere Maximaltemperatur. Im Beharrungszustand wird bei dieser Variante ein Temperaturniveau von maximal 102°C ermittelt. Die Variante VBT-V3 zeigt trotz direktem Kontakt zum Bremsscheibenring ein geringes Temperaturniveau im Bereich von 112-100°C. Aufgrund der mittig am Bremsscheibenring angeordneten Verbindungzapfen wird ein direkter Kontakt zur heißen Reibfläche am Innendurchmesser vermieden. Durch eine zusätzliche Beabstandung in radialer Richtung mittels der Stiftverbindung



kann die Topftemperatur der Variante VBT-V5 deutlich auf ein Temperaturniveau unter 50°C gesenkt werden.

Insgesamt zeigen die Ergebnisse, dass eine Beabstandung des Bremsscheibentopfs in axialer oder radialer Richtung und eine mittige Verbindung ohne direkten Kontakt zur heißen Reibfläche die Bremsscheibentopftemperaturen deutlich senken.

6.1.5 Korrosionsuntersuchungen

Die metallischen Einzelteile der prototypisch hergestellten Konzeptvarianten wurden einer Korrosionsprüfung nach DIN EN ISO 9227-NSS [187] mit einer Prüfdauer von 40 Tagen (960 h) unterzogen und die Varianten im Zusammenbau mit einer zusätzlichen Bremsbelastung geprüft (siehe Kapitel 4.4.4).

Korrosionsprüfung der Einzelteile

Die Prüfungen der Einzelteile zeigen, dass bei fast allen gewählten Varianten nach einer Prüfdauer von 960 h keine Korrosionsanzeichen (Korrosionsklasse 0) zu beobachten sind (Tabelle 6-2).

Tabelle 6-2: Ergebnisse der Korrosionsversuche der verschiedenen Werkstoffe geprüft als Einzelteil mit einer Gesamtdauer von 960 h.

Versuchsreihe 1: Prüfung der Einzelteile					
Bauteil	Variante	Werkstoff	Beschichtung	Korrosionsklasse	
				nach 1. Zyklus 480 h (480 h)	nach 2. Zyklus + 480 h (960 h)
Bremsscheibenring Verbindungselement	VBT-V1-V5	C/SiC		0	0
	VBT-V1	1.4301		0	0
	VBT-V4	1.4305		1	1
	VBT-V4	1.4301		0	0
	VBT-V4	1.4404		0	0
	VBT-V4	3.7165		0	0
	VBT-V5	1.4567		0	0
Bremsscheibentopf	BST-V1	1.4301		0	0
	BST-V4	3.2315 T6	60 µm hartanodisiert	0	0
	BST-V4	3.4365 T73	60 µm hartanodisiert	0	0
	BST-V3	3.2381 KT64	60 µm hartanodisiert	0	0
	BST-V3	3.2381 KF		2	3
	BST-V3	3.2381 SF		2	3

Legende: Korrosionsbeurteilung: 0: keine Korrosion, 1: Spuren von Korrosion, 2-5: zunehmende Korrosion

Ausnahmen sind die Verbindungselemente aus dem schwefelhaltigen Stahl 1.4305 und der Bremsscheibentopf aus dem unbeschichteten Gusswerkstoff 3.2381. Die beobachteten Korrosionserscheinungen sind zum einen geringfügige Rotrostbildung der Korrosionsklasse 1 beim hochlegierten Stahl und zum anderen punktuelle, aber deutlich sichtbare weiße Ausblühungen der Korrosionsklasse 3 der unbeschichteten Bremsscheibentöpfe aus 3.2381, bedingt durch muldenförmig ausgebildete Korrosion. Beide Ausprägungen werden als optische Beeinträchtigungen, nicht jedoch als funktionsbeeinflussend, bewertet.



Korrosionsprüfung im Zusammenbau

Zur Beurteilung des Korrosionsverhaltens der prototypisch umgesetzten Varianten wurden Korrosionsversuche im Zusammenbau durchgeführt (Tabelle 6-3).

Tabelle 6-3: Ergebnisse der Korrosionsversuche der verschiedenen Werkstoffe geprüft im Zusammenbau mit einer Gesamtdauer von 960 h mit und ohne Bremsbelastung.

Werkstoff A:	Beschichtung	Werkstoff B:	Korrosionsklasse	
			ohne Fading nach 960 h	mit Fading nach 960 h
VBT-V1:				
C/SiC		1.4301	A: 0	A: 0
axiale Bohrung		Hülse	B: 0	B: 3
1.4301		1.4301	A: 1	A: 2
Bremsscheibentopf BST-V1		Hülse	B: 1	B: 2
VBT-V4:				
C/SiC		1.4305	A: 0	A: 0
axiale Bohrung		Hülse	B: 2	B: 4
		1.4301	A: 0	A: 0
		Hülse	B: 0	B: 3
		1.4404	A: 0	A: 0
		Hülse	B: 0	B: 3
		3.7165	A: 0	A: 0
		Hülse	B: 0	B: 0
3.2315 T6	60 µm hartanodisiert	1.4305	A: 0	A: 0
Bremsscheibentopf BST-V4		Hülse	B: 1	B: 3
		1.4310	A: 0	A: 0
		Hülse	B: 1	B: 2
		1.4404	A: 0	A: 0
		Hülse	B: 1	B: 1
		3.7165	A: 0	A: 0
		Hülse	B: 0	B: 0
3.4365 T73	60 µm hartanodisiert	1.4301	A: 4	-
Bremsscheibentopf BST-V4		Hülse	B: 1	-
		3.7165	A: 4	-
		Hülse	B: 0	-
3.2381 KT64	60 µm hartanodisiert	1.4301	A: 0	A: 0
Bremsscheibentopf BST-V3		Hülse	B: 1	B: 2
		3.7165	A: 0	A: 0
		Hülse	B: 0	B: 0
VBT-V5:				
C/SiC		1.4567	A: 0	A: 0
axiale Bohrung		Stift	B: 0	B: 3
3.2381 KF		1.4567	A: 3	A: 4
Bremsscheibentopf BST-V3		Stift	B: 0	B: 1
VBT-V3:				
3.2381 SF		C/SiC	A: 4	-
Bremsscheibentopf BST-V3		Zapfen	B: 0	-

Legende: Korrosionsbeurteilung: 0: keine Korrosion, 1: Spuren von Korrosion, 2-5: zunehmende Korrosion

Bedingt durch die konstruktive Gestaltung und die ausgewählten Werkstoffkombinationen können im Verbindungsbereich Spalt-, Kontakt- und Reibkorrosion auftreten. Für die mechanisch gefügten Varianten VBT-V1 und VBT-V4 sind die Kontaktbereiche C/SiC-Hülse und Bremsscheibentopf-Hülse ausschlaggebend (siehe Abbildung 3-1 und Abbildung 6-3). Für die indirekt über Stifte angegossene Variante VBT-V5 sind die Bereiche C/SiC-Stift und



Stift-Bremsscheibentopf näher zu betrachten (siehe Abbildung 6-4). Bei der Variante VBT-V3 wird der Übergangsbereich C/SiC-Bremsscheibentopf bewertet (siehe Abbildung 6-6).

Variante VBT-V1

Die Prüfung der Referenzvariante VBT-V1 zeigt nach 960 h Prüfdauer Rotrostbildung der Korrosionsklasse 1 am Bremsscheibentopf im Verbindungsbereich zur Hülse bedingt durch Spaltkorrosion. Die Korrosionsausprägung nimmt mit zusätzlicher Fadingprüfung bis zur Korrosionsklasse 2 zu. Im Kontaktbereich der Hülse zum C/SiC-Bremsscheibenring zeigt sich eine etwas erhöhte Korrosionsausprägung der Korrosionsklasse 3, erklärbar durch Spalt- und Kontaktkorrosion zum Kohlenstoff des Bremsscheibenrings.

Variante VBT-V4

Bei der Variante VBT-V4 zeigt der bereits im Einzelteilversuch auffällige 1.4305 deutliche Anzeichen von Rotrostbildung und beginnendem Lochfraß im Schaftbereich. Die Ausprägung nimmt mit zusätzlicher Bremsbelastung zu. Im Korrosionsversuch ohne zusätzliche Fadingbelastung sind die Werkstoffe 1.4301 und 1.4404 ohne Auffälligkeiten. Mit zusätzlicher Fadingbelastung zeigen beide Varianten vergleichbare Rotrostbildung im Bereich der kraftübertragenden Anlagefläche der Korrosionsklasse 3. Die Titanvariante 3.7165 zeigt in dieser Testkonfiguration das beste Ergebnis ohne Spuren von Korrosion.

Bei der Betrachtung dieser Ergebnisse können für die hochlegierten Stahlsorten die Reibkorrosion bzw. Kontakt- und Spaltkorrosion als auslösende bzw. maßgebliche Korrosionsarten angesehen werden. Durch die brems-, konstruktions- und toleranzbedingten Relativbewegungen der Verbindungshülsen im Bohrungsbereich des Bremsscheibenrings und der hohen Härte der keramischen Matrix wird im kraftübertragenden Schaftbereich der Verbindungshülse die Metalloberfläche partiell beschädigt und die schützende Oxidschicht lokal zerstört. Bedingt durch die Spaltgeometrie und die Porosität von C/SiC, dringt Salzlösung in den Bohrungsbereich ein und führt im mechanisch belasteten Anlagebereich der Hülsen zu verstärkter Korrosion. Überlagert wird dies durch Kontaktkorrosion mit dem Kohlenstoff vom C/SiC. Nach Literaturangaben [226, 227] liegt die Größenordnung der Potenzialdifferenz zwischen Kohlenstoff und den hochlegierten Stahlsorten $> 0,3$ V. In Verbindung mit hohen Cr- und Ni-Gehalten verbessert zulegiertes Molybdän zwar grundsätzlich die Korrosionsbeständigkeit und verringert die Potenzialdifferenz, jedoch sind die Unterschiede im Test nicht stark ausgeprägt. Signifikant im Test ist der bekannte ungünstige Einfluss von zulegiertem Schwefel [222], der auch in dieser Testkonfiguration die Korrosionsbeständigkeit der Hülsenvariante 1.4305 herabsetzt und die hohe Korrosionsbeständigkeit der Titanvariante.

Für die vorliegende Variante ist neben der Hülsenverbindung zum C/SiC auch der Verbindungsbereich an den Bremsscheibentopf zu bewerten. Die Bremsscheibentopfvarianten 3.2315 T6 und 3.2381 KT64 sind im Zusammenbau selbst mit zusätzlicher Fadingbelastung frei von Korrosion. Exemplarisch ist in Abbildung 6-12 der Verbindungsbereich der Gussvariante nach der Korrosionsprüfung im Zusammenbau dargestellt. Die zugehörigen Verbindungshülsen zeigen Spuren von Rotrost, dessen Ausmaß mit steigender Prüfdauer leicht zunimmt. Trotz Fadingbelastung tritt im Nutbereich keine signifikante Reibkorrosion auf.

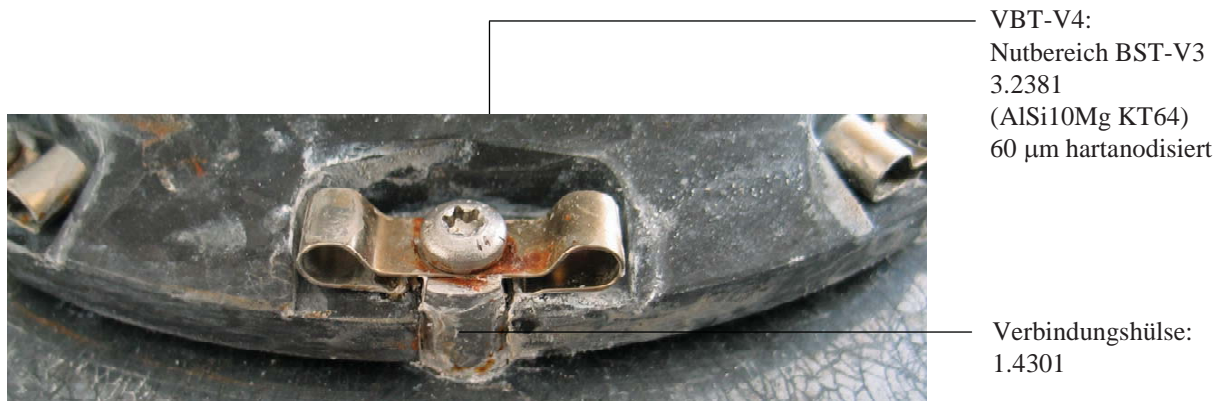


Abbildung 6-12: Verbindungsbereich der Variante VBT-V4 mit Al-Bremsscheibentopf BST-V3 nach der Korrosionsprüfung im Zusammenbau.

Der Versuch mit der Variante 3.4365 zeigt, dass bereits nach 480 h Prüfdauer Grundmetallkorrosion am Bremsscheibentopf bevorzugt im Kantenbereich und im Bereich der Auflagefläche der Hülse auftritt und sich bis zum Prüfeinde bis zur Korrosionsklasse 4 verstärkt (Abbildung 6-13).

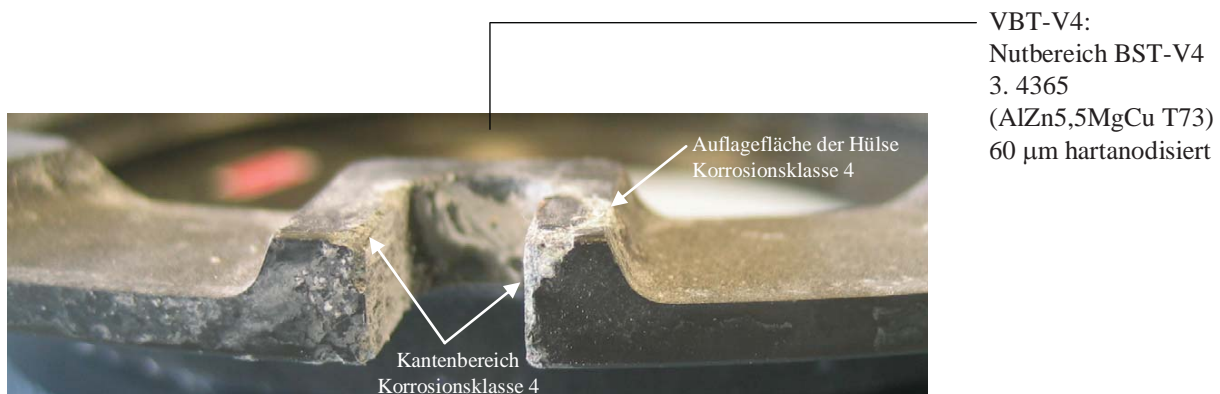


Abbildung 6-13: Grundmetallkorrosion am Al-Bremsscheibentopf BST-V4 im Nutbereich nach der Korrosionsprüfung im Zusammenbau.

Im Vergleich zu 3.2315 ist der Werkstoff 3.4365 deutlich korrosionsanfälliger, zurückzuführen auf die Legierungszusammensetzung mit einem erhöhten Anteil an Kupfer [216]. Aus diesem Grund reagiert diese Variante empfindlicher auf Spalt- und Kontaktkorrosion. Die isolierende Wirkung der Beschichtung ist in diesem Fall nicht ausreichend. Die Hülsen zeigen das von den anderen Varianten bekannte Verhalten.



Variante VBT-V5

An der Kontaktstelle Bremsscheibentopf-Stift (Querschnitt siehe Abbildung 5-21) zeigt sich am Aluminium Grundmetallkorrosion. Mit einer zusätzlichen Bremsbelastung verstärkt sich die Korrosionsausprägung von Korrosionsklasse 3 auf 4. Im Verbindungsbereich ist nach Abschluss der Korrosionsprüfung auch im Spaltbereich Grundmetallkorrosion zu beobachten (Abbildung 6-14).

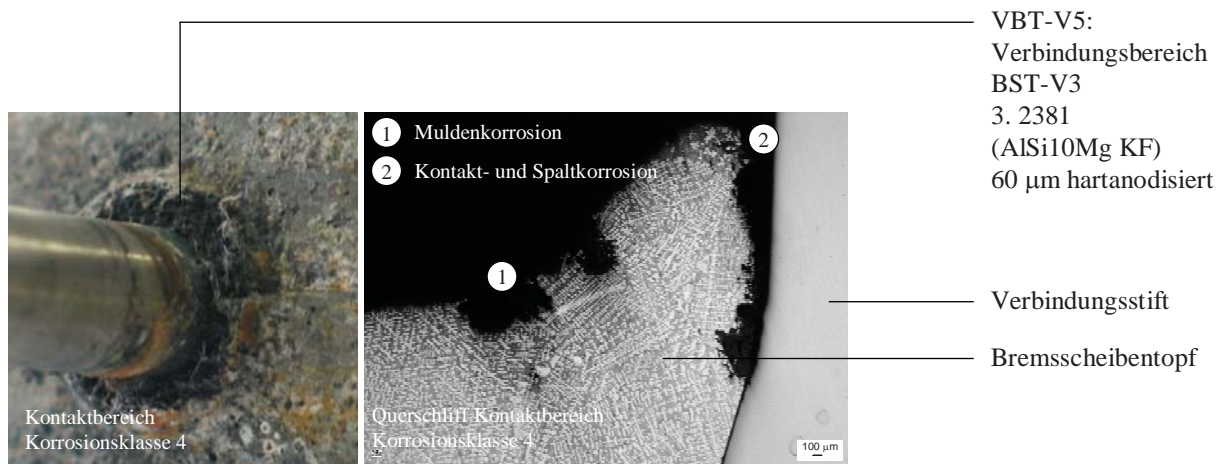


Abbildung 6-14: Grundmetallkorrosion am Bremsscheibentopf BST-V5 im Verbindungsbereich nach der Korrosionsprüfung im Zusammenbau.

Am Verbindungsstift sind nur schwache Korrosionsspuren zu beobachten. Insgesamt zeigt sich, dass bei dieser Kombination vorrangig die Kontaktkorrosion des unedleren Aluminiums das Korrosionsverhalten im Verbindungsbereich bestimmt. Bedingt durch die gießtechnische Herstellung der Verbindung und dem Volumenschwund des Bremsscheibentopfs bei der Abkühlung, reduziert sich die Medienzugänglichkeit im Verbindungsbereich. Durch eine hohe Bremsbelastung können aber medienzugängliche Spalte im Verbindungsbereich entstehen, die zu einem erhöhten Korrosionsangriff am Bremsscheibentopf führen können.

Variante VBT-V3

Die Prüfung der Variante VBT-V3 zeigt nach 960 h Prüfdauer starke Grundmetallkorrosion der Korrosionsklasse 4 am Bremsscheibentopf im Verbindungsbereich zum C/SiC. Ursache hierfür ist verstärkte Kontaktkorrosion. Nach Literaturangaben [226, 227] liegt die Größenordnung der Potenzialdifferenz zwischen Kohlenstoff und Aluminium in 3%-iger NaCl-Lösung bei ca. 0,9 V und erklärt damit die starke Korrosionsausprägung am unedleren Aluminium.

6.2 Werkstoffeigenschaften Bremsscheibenring

Die zur Referenzvariante (BSR-TK1, BSR-RS1) alternativen Werkstoffvarianten für den Tragkörper BSR-TK2 und BSR-TK3 (siehe Kapitel 5.1.2) bzw. für die Reibschicht BSR-RS2 und BSR-RS3 (siehe Kapitel 5.1.3) werden nachfolgend werkstoffspezifisch charakterisiert. Ziel der Untersuchungen ist der Vergleich der Varianten hinsichtlich ihrer mechanischen und thermophysikalischen Eigenschaften und die Korrelation zur Mikrostruktur.

Für die Charakterisierung wurden prototypisch Bremsscheibenringe der einzelnen Varianten nach Tabelle 6-4 hergestellt.

Tabelle 6-4: Übersicht der wichtigsten Charakteristika zur Herstellung der untersuchten Tragkörper- bzw. Reibschichtvarianten.

Bremsscheibenring	Tragkörper			Reibschicht		
Varianten	BSR-TK1	BSR-TK2	BSR-TK3	BSR-RS1	BSR-RS2	BSR-RS3
Matrixwerkstoff	Phenolharz	Phenolharz	Phenolharz	Phenolharz	Phenolharz	Phenolharz
Verstärkungsfaser	PAN-HT	PAN-HT	PAN-HT	PAN-HT	PAN-HT	PAN-HT
Faserfeinheit	3k	400k	50k	3k	400k	50k
Halbzeug	Gewebe	Multi- filament- faser	Multi- filament- faser	Gewebe	Multi- filament- faser	Multi- filament- faser
Faservorbeschichtung	Prepreg	-	Prepreg	Prepreg,	-	Prepreg
Zwischenprodukt	Platte verdichtet	Platte verdichtet	-	Platte verdichtet	Platte verdichtet	-
Faserlängen	≤ 4 mm fraktioniert	≤ 2 mm fraktioniert	9 mm geschnitten	≤ 1 mm fraktioniert	≤ 1 mm fraktioniert	1 mm geschnitten
Faseranteil (Zielwert)	40 Gew. %	40 Gew. %	40 Gew. %	30 Gew. %	30 Gew. %	< 1 Gew. %
Hauptfaserausrichtung	isotrop	tangential	tangential	isotrop	tangential	tangential

Die Herstellung der Referenzvariante in der Kombination BSR-TK1/RS1 erfolgte nach der in Abbildung 3-2 dargestellten Prozessroute. Variiert wurden für die alternativen Werkstoffvarianten die Filamentanzahl der eingesetzten C-Fasern sowie deren Aufbereitung und Beschichtung mit Kohlenstoff. Der eingesetzte Fasertyp, das verwendete Phenolharz und die Prozessparameter zur CFK-Herstellung, Pyrolyse und Silizierung sind zur Referenzvariante unverändert.

Die Herstellung der alternativen Tragkörpervarianten erfolgte in einteiliger Formgebung mit verlorenem Kern. Mittels einer speziellen Befüllungstechnik der Pressform wurden zusätzlich die Fasern im Tragkörper lastgerecht, bevorzugt in tangentialer Richtung, ausgerichtet. Um Unterschiede zwischen faserhaltigen und faserarmen Reibschichten darstellen zu können, wurden der Reibschichtvariante BSR-RS3 nur sehr geringe Faseranteile der C- bzw. SiC-haltigen Ausgangsmischung beigefügt.

6.2.1 Gefügeuntersuchungen

Zur Charakterisierung wurden Proben aus den hergestellten Bremsscheibenringen entnommen und zunächst die Dichte und Porosität nach dem Archimedes-Messprinzip bzw. der Kohlenstoffanteil durch Veraschung bestimmt (Tabelle 6-5).

Tabelle 6-5: Dichte, Porosität und Phasenanteile der C/SiC-Werkstoffvarianten im Vergleich.

Bremsscheibenring	Tragkörper			Reibschicht				
Varianten			BSR-TK1	BSR-TK2	BSR-TK3	BSR-RS1	BSR-RS2	BSR-RS3
C-Gehalt	-	Gew. %	41,5	42,0	41,9	30,6	26,0	0,9
Dichte	ρ	g/cm ³	2,24	2,29	2,14	2,42	2,49	2,89
Porosität	Φ	%	2,0	1,7	2,4	< 1%	< 1%	< 1%



Die Phasenanalyse ergab, aufgrund der Vorgaben eines möglichst vergleichbaren C-Gehalts, für alle Tragkörpervarianten einen Gehalt an Kohlenstoff von ca. 42 Gew.%. Geringfügige Unterschiede verzeichnen die Dichte- und Porositätswerte.

Deutlichere Unterschiede zeigen die Reibschichtvarianten. Während die Varianten BSR-RS1 und BSR-RS2 mit ca. 31 bzw. 26 Gew.% einen deutlichen Kohlenstoffanteil aufweisen, ist der C-Gehalt der Variante BSR-RS3 mit unter 1 Gew.% vergleichsweise gering. Die Zusammensetzung spiegelt sich auch in der Dichte der Werkstoffvarianten wieder. Bedingt durch den höchsten Keramikgehalt ist die Dichte von BSR-RS3 mit $2,89 \text{ g/cm}^3$ am höchsten. Die offene Porosität aller Reibschichtvarianten kann mit $< 1\%$ angegeben werden.

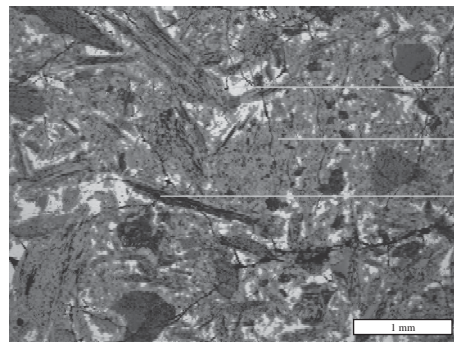
Der Gefügebau der Tragkörper- und Reibschichtvarianten wurde mittels lichtmikroskopischer Schlißanalysen untersucht. Aus den hergestellten Bremsscheiben wurden die Proben mittels einer diamantbesetzten Trennscheibe herausgearbeitet, anschließend in Epoxidharz eingebettet und in mehreren Stufen mit Diamantsuspension feinpoliert. Die Schliße wurden mit einem Lichtmikroskop der Firma Leica (Typ DM IRM) untersucht und digital aufgezeichnet.

Gefüge Reibschicht

Betrachtet man die Referenzvariante BSR-RS1 in der Draufsicht (Abbildung 6-15), so erkennt man ein Gefüge mit fein verteilten Einzelphasen. Die 3k-Kohlenstofffaserbündel sind zum Teil kompakt in ihrer Struktur und regellos orientiert. Die Kompaktheit der Kohlenstofffaserbündel ist auf den Prepreg-Prozess und den zusätzlichen Faserschutz zurückzuführen. Zum einen werden die Faserfilamente durch den Prepreg-Prozess mit Harz umhüllt bzw. imprägniert und damit stabilisiert und zum anderen werden, im zweiten Schritt, die Fasern zusätzlich mit Harz beschichtet. Dadurch entstehen ein innerer und ein äußerer, dichter Faserbündelschutz aus Kohlenstoff. Trotz der Zerkleinerung mittels Schneidmessern und siebtechnischer Fraktionierung bleibt ein vergleichsweise dichtes Kohlenstofffaserbündel erhalten. So kann bei der Herstellung das flüssige Silizium nicht in das Faserbündel eindringen.

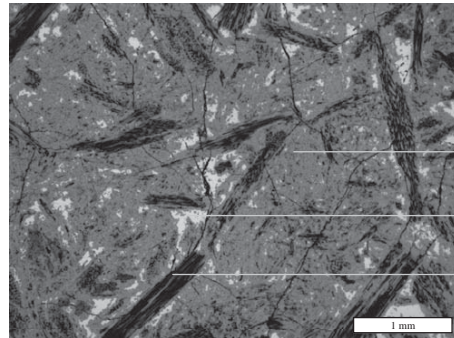
Die Variante BSR-RS2 zeigt im Vergleich zur Referenzvariante eine etwas gröbere Gefügestruktur und den höheren SiC-Anteil im Gefüge. Neben kompakten Faserbündeln zeigen sich auch vermehrt silizierte Faserbündel. Dies ist auf den reduzierten Faserschutz ohne Prepreg-Prozess zurückzuführen und erklärt den geringeren C-Gehalt gegenüber der Referenzvariante. Insgesamt zeigt sich im Vergleich zur Variante BSR-RS1 ein höherer keramischer Anteil.

Referenzvariante BSR-RS1



- Silizium
- Siliziumkarbid
- Kohlenstofffaserbündel (Basis 3k)

Variante BSR-RS2

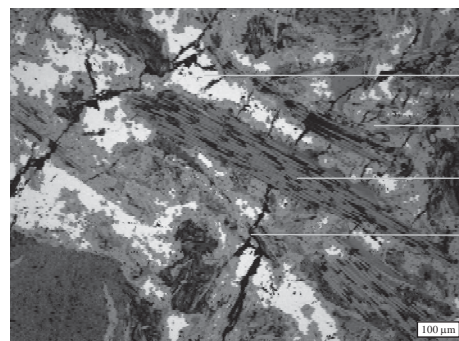


- Siliziumkarbid
- Silizium
- Kohlenstofffaserbündel (Basis 400k)

Abbildung 6-15: Gefügebildungen (Draufsicht) der Reibschichtvarianten BSR-RS1 (oben) und BSR-RS2 (unten).

Bei beiden Varianten sind Entspannungsrisse vorzugsweise in der keramischen Si- bzw. SiC-Phase vorhanden und verzweigen sich in Abhängigkeit der lokalen Faserausrichtung (Abbildung 6-16).

Referenzvariante BSR-RS1



- Silizium
- Siliziumkarbid
- Kohlenstofffaserbündel (Basis 3k)
- Entspannungsrisse

Abbildung 6-16: Gefügebildung (Draufsicht) der Reibschichtvariante BSR-RS1 mit charakteristischen Entspannungsrissen.

Die Gefügestruktur der keramikreichen Variante BSR-RS3 ist geprägt durch gleichmäßige, fein verteilte SiC-Bereiche eingebettet in einer Si-Matrix (Abbildung 6-17). Teilweise erkennt man vereinzelt dünne, silizierte, Kohlenstofffaserbündel. Aufgrund der fehlenden Rissablenkungsphasen, ist die Reibschicht von einem fein verteilten Rissnetzwerk durchzogen.



Variante BSR-RS3

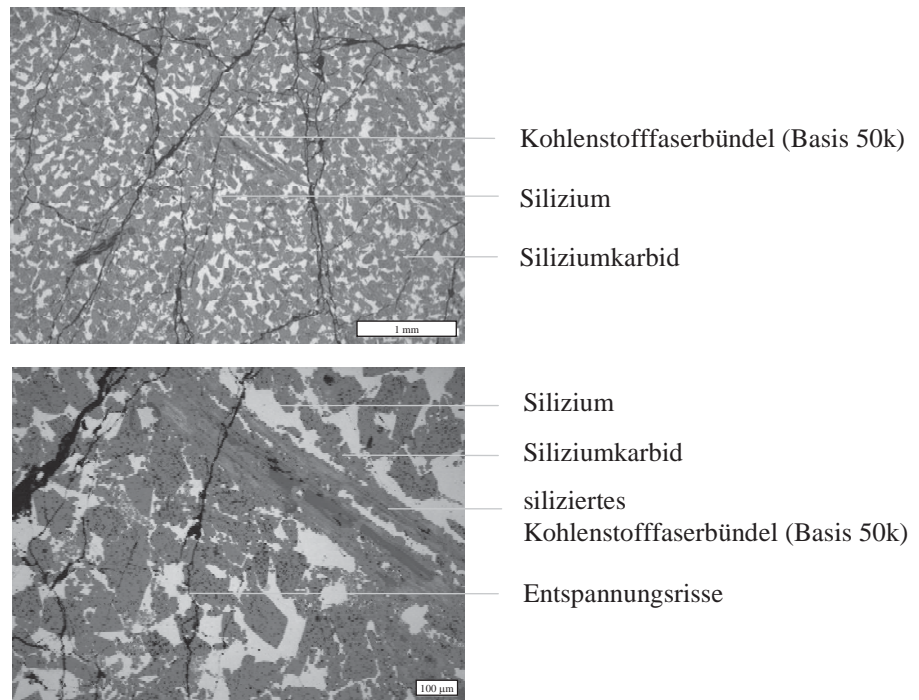


Abbildung 6-17: Gefügeaufnahmen (Draufsicht) der Reibschichtvariante BSR-RS3 mit charakteristischen Entspannungsrissen (oben) und silizierten Kohlenstofffaserbündeln (unten).

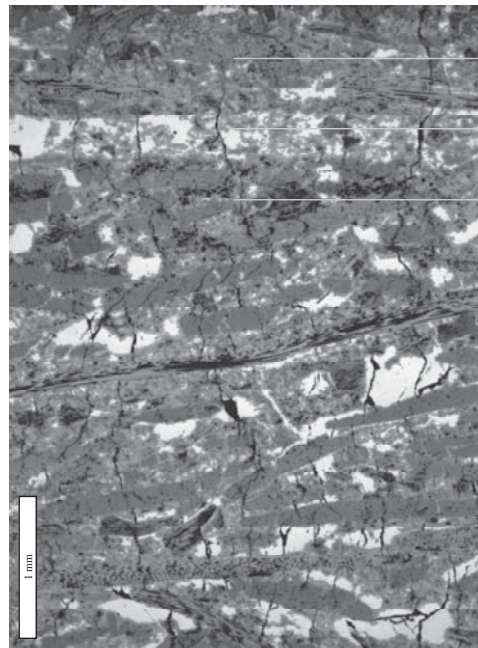
Gefüge Tragkörper

Vergleichbar zu den Reibschichtvarianten wird auch der Gefügebau der Tragkörpervarianten von der Art und Aufbereitung der Kohlenstofffaserbündel beeinflusst. Die Referenzvariante BSR-TK1 zeigt einen regelmäßigen Gefügebau (Abbildung 6-18). Die Faserbündel sind kompakt und weisen eine geringe Dicke auf. Die drei Phasen C, SiC und Si sind weitgehend homogen verteilt mit lokalen Si-Anreicherungen. Die Entspannungsrisse der Reibschicht reichen teilweise in die Matrixbereiche des Tragkörpers und werden an senkrecht liegenden Faserbündeln abgelenkt bzw. gestoppt. Insgesamt liegen die Entspannungsrisse vorwiegend senkrecht zur Hauptfaserausrichtung. Die Faserbündel sind überwiegend parallel zur Reibschicht, d. h. senkrecht zur Pressrichtung ausgerichtet.

Die Werkstoffvariante BSR-TK2 weist eine ähnliche Rissstruktur auf, wobei die Faserbündel insgesamt kürzer und dicker sind als bei der Referenzvariante BSR-TK1. Das Gefüge wirkt dabei aber weitgehend homogen, wobei auch hier größere Siliziumanreicherungen lokal vorliegen. Die Kohlenstofffasern sind von einem feinen SiC-Saum umgeben, wobei SiC auch verstärkt innerhalb der Faserbündel vorliegt.

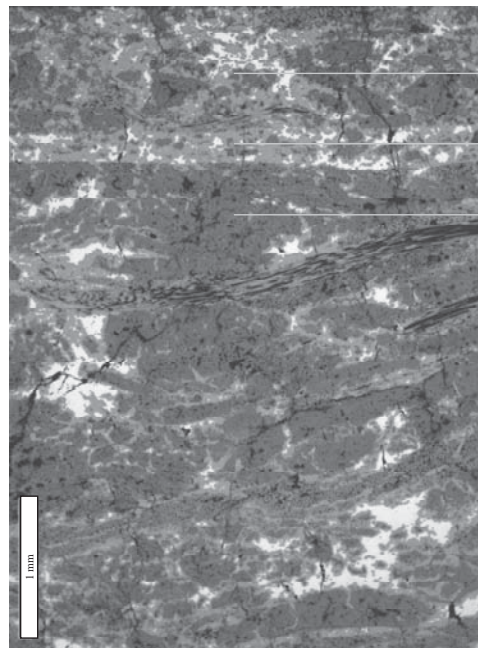


Referenzvariante BSR-TK1/RS1



Reibschicht
Fügeschicht
Tragkörper (Basis 3k)

Variante BSR-TK2/RS2



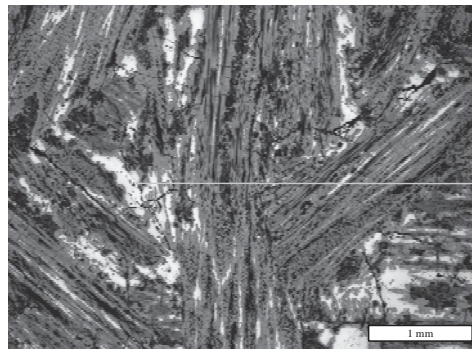
Reibschicht
Fügeschicht
Tragkörper (Basis 400k)

Abbildung 6-18: Gefügebildungen (Querschnitt) der Varianten BSR-TK1/RS1 (oben) und BSR-TK2/RS2 (unten).

Ähnlich wie die Referenzvariante BSR-TK1 zeigt auch BSR-TK3 eine vergleichsweise feine Struktur der eingelagerten Kohlenstofffaserbündel und eine ausgeprägte Orientierung parallel zur Reibschicht. Aufgrund der Länge der Schnittfasern sind vor allem im Zwischenbereich unterschiedlich orientierter Faserbündel Siliziumanreicherungen (Abbildung 6-19) oder vereinzelt auch Makroporen festzustellen.



Variante BSR-TK3



Siliziumanreicherungen
in den Kreuzungspunkten

Abbildung 6-19: Gefügeaufnahme (Draufsicht) der Variante BSR-TK3 mit Siliziumanreicherungen zwischen unterschiedlich orientierten Kohlenstofffaserbündeln.

Insgesamt zeigt sich für den Tragkörperwerkstoff eine starke Abhängigkeit der Gefügestruktur vom Aufbereitungsprozess der Kohlenstofffasern. Die Faservorbeschichtung, die Faserbündeleigenschaften und -geometrie sind dabei wesentliche Einflussfaktoren. Aufgrund der lokalen Unterschiede innerhalb eines Werkstoffs und der unterschiedlichen Faserorientierung ist die Richtungsabhängigkeit bei der Ermittlung von Kennwerten nachfolgend zwingend zu beachten.

6.2.2 Mechanische Kennwerte

Die mechanische Charakterisierung der Tragkörpervarianten erfolgte mittels Drei-Punkt-Biegeprüfung (siehe Kapitel 4.4.1). Zur Beurteilung der Richtungsabhängigkeit bzw. Anisotropie wurden aus den hergestellten Bremsscheiben Proben in radialer und tangentialer Richtung herausgearbeitet.

Die Referenzvariante BSR-TK1 zeigt sowohl in radialer als auch in tangentialer Richtung, bedingt durch die isotrope Faserausrichtung, vergleichbare Festigkeitswerte um 75 N/mm^2 (Abbildung 6-20). Bei den Varianten BSR-TK2 und BSR-TK3 zeigen sich deutlich höhere Festigkeiten in tangentialer als in radialer Richtung, zurückzuführen auf die Befülltechnik bei der Herstellung und der daraus resultierenden Vorzugsrichtung der Kurzfasern in tangentialer Richtung. Die höchsten Festigkeiten weist die Variante BSR-TK3 in tangentialer Richtung mit 160 N/mm^2 und in radialer Richtung mit 84 N/mm^2 auf. Dies wird ursächlich auf die verwendete Faserlänge von 9 mm zurückgeführt. Trotz der geringsten Faserlänge aller Varianten zeigt die Variante BSR-TK2 in tangentialer Richtung deutlich höhere Werte als die Referenzvariante, ebenfalls bedingt durch die Anisotropie der Faserausrichtung. In radialer Richtung liegt die Festigkeit mit 53 N/mm^2 allerdings am niedrigsten.

Die Streuung der einzelnen Messwerte korreliert mit der Faserlänge und Vorzugsrichtung. Durch die bevorzugte Orientierung der Fasern in tangentialer Richtung weisen die Varianten BSR-TK2 und BSR-TK3 hohe Maximalwerte auf. Eine aus der tangentialen Richtung abweichende Faserorientierung in der Probe führt bei diesen Varianten aber zu deutlich geringeren Festigkeiten. Die isotrope Referenzvariante BSR-TK1 zeigt demgegenüber sowohl in tangentialer als auch in radialer Richtung eine geringere Streuung der Messwerte.

Biegefestigkeit [N/mm²]

Werkstoffvergleich

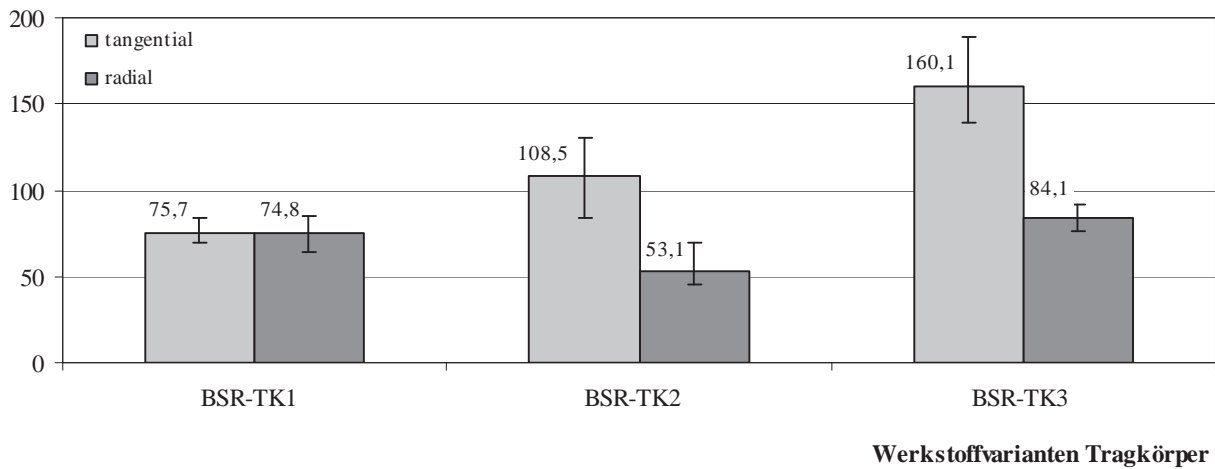
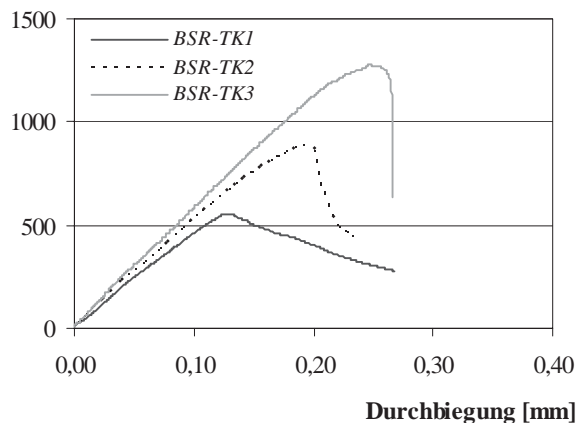


Abbildung 6-20: Festigkeiten der untersuchten Tragkörpervarianten in tangentialer bzw. radialer Richtung und Darstellung der Minimum- bzw. Maximum-Werte.

Bei den Varianten BSR-TK2 und BSR-TK3 ist ein zur Referenzvariante unterschiedliches Bruchverhalten beobachtbar (Abbildung 6-21). Deutlich ersichtlich sind der etwas steilere Kraftanstieg bis zum Maximum und ein plötzliches, sprödes Bruchverhalten. Bei der Referenzvariante BSR-TK1 versagen die Proben nach Erreichen der maximalen Kraft nicht schlagartig, sondern zeigen ein, auf die isotrope Faserorientierung zurückzuführendes, duktileres Versagensverhalten. Auch die Proben in radialer Richtung weisen deshalb diese Charakteristika auf.

Kraft [N]

Proben mit maximaler Festigkeit (tangential)

**Kraft [N]**

Proben mit maximaler Festigkeit (radial)

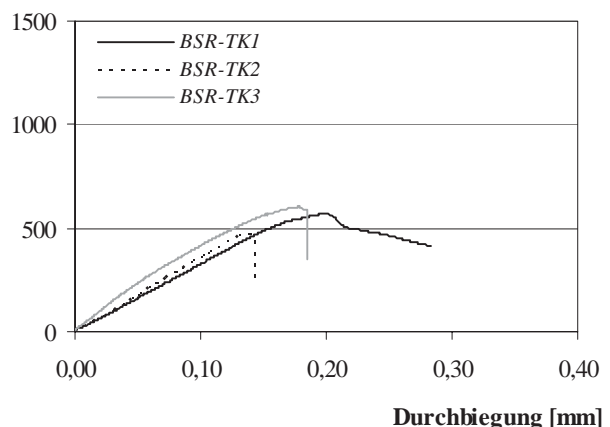


Abbildung 6-21: Kraft-Weg-Diagramme ausgewählter Biegeproben in tangentialer (links) und radialer (rechts) Richtung.

Aufgrund der beim Bremsen sich wiederholenden Materialbelastung wurden zum besseren Verständnis des Schädigungsverhaltens zusätzlich zu den beschriebenen quasistatischen auch



Versuche mit 5 bzw. 25.000 Lastwechseln bei einem Niveau von 50 bzw. 75% der statischen Festigkeit durchgeführt. Ausgewählt wurde für diesen Stichversuch die festigkeitshöchste Tragkörpervariante BSR-TK3. Die gewählten Versuchsparameter haben sich für eine Beurteilung des grundsätzlichen Schädigungsverhaltens bewährt, sind aber nicht als klassische Betriebsfestigkeitsversuche zu verstehen.

Aus Abbildung 6-22 wird ersichtlich, dass bereits nach dem 1. Lastwechsel eine bleibende Verformung zu beobachten ist. Bei den weiteren Lastwechseln 2 bis 5 sind keine weiteren Veränderungen bzw. eine Aufweitung der Hysteresekurven feststellbar. Dieses Verhalten wird darauf zurückgeführt, dass sich das herstellungsbedingte Rissnetzwerk bei der ersten Belastung vergrößert und bei den folgenden Lastwechseln keine neuen Risse entstehen, sondern reversible Rissöffnungs- und Rissschließungseffekte auftreten.

Kraft [N]

Variante BSR-TK3 (tangential)

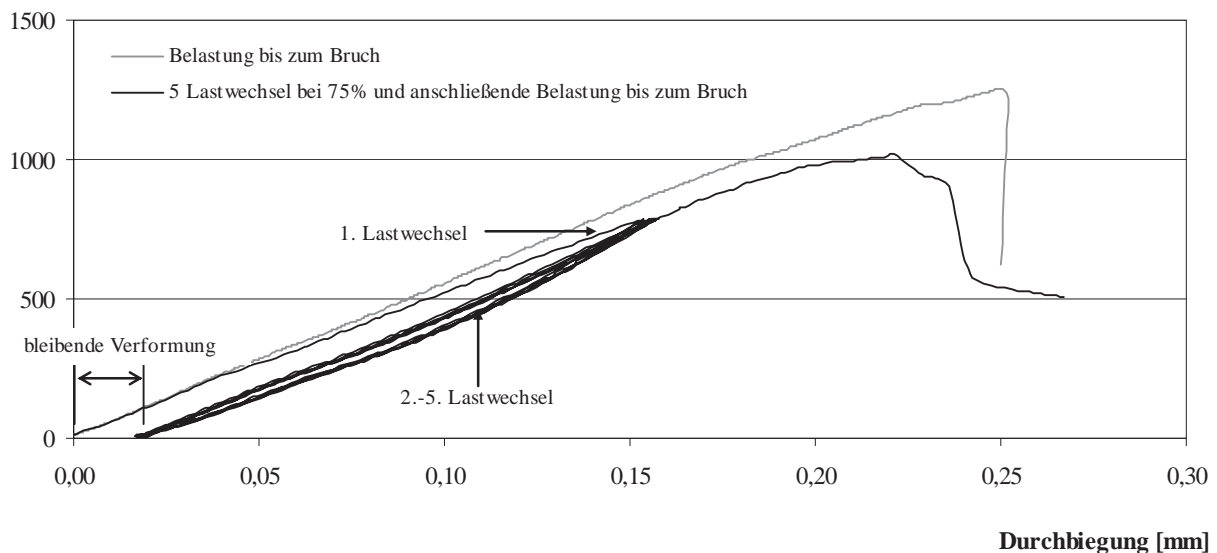


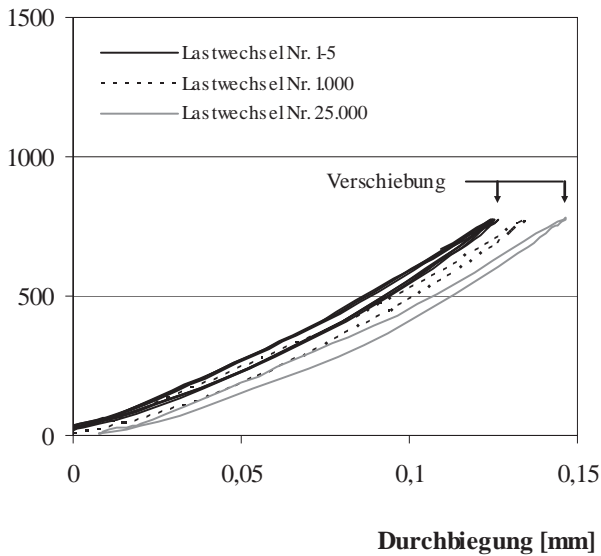
Abbildung 6-22: Kraft-Weg-Diagramme ermittelt im Biegeversuch bis zum Bruch bzw. mit 5 Lastwechseln und anschließender Belastung bis zum Bruch.

Mit zunehmender Lastwechselanzahl und Höhe der Belastung zeigt sich allerdings eine sich fortsetzende Schädigung. Während bei einem Lastniveau von 50% der statischen Festigkeit alle Proben die 25.000 Lastwechseln erreichten, versagte die Hälfte der Proben bei einem Lastniveau von 75% vorzeitig. Die Schädigung zeigt sich deutlich bei einem Lastniveau von 75% durch die Verschiebung der Hysteresekurven (Abbildung 6-23).

Bei beiden Proben zeigt sich zunächst ein Steifigkeitsverlust durch die größere Durchbiegung der Proben. Während beim Durchläufer (Abbildung 6-23, links) sich die Hysteresekurven bis zum Versuchsende kaum vergrößern, zeigt sich bei der vorzeitig ausgefallenen Probe (Abbildung 6-23, rechts) eine deutlichere Verschiebung der Hysteresekurven und eine Vergrößerung der Hysterese im vorletzten Zyklus vor dem Ausfall.

Kraft [N]

Variante BSR-TK3 (tangential),
Beispiel 1: Durchläufer

**Kraft [N]**

Variante BSR-TK3 (tangential),
Beispiel 2: Probe mit vorzeitigem Ausfall

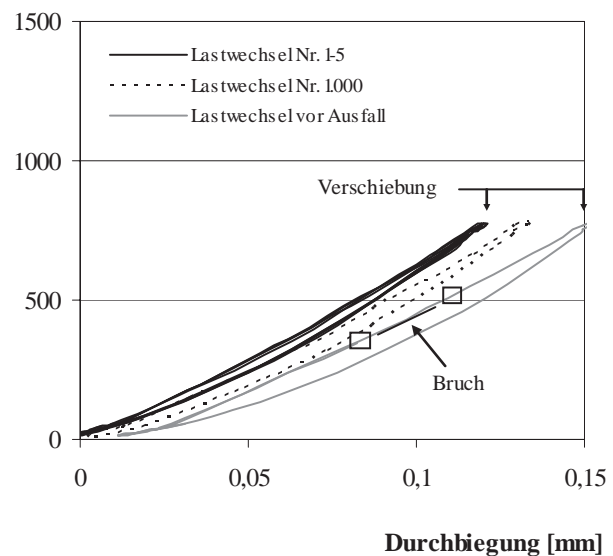


Abbildung 6-23: Kraft-Weg-Verläufe ausgewählter Lastwechsel aufgezeichnet im dynamisch-schwellenden Biegeversuch für einen Durchläufer (links) und einer vorzeitig ausgefallenen Probe (rechts).

Als Ursache für dieses Verhalten wird eine zunehmende Schädigung durch Zerrüttung vermutet. Bedingt durch das zyklische Öffnen und Schließen der Risse wird an den Risspitzen das Gefüge zunehmend geschädigt. Ein Bruch kündigt sich in der Folge durch eine Vergrößerung der Hysteresekurve durch zunehmende innere Reibungseffekte an. Je höher die mechanische Belastung, desto stärker verformt sich die Probe und der Schädigungsfortschritt wird beschleunigt.

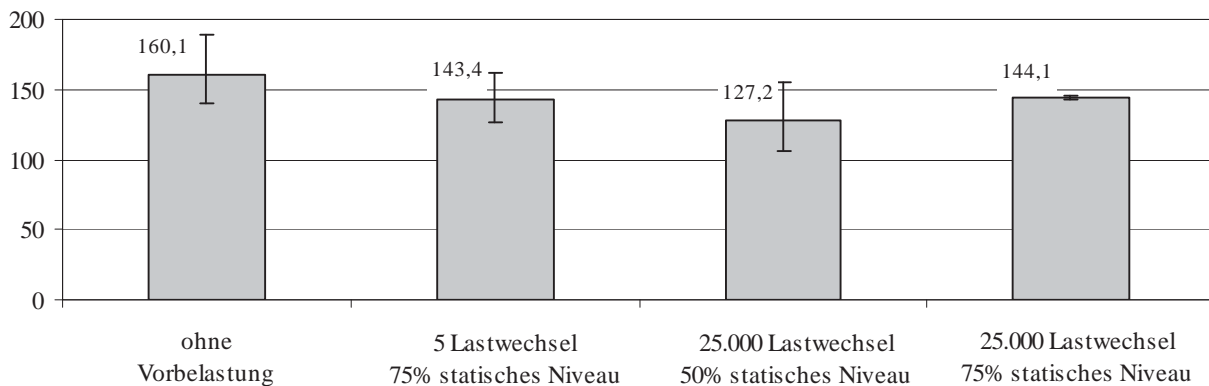
Als Indiz zur Bestätigung dieser Theorie können die geringeren Restfestigkeiten der Proben nach Vorbelastung im Vergleich zu Proben mit einmaliger Belastung bis zum Bruch herangezogen werden (Abbildung 6-24). Dies wird auf die vermutete zyklische Schädigung und den belastungs- und probenabhängigen Schadensfortschritt zurückgeführt.

Die Auswertung zeigt auch, dass bei einem Belastungsniveau von 75% nur Proben mit hoher Restfestigkeit die 25.000 Lastwechsel überstehen. In Verbindung mit einer geringeren Verschiebung der Hysteresekurven zeigen diese Proben im Vergleich zu den vorzeitig ausgefallenen einen verzögerten Schadensfortschritt. Die Versuche mit reduzierter Vorbelastung zeigen keinen vorzeitigen Ausfall, bestätigen aber das zyklische Schädigungsverhalten durch ein reduziertes Festigkeitsniveau von 127 N/mm².



Biegefestigkeit/Restfestigkeit nach Vorbelastung [N/mm²]

Variante BSR-TK3 (tangential)



Versuch

Abbildung 6-24: Festigkeiten der untersuchten Tragkörpervariante BSR-TK3 nach unterschiedlicher Vorbelastung.

Zusammengefasst zeigt sich, dass die Festigkeit trotz der Verwendung von Kurzfasern durch eine herstellungsseitig eingebrachte Vorzugsrichtung der Fasern erhöht werden kann. Eine weitere Stellgröße ist die Faserlänge. Je länger die Fasern, desto höher sind die Festigkeiten. Bei den Konzeptvarianten BSR-TK2 und BSR-TK3 kann das mechanische Verhalten in tangentialer Richtung als faserdominant bezeichnet werden. Im Fall der radialen Proben ist das Verhalten dann folglich matrixbeeinflusst mit entsprechend niedrigeren Festigkeitswerten und geringeren Bruchdehnungen.

Als günstig für ein gutes mechanisches Verhalten aller Varianten unter dieser spezifischen Belastung sind eine geringe Hysterese zwischen den Be- und Entlastungszyklen sowie die Orientierung der Fasern in Lastrichtung zu werten. Das Verhalten bei zyklischer Belastung ist geprägt durch einen ersten Schädigungsanteil zu Beginn der Versuche und verlangsamtem Schädigungsfortschritt bei weiteren Belastungszyklen. In Abhängigkeit des Lastniveaus nimmt aber der Schädigungsfortschritt weiter bis zum Bruch zu. Eine Erklärung hierfür ist, dass die im Gefüge vorhandenen Matrixrisse sich während einer zyklischen Belastung schließen und wieder öffnen und an der Risspitze die Relativbewegungen der Rissflanken zu einer zunehmenden Schädigung durch Zerrüttung führen. Bedingt durch die Zerrüttung der Matrix werden auch die eingelagerten Kohlenstoffkurzfasern geschädigt. Dies führt im weiteren Verlauf, in Verbindung mit dem Zusammenwachsen von Einzelrissen, zu einer irreversiblen Verformung und final zum Bruch. Vergleichbare Schädigungsmechanismen wurden auch an gewebeverstärkten Varianten beschrieben, jedoch bei deutlich höherer Last und Lastwechselanzahl [82, 228, 229, 230, 231, 232, 233]. Ein direkter Vergleich ist allerdings aufgrund der in dieser Arbeit verwendeten Probenform und Belastung nicht zulässig.

6.2.3 Thermophysikalische Kennwerte

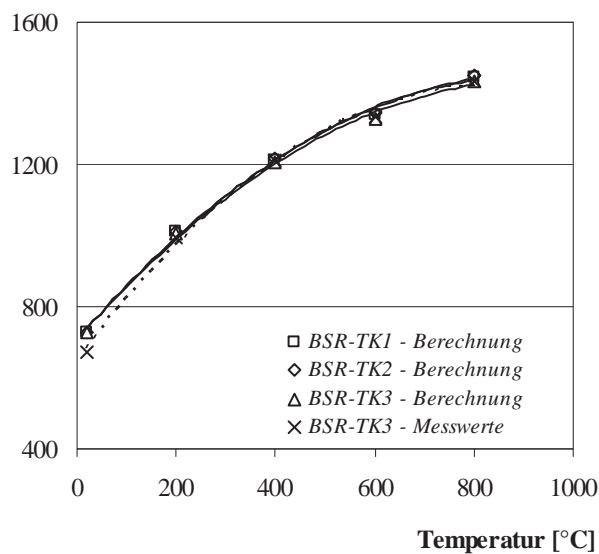
Die für die Bremsenauslegung wichtigen thermophysikalischen Kennwerte sind die Wärmekapazität, die Wärmeleitfähigkeit, der Emissionskoeffizient und der thermische Ausdehnungskoeffizient. Zunächst wurden aus bekannten Literaturdaten und der ermittelten Phasenzusammensetzungen die Kennwerte abgeschätzt bzw. berechnet und anschließend experimentell validiert. Ziel dieser Vorüberlegungen war es, die sehr aufwändige Kennwertermittlung für die einzelnen Tragkörper- und Reibschichtvarianten zu reduzieren und die theoretischen Betrachtungen punktuell durch experimentelle Untersuchungen zu bestätigen.

Wärmekapazität

Da alle Tragkörpervarianten nahezu vergleichbare C-Gehalte um 42 Gew.% aufweisen, unterscheiden sich die nach der Mischungsregel berechneten Wärmekapazitäten nicht (Abbildung 6-25, links). Zur Validierung der berechneten Werte wurde exemplarisch für die Tragkörpervariante BSR-TK3 die spezifische Wärmekapazität mittels dem DSC-Verfahren (siehe Kapitel 4.3.2) bestimmt. Die Messwerte bestätigen in guter Übereinstimmung die berechneten Werte.

Wärmekapazität [J/(kg·K)]

Variantenvergleich Tragkörper



Wärmekapazität [J/(kg·K)]

Variantenvergleich Reibschicht

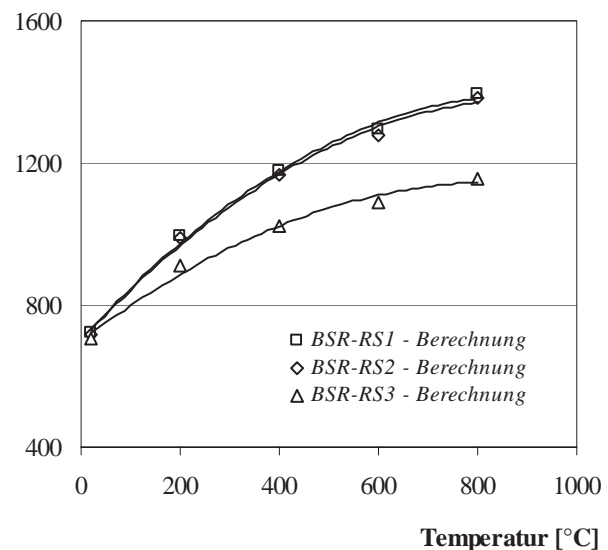


Abbildung 6-25: Vergleich der Wärmekapazität der Tragkörper- (links) und Reibschichtvarianten (rechts).

Bei höherer Temperatur ist vor allem die starke Zunahme der Wärmekapazität des Kohlenstoffs von Bedeutung (siehe Abbildung 5-11). Dies wird vor allem bei der Reibschichtvariante BSR-RS3 deutlich. Festzustellen ist, dass diese Variante BSR-RS3 mit dem geringsten C-Anteil eine deutlich geringere Wärmekapazität bei höheren Temperaturen im Vergleich mit BSR-RS1 bzw. BSR-RS2 aufweist (Abbildung 6-25, rechts). Die Reibschichtvarianten BSR-RS1 und BSR-RS2 unterscheiden sich dagegen nur unwesentlich, resultierend aus dem geringen Unterschied des C-Gehalts.



Wärmeleitfähigkeit

Zur Ausnutzung der Brems scheibenmasse zur Wärmeaufnahme ist eine hohe Wärmeleitfähigkeit des Tragkörpers bzw. der Reibschichten in axialer Richtung der Brems scheibe von Vorteil. Kriterium für die Werkstoffbeurteilung ist daher die axiale Wärmeleitfähigkeit (siehe Kapitel 4.3.2).

Die Tragkörpervarianten zeigen trotz nahezu identischem Keramikgehalt deutliche Unterschiede der axialen Wärmeleitfähigkeit (Abbildung 6-26). Die höchste Wärmeleitfähigkeit von 39 W/mK wird für die Variante BSR-TK2 gemessen. Im Vergleich zeigen die Varianten BSR-TK3 mit 25 W/mK und die Referenzvariante mit 34 W/mK niedrigere Werte.

Wärmeleitfähigkeit [W/(m·K)]
axial

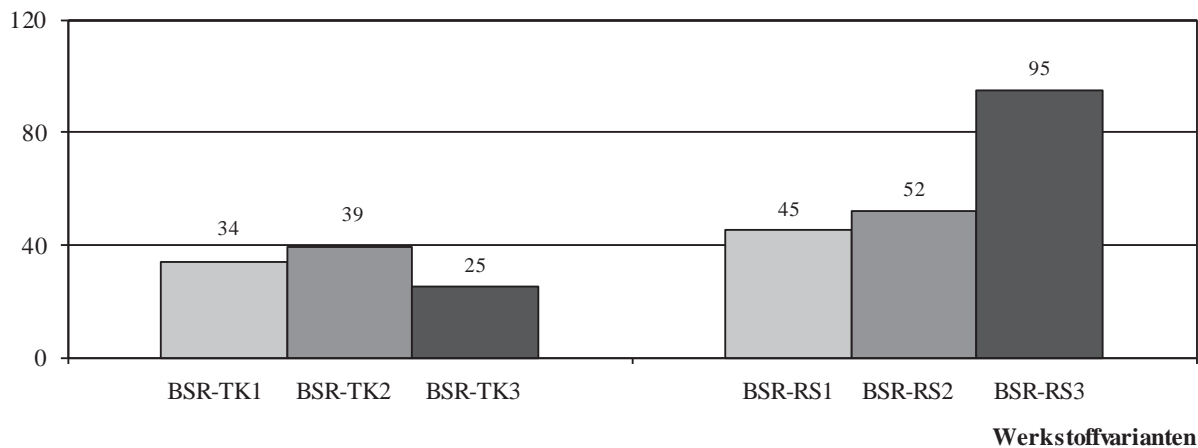


Abbildung 6-26: Vergleich der axialen Wärmeleitfähigkeit der Tragkörper- und Reibschichtvarianten.

Diese Unterschiede sind korrelierbar mit der Faserarchitektur bzw. Gefügestruktur. Da die Wärmeleitfähigkeit stark von der hohen Wärmeleitfähigkeit des keramischen Si- und SiC-Anteils abhängt und die Wärmetransportvorgänge folglich vorzugsweise über die SiSiC-Bereiche erfolgen, reduzieren lange und senkrecht zum Wärmetransport liegende C-Faserbündel, wie bei der Variante BSR-TK3, die Wärmeleitfähigkeit. Kurze Fasern, wie die der Variante BSR-TK2, begünstigen eine hohe Wärmeleitfähigkeit in axialer Richtung.

Im Vergleich zu den Tragkörpervarianten sind die Reibschichtvarianten deutlich keramischer. Aufgrund der günstigen Faserarchitektur mit sehr kurzen Faserbündeln ist die Wärmeleitfähigkeit für die faserhaltigen Reibschichtvarianten BSR-RS1 und BSR-RS2 im Vergleich zu den Tragkörpervarianten höher. Aufgrund der geringen Faseranteile besitzt die Reibschichtvariante BSR-RS3 die höchste Wärmeleitfähigkeit.



Emissionskoeffizient

Nach Literaturangaben liegt der Emissionskoeffizient von C/C- bzw. C/SiC-Werkstoffen bei Temperaturen oberhalb 1000°C bei Werten $> 0,75$, während SiC-Schichten Werte $> 0,9$ aufweisen [73, 201].

Aufgrund der Werkstoffzusammensetzung der vorliegenden Reibschichtvarianten ist deshalb davon auszugehen, dass die nahezu faserfreie Reibschichtvariante BSR-RS3 die höchsten Werte aufweist. Aufgrund der geringen Unterschiede im Kohlenstoffgehalt der Varianten BSR-RS1 und BSR-RS2 sind im Vergleich zwar geringere aber bei beiden keine nennenswerten Unterschiede prognostizierbar.

Dies zeigt sich auch bei der Messung des Gesamtemissionskoeffizienten. Während die Varianten BSR-RS1 bzw. BSR-RS2 einen Emissionskoeffizienten bei 20°C von 0,71 bzw. 0,72 aufweisen liegt der gemessene Wert der Variante BSR-RS3 bei 0,76.

Thermischer Ausdehnungskoeffizient

Aufgrund der Zusammensetzung aus C, SiC und Si müssen die Ausdehnungskoeffizienten der Tragkörper- und Reibschichtvarianten näherungsweise im Bereich zwischen klassischen C/C- und SiSiC-Werkstoffen liegen (siehe Abbildung 5-12, rechts).

Dies bestätigt sich bei der Messung der TAKs. Den höchsten Wert weist die faserarme Reibschichtvariante BSR-RS3 auf (Abbildung 6-27, links). Aufgrund der eingelagerten C-Fasern ist dieser bei den Reibschichtvarianten BSR-RS1 und BSR-RS2 deutlich geringer.

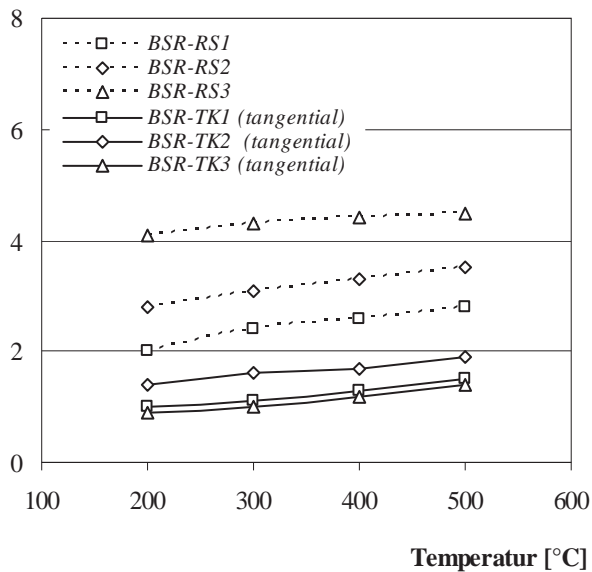
Die TAKs aller Tragkörpervarianten sind aufgrund des höheren C-Gehalts und der Faserverstärkung geringer als die der Reibschichten. In tangentialer Richtung zeigt die Variante BSR-TK2 mit den kürzesten C-Fasern die höchsten Werte. Bedingt durch die eingelagerten Kohlenstofffasern und deren Orientierung sind die TAKs der Tragkörpervarianten, im Gegensatz zu den isotropen Reibschichten, richtungsabhängig.

Dies zeigen exemplarisch die Messungen der Tragkörpervariante BSR-TK3 (Abbildung 6-27, rechts). Basierend auf den vorzugsweise zur Pressrichtung senkrecht orientierten Fasern ist in axialer Richtung der TAK am höchsten. Aufgrund des TAKs von über $4 \mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$ wird das axiale Verhalten durch die keramische Matrix bestimmt. In tangentialer Richtung ist der TAK am geringsten, zurückzuführen auf die Vorzugsrichtung der C-Fasern und somit faserdominiert. Vergleichbare Ergebnisse jedoch mit leicht höheren Werten liefert die Untersuchung der Variante BSR-TK2. Die Referenzvariante BSR-TK1 zeigt in radialer und tangentialer Richtung keine Unterschiede aufgrund der isotropen Faserorientierung. In axialer Richtung sind ebenfalls mit der Variante BSR-TK3 vergleichbare Werte beobachtbar.



Ausdehnungskoeffizient [$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$]

Werkstoffvarianten



Ausdehnungskoeffizient [$\mu\text{m}/(\text{m}\cdot\text{K})$]

Variante BSR-TK3

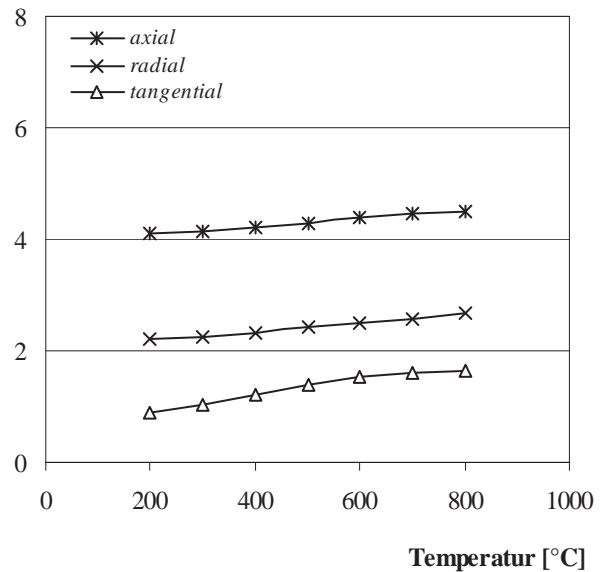


Abbildung 6-27: Vergleich der thermischen Ausdehnungskoeffizienten aller Werkstoffvarianten (links) und Richtungsabhängigkeit am Beispiel der Tragkörpervariante BSR-TK3.

Insgesamt zeigen die Messungen die erwartete Abhängigkeit von der Phasenzusammensetzung, der Faserlänge und der Orientierung der Kohlenstofffasern.

6.2.4 Oxidationsverhalten

Die Untersuchungen zum Oxidationsverhalten zeigen, dass bei 500°C ein geringer Gewichtsverlust nach der sechsständigen Auslagerung bei allen Werkstoffvarianten zu verzeichnen ist (Abbildung 6-28, links oben). Den Maximalwert nach 6 Stunden erreicht die Referenzvariante BSR-TK1 mit ca. 1,3% Gewichtsverlust. BSR-TK2 zeigt mit 0,2% die geringste Gewichtsänderung.

Bei einer Auslagerungstemperatur von 700°C konnte bei allen Werkstoffvarianten ein deutlich erhöhter Gewichtsverlust festgestellt werden (Abbildung 6-28, rechts oben). Dabei zeigt wiederum die Referenzvariante BSR-TK1 den höchsten Wert. Die Gewichtsänderung von BSR-TK3 verläuft im Vergleich etwas flacher. Eine signifikant höhere Oxidationsbeständigkeit besitzt die Werkstoffvariante BSR-TK2. Ihr oxidativer Gewichtsverlust beträgt nach sechs Stunden nur 9% im Vergleich zu ca. 27% bzw. 23% für die Werkstoffvarianten BSR-TK1 bzw. BSR-TK3 mit längeren C-Fasern.

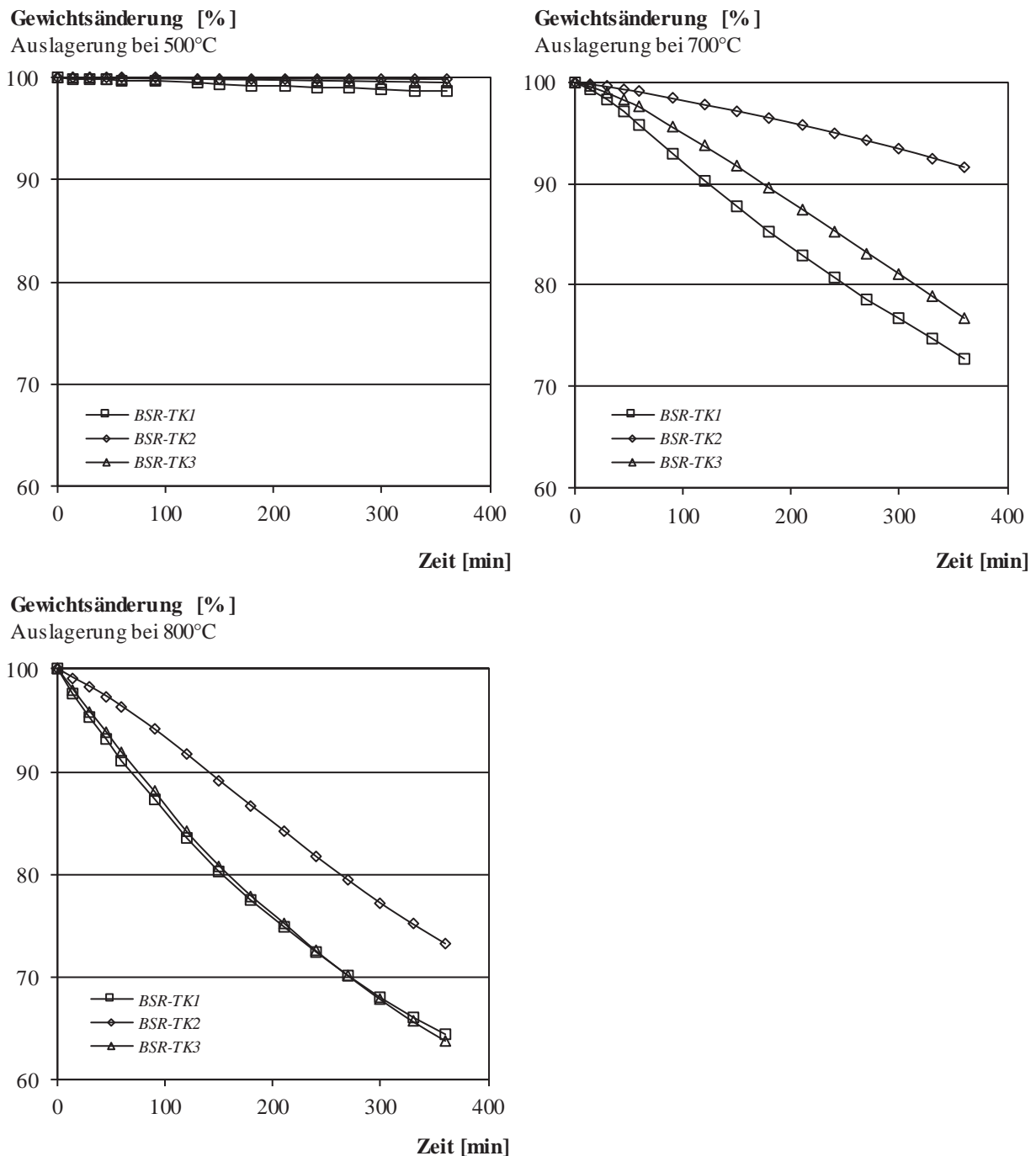


Abbildung 6-28: Oxidationsverhalten der untersuchten Tragkörperwerkstoffe bei 500°C (links, oben), 700°C (rechts, oben) und 800°C (links, unten).

Im Vergleich zur Auslagerung bei 700°C nimmt die Oxidationsgeschwindigkeit bei 800°C nochmals deutlich zu (Abbildung 6-28, links unten). Die Varianten BSR-TK1 und BSR-TK3 zeigen am Versuchsende einen Gewichtsverlust von etwa 36%. Ihr Verlauf ist nahezu deckungsgleich. Aufgrund des bestimmten Kohlenstoffgehalts dieser Varianten von ca. 42% sinkt die Oxidationsgeschwindigkeit mit zunehmender Auslagerungsdauer.

Auffällig ist, dass trotz vergleichbarem Kohlenstoffgehalt aller Tragkörpervarianten, BSR-TK2 eine deutlich höhere Oxidationsbeständigkeit aufweist. Dies wird auf die kürzere Faser-



länge dieser Variante zurückgeführt. Die Oxidation entlang der Fasern wird durch die Vielzahl an Matrixbereichen gebremst. Bei den Varianten mit längeren Fasern muss folglich die Oxidation in Faserlängsrichtung deutlich schneller voranschreiten. Um diese Hypothese zu erhärten, wurden exemplarische Untersuchungen zur Ermittlung der Eindringtiefe der Oxidation mittels Rasterelektronenmikroskopie durchgeführt. Dabei wurden oxidierte Proben (800°C, 6h) mittig in radialer und tangentialer Richtung getrennt und der Oxidationsfortschritt mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) auch in axialer Richtung im Querschnitt untersucht.

Oxidierte Bereiche erscheinen bei dieser Untersuchungsmethode „porös“, während der nicht oxidierte Kern der Probe eine „dichte“ Struktur aufweist. Typische Oxidationsspuren sind nadelförmig ausgebildete Kohlenstofffaserfilamente bzw. hülsenförmige Matrixbereiche ehemals umschlossener Einzelfilamente (Abbildung 6-29).

Variante BSR-TK2

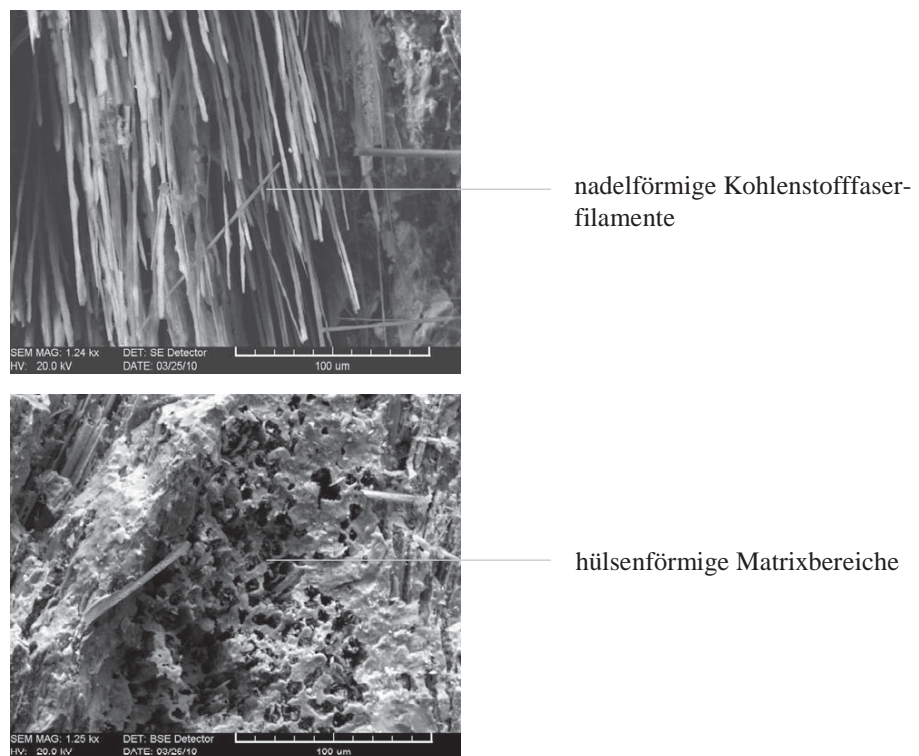


Abbildung 6-29: Oxidationsspuren im Werkstoffgefüge am Beispiel der Variante BSR-TK2 mit nadelförmig ausgebildeten Kohlenstofffaserfilamenten (oben) und hülsenförmige Matrixbereiche ehemals umschlossener Filamente (unten).

Allgemein betrachtet konnte festgestellt werden, dass die Oxidation in axialer Richtung deutlich langsamer voranschreitet als in tangentialer und radialer Richtung. Dies ist darauf zurückzuführen, dass in axialer Richtung sich Faser- und Matrixbereiche abwechseln und dieser Aufbau die Oxidationsgeschwindigkeit verringert. Dringt hingegen der Sauerstoff parallel zu den Fasern in den Probekörper ein, so kommt es zu einer beschleunigten Oxidation. Diese ist im Verhältnis zur Eindringtiefe in axialer Richtung um den Faktor 2 für die Varianten BSR-TK1 und BSR-TK3 bzw. um den Faktor 3 für die Variante BSR-TK2 höher. Insgesamt zeigt

die Variante BSR-TK2, korrelierend zu den Ergebnissen aus der gravimetrisch bestimmten Oxidationsrate, die geringste Schädigung im Gefüge.

6.3 Reibwertcharakteristik

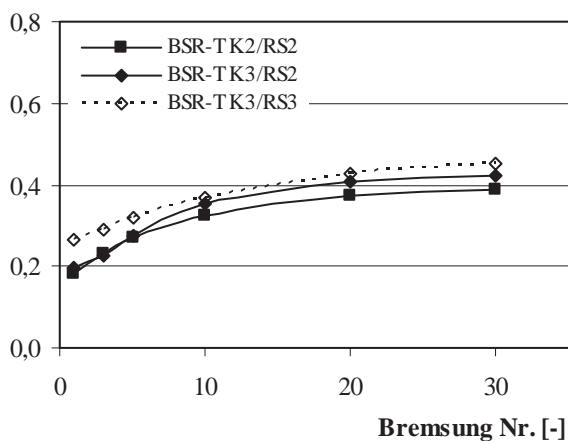
Der Einfluss der Zusammensetzung und Gefügestruktur der unterschiedlichen Varianten auf die Reibwerthöhe und –konstanz wurde nach AK-Master in Kombination mit einem organisch gebundenen, metallhaltigen Reibbelag untersucht und anhand der gemittelten Reibwerte der Einzelbremsungen bewertet (siehe Kapitel 4.5). Gewählt wurden für diese Untersuchungen die faserhaltige Reibschichtvariante BSR-RS2 und die faserarme Variante BSR-RS3. Zur Beurteilung der Auswirkungen einer höheren Wärmeleitfähigkeit des Tragkörperwerkstoffs auf die Reibwertcharakteristik im AK-Master wurden zusätzlich die Tragkörpervarianten BSR-TK2 mit höherer und die Variante BSR-TK3 mit geringerer Wärmeleitfähigkeit mit der Reibschichtvariante BSR-RS2 kombiniert. Geprüft wurde am Brems Scheibentyp 380x34-16 mit sportwagentypischen Prüfparametern (siehe Abbildung 5-2). Für die Temperaturerfassung wurden im Tragkörper an jeweils identischen Stellen 1 mm unter der Oberfläche Thermoelemente appliziert.

6.3.1 Einlaufverhalten

Das Einlaufverhalten aller Kombinationen ist geprägt durch einen zunehmenden mittleren Reibwert der aufeinanderfolgenden Einzelbremsungen (Abbildung 6-30, links). Grundsätzliche Unterschiede der verschiedenen Varianten sind nicht zu beobachten.

Reibwert [-]

Block 1: Kennwert 30 bar; 80→30 km/h



Reibwert [-]

Block 3: Kennwert 30 bar; 80→30 km/h

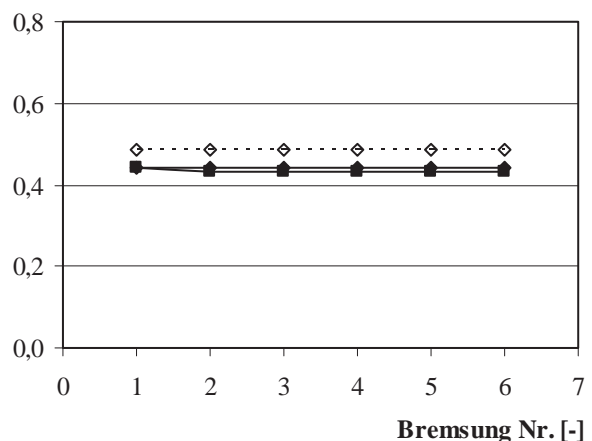


Abbildung 6-30: Reibwertverhalten bei neuer Brems Scheiben/Reibbelag-Kombination (links) und im eingelaufenen Zustand (rechts).

Die faserarme Reibschichtvariante BSR-RS3 zeigt gegenüber den Varianten mit faserhaltiger Reibschicht BSR-RS2 ein leicht erhöhtes Reibwertniveau, gut zu erkennen im eingelaufenen Zustand (Abbildung 6-30, rechts). Ein Einfluss des Tragkörpers, insbesondere wegen der unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeit der Varianten, ist nicht sichtbar. Aufgrund des geringen



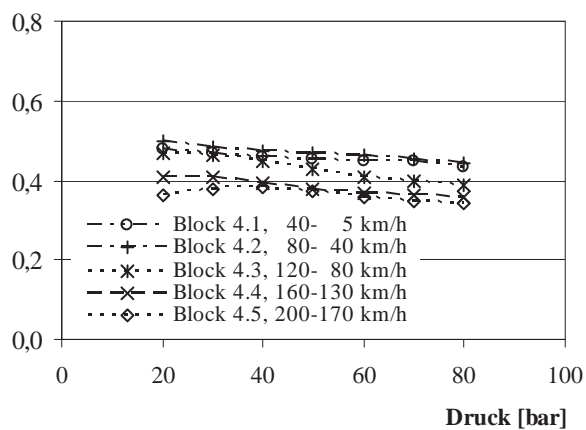
Temperaturniveaus um 150°C am Ende der Bremsungen des Kennwertprogramms ist dies auch nicht zu erwarten.

6.3.2 Druckabhängigkeit

Die Druckabhängigkeit des mittleren Reibwerts ist exemplarisch für die Kombination BSR-TK3/RS3 dargestellt (Abbildung 6-31, links). Mit zunehmendem Bremsdruck ist, unabhängig von der Anfangsgeschwindigkeit, ein Absinken des Reibwerts zu beobachten. Während bei Anfangsgeschwindigkeiten bis ca. 80 km/h sich die Reibwerthöhe bei vergleichbarem Bremsdruck nur geringfügig ändert, ist bei höheren Anfangsgeschwindigkeiten ab 160 km/h auch beim geringen Druckniveau von 20 bar ein niedrigeres Reibwertniveau zu beobachten.

Reibwert [-]

Blöcke 4.X: Druckreihen; BSR-TK3/RS3



Reibwert [-]

Block 4.5: Druckreihe; 200→170 km/h

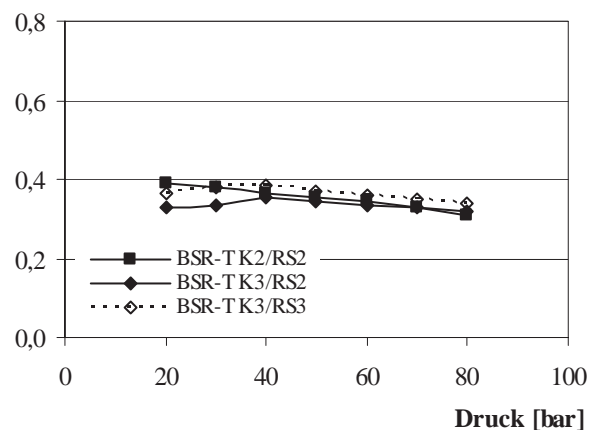


Abbildung 6-31: Druckabhängigkeit des Reibwerts der Kombination BSR-TK3/RS3 (links) und Vergleich der Varianten in der Druckreihe 4.5 (rechts).

Im Vergleich der geprüften Varianten zeigt sich in allen Druckreihen (Block 4.1 bis 4.5), wie bereits im Kennungsprogramm beobachtet, ein leicht höheres Reibwertniveau von BSR-RS3. Mit zunehmender Anfangsgeschwindigkeit nähern sich die Werte einander zunehmend an. In der Druckreihe 4.5 sind nur noch geringfügige Unterschiede erkennbar (Abbildung 6-31, rechts).

6.3.3 Temperaturabhängigkeit

Die Betrachtung der AK-Master Blöcke 12.1 und 12.2 zeigt die Temperaturabhängigkeit des Reibwerts bei steigender und bei einer konstanten Anfangstemperatur von 500°C vor Bremsbeginn (Abbildung 6-32).

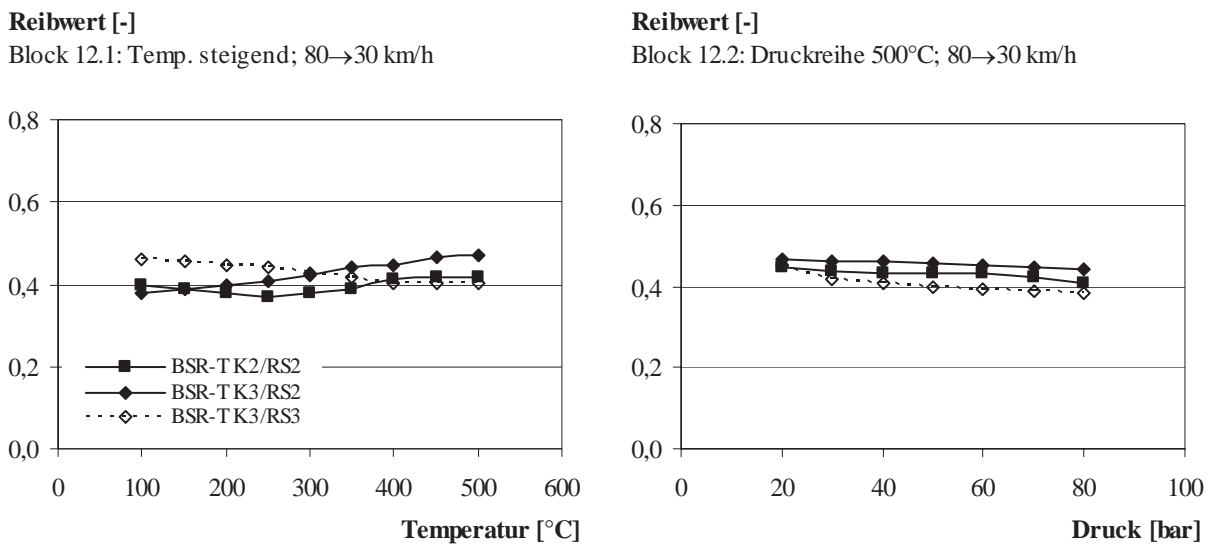


Abbildung 6-32: Temperaturabhängigkeit des Reibwerts mit steigender Temperatur (links) und bei einer Anfangstemperatur von 500°C (rechts).

Bei ansteigender Temperatur im Block 12.1 zeigt sich eine Abnahme des mittleren Reibwerts der Kombination BSR-TK3/RS3. BSR-TK2/RS2 und BSR-TK3/RS2 zeigen hingegen einen ansteigenden Reibwert im Prüfblock 12.1. Während die Kombination BSR-TK3/RS2 einen stetig zunehmenden Reibwert aufweist, sinkt der Reibwert von BSR-TK2/RS2 zunächst ab 200°C leicht ab, erholt sich aber im weiteren Verlauf.

Eine Erklärung für dieses Verhalten liegt möglicherweise im Temperaturverhalten. Die Kombination BSR-TK2/RS2 zeigt über die gesamte AK-Master-Prüfung eine höhere Temperaturspreizung, gleichbedeutend mit höheren Temperaturen und niedrigeren Reibwerten am Ende der Bremsungen. Im stationären Zustand, bei einer Anfangstemperatur der Bremscheiben von 500°C, zeigt die Reibschicht BSR-RS2 ein etwas höheres Reibwertniveau als die Variante BSR-RS3.

6.3.4 Modellvorstellung zur Reibwertcharakteristik

Das beobachtete Reibwertverhalten in Kombination mit dem ausgewählten organisch gebundenen, metallhaltigen Reibbelag zeigt, dass bei geringen Energieeinträgen und niedriger Temperatur die Reibschichtvariante BSR-RS3 mit hohem Keramikanteil höhere mittlere Reibwerte aufweist als die faserhaltige Werkstoffvariante BSR-RS2. Mit zunehmender Temperatur und höherem Energieeintrag nimmt der Reibwert der Variante BSR-RS3 ab, während bei BSR-RS2 eine Erhöhung beobachtbar ist.

Ähnliche Beobachtungen wurden auch bei der Verwendung artgleicher Reibbeläge beschrieben [83, 64, 234, 235]. Mit zunehmender Flächenpressung, d. h. mit zunehmendem Bremsdruck, und hoher Anfangsgeschwindigkeit sinkt der Reibwert bis zu einem für die Kombination Bremscheibe/Reibbelag typischen Grenzwert ab, vergleichbar mit dem in Abbildung 6-31 dargestellten Verhalten. Dabei zeigt SiC vor allem im Niedrigenergiebereich



ein hohes und konstantes Reibwertverhalten. Im Hochenergiebereich zeigt SiC hingegen einen verminderten Reibwert.

6.4 Verschleißverhalten

Zur Analyse und Bewertung des Verschleißverhaltens der Bremsscheibenvarianten wurden Wiederholbremsungen, bestehend aus Fadingzyklen mit jeweils 25 aufeinanderfolgenden Einzelbremsungen, mit einer konstanten Verzögerung von 0,6 und 0,8 g durchgeführt (siehe Kapitel 4.5). Als Verschleißmessgrößen wurden der Dickenverschleiß und der Gewichtsverlust der Bremsscheibenringe und der Reibbelagverschleiß nach jeweils 10 Fadingzyklen gemessen.

Nachfolgend wird der Einfluss des Reibschichtwerkstoffs auf das Verschleißverhalten analysiert. Resultierend aus den Untersuchungen wird abschließend ein Verschleißmodell vorgestellt.

6.4.1 Faserhaltige Reibschichtvariante

Die Versuche zur Analyse des Verschleißverhaltens von Bremsscheibenringen mit der faserhaltigen Reibschichtvariante BSR-RS2 wurden mit der Bremsscheibendimension 380x34-16 und sportwagentypischen Prüfstandseinstellungen durchgeführt.

Bei der Betrachtung der Versuchsergebnisse, dargestellt in Abbildung 6-33, zeigt sich, dass mit zunehmender Verzögerung von 0,6 auf 0,8 g der Gewichtsverlust und der Dickenverschleiß der Bremsscheibenringe steigt. Als mögliche Ursachen hierfür sind die mit zunehmender Verzögerung ansteigende Druckbelastung und die Beharrungstemperaturen von 650°C beim 0,6 g-Fading bzw. 720°C bei einer Verzögerung von 0,8 g zu nennen. Der Temperatureinfluss zeigt sich auch durch zusätzlich durchgeführte Wiederholbremsungen mit verkürzter Zykluszeit zur Erhöhung der Beharrungstemperatur um 50 K auf ca. 770°C (Bezeichnung 0,8 g+).

Der Gewichtsverlust aller Bremsscheibenringe zeigt einen polynomisch ansteigenden Verlauf. Aufgrund der Beharrungstemperaturen im Fading deutlich über der Oxidationstemperatur des Kohlenstoffs und eines messbaren Dickenverschleißes setzt sich dieser aus einem oxidativen und abrasiven Anteil zusammen. Während sich der oxidative Anteil aus der Reibschicht- und Tragkörperoxidation zusammensetzt, ist der abrasive Anteil ausschließlich auf den Reibschichtverschleiß zurückzuführen. Beim Vergleich der Steigungen von Gewichtsverlust und Dickenverschleiß bestätigt die jeweils höhere Steigung des Gewichtsverlusts den zunehmenden oxidativen Einfluss. Aufgrund des deutlich höheren Kohlenstoffgehalts der Tragkörpervarianten und der für die Oxidation ungünstigeren Faserbündelgeometrie wird der oxidative Gewichtsverlust vom Tragkörper dominiert. Dies bestätigt auch der höhere Gewichtsverlust der Variante mit dem Tragkörper BSR-TK3 gegenüber dem der oxidationsstabileren Variante BSR-TK2.

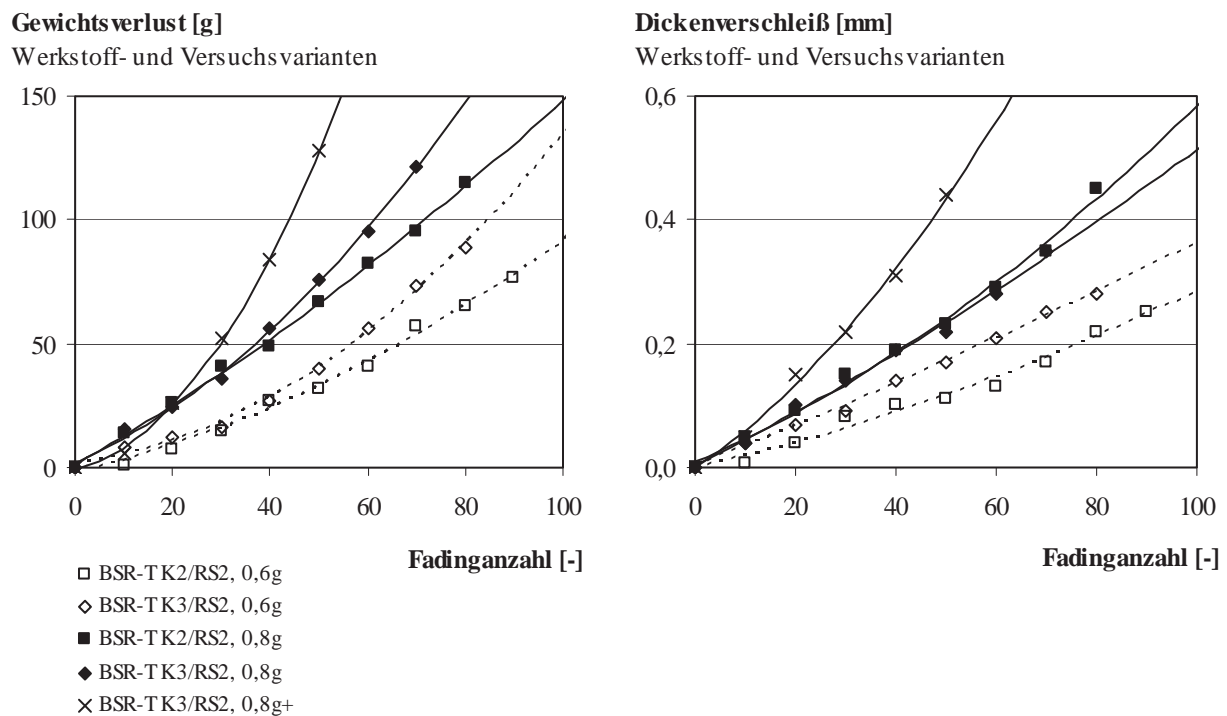


Abbildung 6-33: Gewichtsverlust (links) und Dickenverschleiß (rechts) verschiedener Tragkörpervarianten in Kombination mit der faserhaltigen Reibschichtvariante BSR-RS2 im Fading.

Bei der optischen Betrachtung der Reibflächen fällt auf, dass belastungsabhängig nach einer geringen Anzahl an Fadingzyklen ein kompakter, leicht glänzender Auftrag auf den Reibflächen zu erkennen ist. Während bei im 0,6 g-Fading eine weitgehend glatte Oberfläche nach Versuchsende beobachtbar ist, zeigt sich bei höherer Belastung im 0,8 g-Fading ein verstärkter Auftrag mit einer in radialer Richtung ausgeprägten, leicht welligen Oberflächenstruktur.

Die Analyse des Auftrags mittels REM bzw. mit zusätzlicher EDX-Analyse (Energie-dispersive Röntgenspektroskopie) ergab, dass sich reibbelagtypische Verschleißpartikel des organisch gebundenen, metallhaltigen Reibelags (Fe, Zn, Sn, Cu, ...) bzw. deren Metalloxide auf den Reibflächen ablagern (Abbildung 6-34).

Die Struktur der Ablagerungen gleicht im 0,6 g-Fading in ihrer geometrischen Form der Geometrie der in dieser Reibschichtvariante BSR-RS2 vorhandenen Kohlenstofffaserbündel. In den Matrixbereichen sind dagegen nur geringe Ablagerungen erkennbar. Dies führt zur Schlussfolgerung, dass sich Verschleißpartikel bevorzugt im Bereich der Faserbündel ablagern.

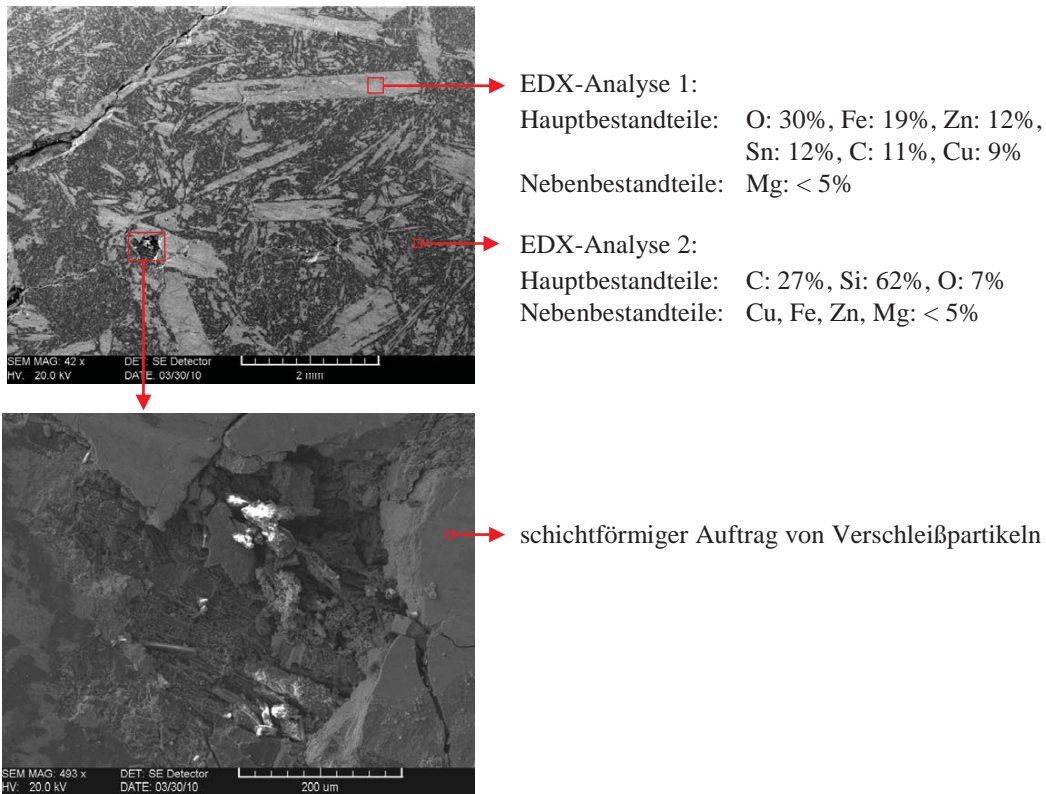


Abbildung 6-34: Reibflächenanalyse der Reibschichtvariante BSR-RS2. Übersichtsaufnahme (oben) und Vergrößerung des schichtförmigen Auftrags von Verschleißpartikeln (unten).

Insgesamt zeigt sich, dass die in der Reibschicht vorhandenen Faserbündel das Verschleißverhalten bestimmen. Beginnend mit dem Verschleiß der Faserbündel durch Abrasion und Oxidation nimmt die Scheibenrauheit mit zunehmender Fadinganzahl zu und erhöht dadurch auch den Reibbelagverschleiß (Abbildung 6-35).

Reibbelagverschleiß [g]

Werkstoff- und Versuchsvarianten

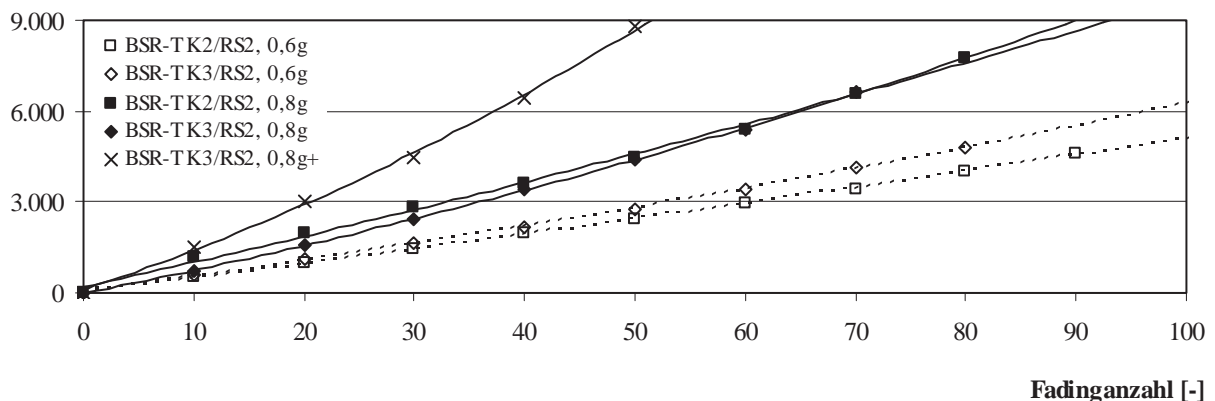


Abbildung 6-35: Reibbelagverschleiß verschiedener Tragkörpervarianten in Kombination mit der faserhaltigen Reibschichtvariante BSR-RS2 im Fading.

Dieser zeigt ein zum Brems Scheibenverschleiß vergleichbares Verhalten. Mit zunehmender Verzögerung und Temperatur steigt auch hier der Verschleiß polynomisch an. Dieser Anstieg weist indirekt auf eine zunehmende Rauheit der Reibflächen hin.

Zum Nachweis wurden zusätzliche Versuche mit einer deutlich verschleißbeständigeren Reibbelagvariante durchgeführt. Bedingt durch einen hohen Gehalt an Abrasivstoffen und geringerem Metallanteil wurde bei diesen Versuchen kein die Rauheit überdeckender Auftrag von Verschleißpartikeln im Fading beobachtet.

Die Aufnahmen der Oberflächentopografie mittels Streifenlichtprojektion bestätigen die vermutete zunehmende Rauheitsentwicklung mit steigender Fadinganzahl (Abbildung 6-36).

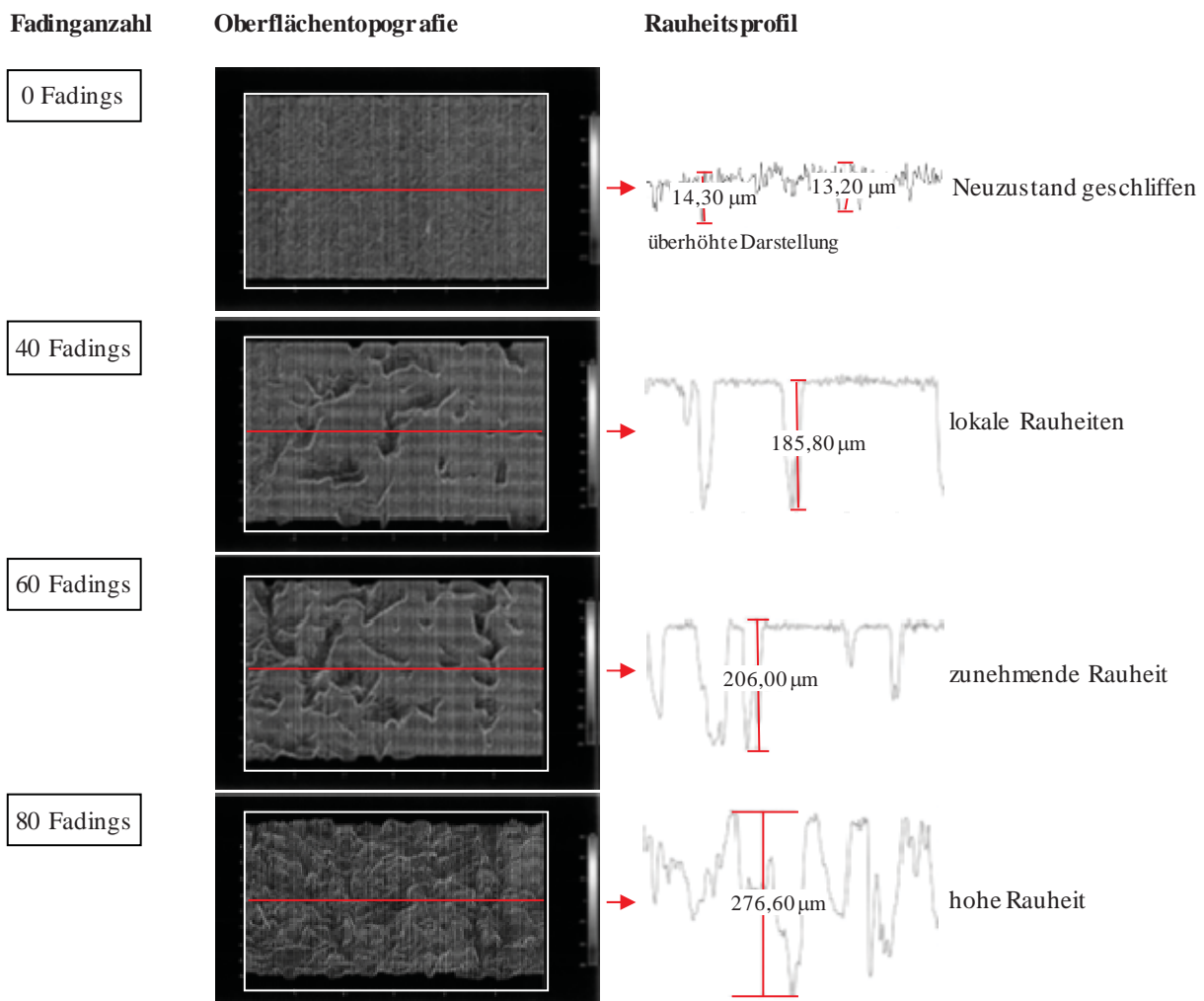


Abbildung 6-36: Rauheitsentwicklung der faserhaltigen Reibschichtvariante BSR-RS2 in Kombination mit einem stark abrasiven Reibbelag im Fading.



6.4.2 Faserarme Reibschichtvariante

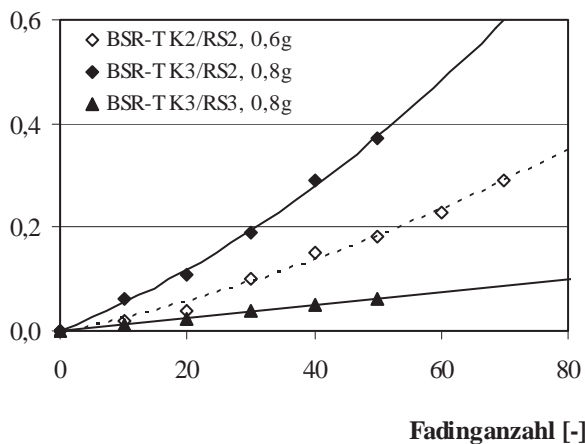
Für die Beurteilung des Verschleißverhaltens der faserarmen Reibschichtvariante BSR-RS3 wurde eine weitere Versuchsreihe mit der Brems Scheibendimension 410x38-16 und SUV spezifischen Prüfstandseinstellungen durchgeführt. Um der höheren Abrasionsbeständigkeit dieser Reibschichtvariante Rechnung zu tragen, wurde zusätzlich eine verschleißfestere Reibbelagvariante gewählt.

Die Ergebnisse in Abbildung 6-37 zeigen, dass die faserarme Reibschichtvariante BSR-RS3 einen deutlich geringeren Verschleiß als die faserhaltige Variante BSR-RS2 aufweist. Der nahezu lineare Verlauf des Dickenverschleißes der Variante BSR-RS3 deutet auf eine geringe Rauheit der Reibflächen aus überwiegend Si und SiC hin. Dies wird ebenfalls durch den linearen Verlauf des Reibbelagverschleißes bestätigt. Im Vergleich hierzu zeigt die Variante BSR-RS2 selbst bei geringerer mechanischer und thermischer Belastung im 0,6 g-Fading einen deutlich höheren Verschleiß und einen polynomischen Anstieg der Verschleißwerte.

Insgesamt bestätigt auch die optische Untersuchung der Reibschichten, dass keine Rauheitszunahme im Fadingversuch festzustellen ist.

Dickenverschleiß [mm]

Werkstoff- und Versuchsvarianten



Belagsverschleiß [g]

Werkstoff- und Versuchsvarianten

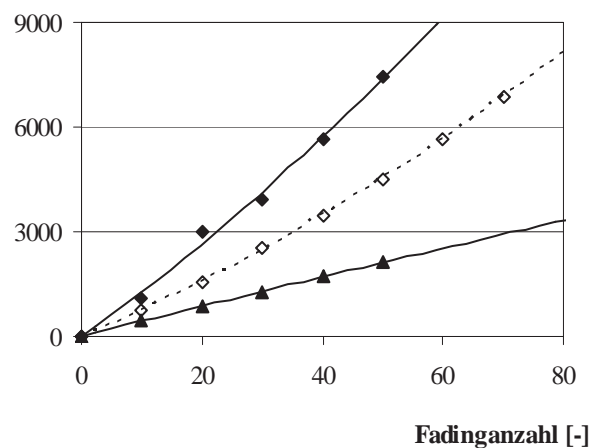


Abbildung 6-37: Dickenverschleiß (links) und Reibbelagverschleiß (rechts) der faserarmen Reibschichtvariante BSR-RS3 im Vergleich zur faserhaltigen Variante BSR-RS2.

6.4.3 Verschleißmodell

Aus den Ergebnissen der Untersuchungen und unter Berücksichtigung der in der Literatur beschriebenen Verschleißerscheinungsformen bzw. –mechanismen [105, 109, 103, 236, 237, 238, 239, 240, 241, 242, 243], lässt sich eine Modellvorstellung zum Verschleißverhalten der untersuchten Reibschichtvarianten ableiten (Abbildung 6-38).

Ausgangspunkt sind die Reibflächen im geschliffenen Neuzustand mit einer geringen herstellungsabhängigen Rauheit (Abbildung 6-38, I.).

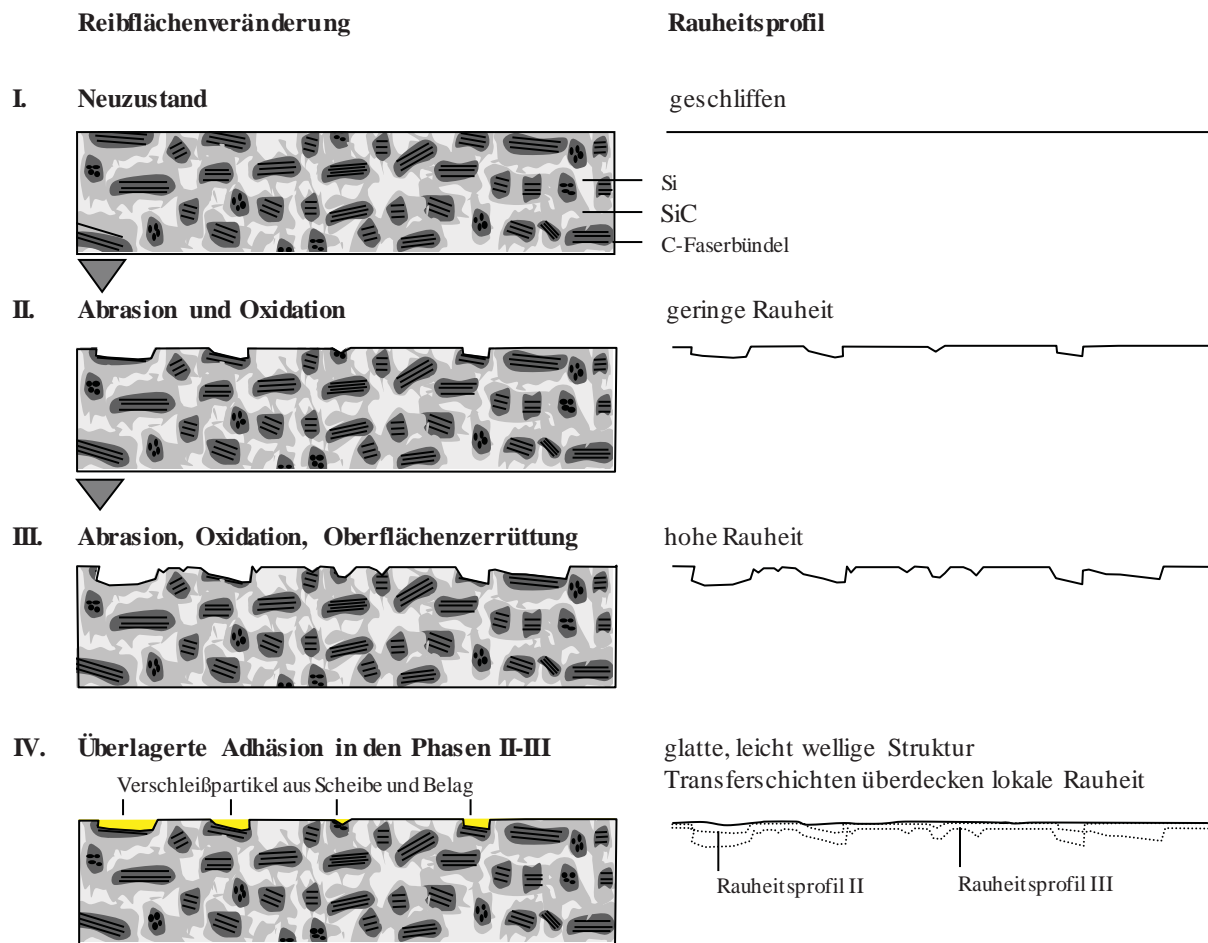


Abbildung 6-38: Modellvorstellung zum Verschleißverhalten von faserhaltigen Reibschichten im tribologischen Kontakt mit organisch gebundenen, metallhaltigen Reibbelägen.

Bei den ersten Bremsungen werden zunächst die Spitzenbereiche des Reibbelags und der Reibschichten geglättet (Einlaufvorgang). Im weiteren tribologischen Kontakt dringen die im Reibbelag enthaltenen Abrasivstoffe in die weicheren Bereiche freiliegender Kohlenstofffaserbündel ein und führen lokal zum Furchen bzw. Heraustrennen einzelner Faserfilamente oder auch ganzer Faserbündel (Abbildung 6-38, II.).

Die entstehenden Verschleißpartikel der Reibschicht und des Reibbelags werden nach ihrem Entstehen im Reibkontakt kompaktiert und lagern sich bevorzugt im Faserbündelbereich oder in muldenförmigen Vertiefungen von herausgelösten Faserbündeln ab (Abbildung 6-38, IV.). Dies wird zusätzlich begünstigt durch die geringere Druckfestigkeit der Kohlenstofffaserbündel bzw. deren Oxidationsanfälligkeit. Bedingt durch hohe Bremsscheibentemperaturen und dem Erweichen der organisch gebundenen Reibbelagmatrix entstehen vermehrt Verschleißpartikel, die bei entsprechenden Versuchsbedingungen einen geschlossenen Auftrag auf der Reibfläche hervorrufen können. Dieser Auftrag wird entsprechend der Belastungshöhe im Bremsvorgang auf- bzw. abgebaut (Transferschichten). Adhäsiver Verschleiß durch



Mikroverschweißungen von Reibbelag und Reibfläche wird durch den Metallanteil im Reibbelag und durch die Bildung der Transferschichten begünstigt.

Durch weiterführende Oxidation wird das Herauslösen von Kohlenstoffanteilen aus der Reibschicht begünstigt und führt zunehmend, bei zeitgleich ablaufender Zerrüttung der spröderen Matrixbereiche bzw. Abrasion, zu einer Erhöhung der Rauheit (Abbildung 6-38, III.). Die zunehmende Scheibenrauheit führt wiederum, wegen der Zunahme von Scherkanten, zu einem erhöhten Reibbelagverschleiß.

Mit zunehmender Laufleistung zeigt sich durch Zerrüttung der Reibflächen ein deutlicher Anstieg der Verschleißwerte von Reibschicht und Reibbelag, was in der Folge zum Verlust größerer Materialbereiche und zu einer auch deutlich sichtbaren Scheibenrauheit führt (Abbildung 6-39).

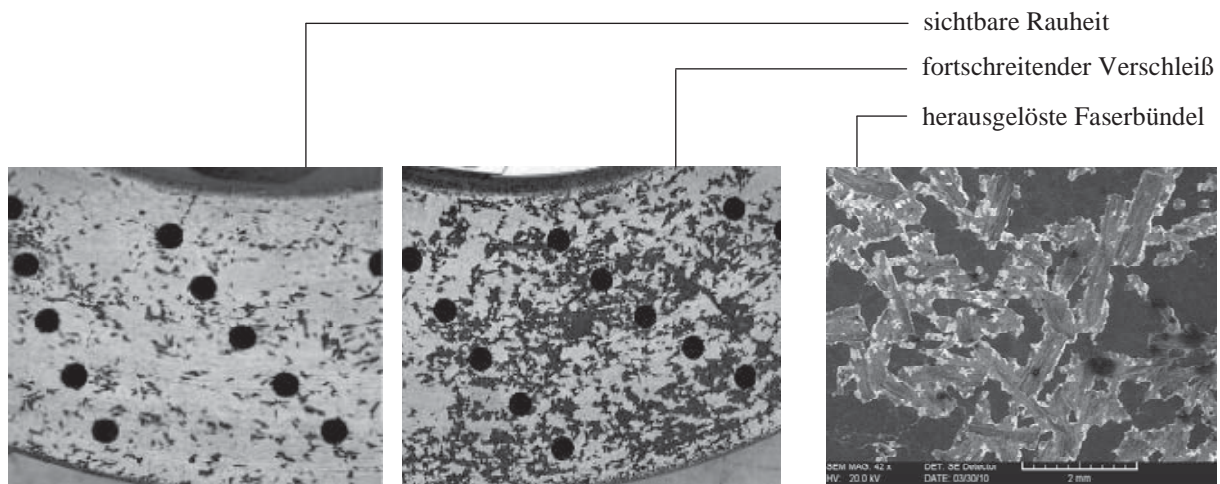


Abbildung 6-39: Rauheit der Reibfläche der faserhaltigen Referenzvariante BSR-RS1 (links, Mitte) und Detailaufnahme von muldenförmigen Vertiefungen bedingt durch herausgelöste Faserbündel.

Die Verschleißbeständigkeit der Reibschichten ist somit stark abhängig vom Kohlenstoffanteil und der Geometrie der Faserbündel. Hohe C-Gehalte und dicke, breite bzw. lange, an der Oberfläche liegende, Faserbündel sind dabei verschleißtechnisch ungünstig. Faserbündel mit geringer Dicke, Breite bzw. Länge oder faserarme Reibschichten führen folglich zu geringeren Verschleißwerten der Reibschichten, als auch der verwendeten Reibbeläge.

Beeinflusst wird das Verschleißverhalten durch die fahrzeugspezifische Belastungshöhe bzw. das Beanspruchungskollektiv. Bei kombinierter hoher Druck- und Temperaturbelastung, wie dies im Rundstreckenbetrieb auftreten kann, ist der Verschleiß deutlich ausgeprägter als im Straßenbetrieb bei signifikant niedrigerer Belastung.

Wie bekannt [17, 107, 244, 245, 246] und in den Auswertungen gezeigt, hat auch die spezifische Zusammensetzung des Reibbelags einen wesentlichen Einfluss auf das Verschleißverhalten.



6.5 Bauteilfestigkeit Bremsscheibenring

Die Untersuchungen zur Bauteilfestigkeit konzentrieren sich zunächst auf grundlegende und konstruktive Einflussfaktoren im Neuzustand. Neben der Schleuderberstprüfung zur Ermittlung der Bremsscheibenfestigkeit (siehe Kapitel 4.4.1) werden unterstützend Finite-Elemente-Analysen zur Bewertung der Konzeptvarianten herangezogen. Aufgrund der mechanischen und thermischen Belastung beim Bremsen, wird nachfolgend auch die Festigkeit der Bremsscheibenringe nach einer bremsenspezifischen Hochbelastung analysiert.

6.5.1 Festigkeit im Neuzustand

Zur Untersuchung der Festigkeit im Neuzustand wurde zunächst das Versagensverhalten der Referenzvariante BSR-B1 (siehe Abbildung 5-4) mit Hilfe einer im Schleuderberstprüfstand integrierten Kamera untersucht. Durch eine kontinuierliche Drehzahlerhöhung wurde dabei die Bremsscheibe einer bis zum Bruch stetig ansteigenden Fliehkraftbelastung unterzogen. Mittels eines speziellen Auslösemechanismus wurde kurz vor dem Totalversagen der Bruchverlauf des Bremsscheibenrings aufgenommen.

Die Übersichtsaufnahme zeigt drei ausgeprägte Risse (Abbildung 6-40, links). Am Rissverlauf Nr. 3 wird deutlich, dass beginnend vom Innendurchmesser der Bremsscheibenring reißt. Die Risse verlaufen dabei entlang der Perforationsbohrungen im Kühlkanal (Abbildung 6-40, rechts).

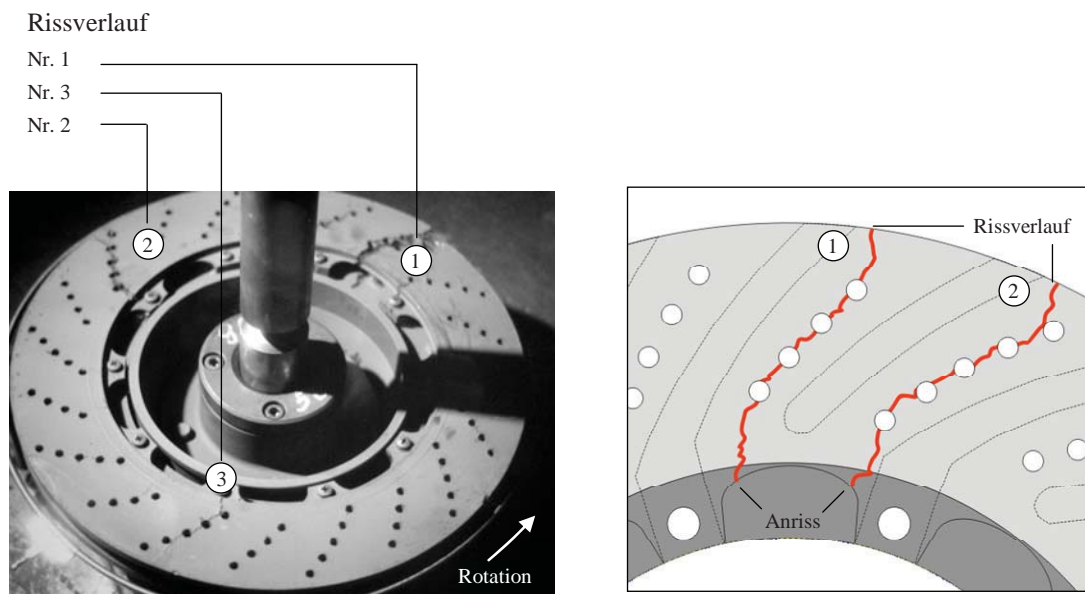


Abbildung 6-40: Bruchverhalten der Referenzvariante BSR-B1 bei der Schleuderberstprüfung (links) und schematisch dargestellte Rissverläufe beginnend vom Innendurchmesser mit Risswachstum entlang der eingebrachten Perforationsbohrungen (rechts).

Die radial verlaufenden Anrisse am Innendurchmesser bestätigen die in tangentialer Richtung wirkenden höchsten Spannungen am Innendurchmesser, wie bereits in der Konzeptentwicklung an rotierenden Scheiben berechnet (siehe Abbildung 5-14). Bei der Bauteilprüfung ist zu berücksichtigen, dass der reale Rissverlauf auch von der lokalen Faserorientierung und möglicher Bauteilinhomogenitäten, speziell im Bereich des Innendurchmessers, abhängig ist.



So wird beispielsweise ein Anriss am Innendurchmesser bei einer ungünstigen radialen Faserausrichtung deutlich früher eintreten als bei tangentialer Orientierung der Kohlenstofffasern in Hauptbelastungsrichtung.

In Übereinstimmung mit den analytischen Überlegungen und den Beobachtungen der Schleuderberstprüfung zeigt die mittels FEA berechnete Spannungsverteilung der Referenzvariante BSR-B1 in der Dimension 350x34-16 wiederum die höchsten Spannungen am Innendurchmesser (Abbildung 6-41). Konstruktiv bedingt durch die unsymmetrische Gestaltung der Innenkontur der Topf- bzw. Topfgegenseite (siehe Abbildung 5-4, BSR-B1), zeigt sich die höchstbelastete Stelle am Innendurchmesser der Topfgegenseite.

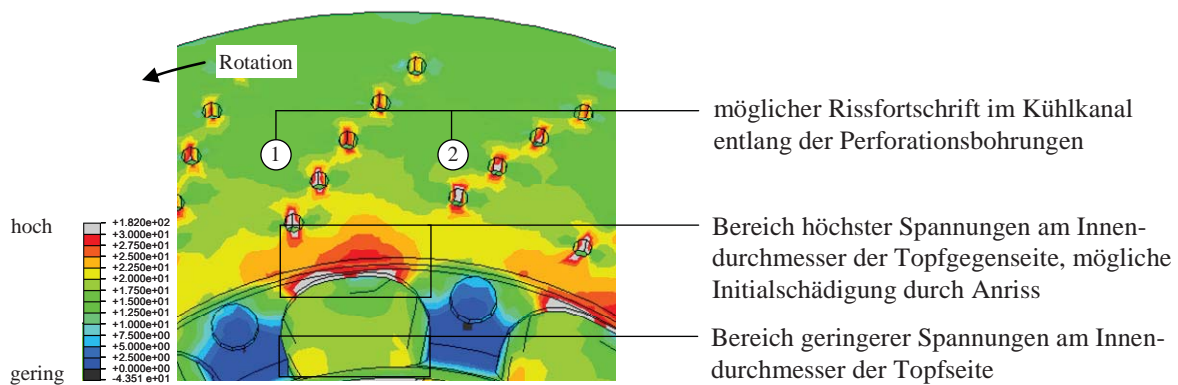


Abbildung 6-41: Spannungsverteilung der Referenzvariante BSR-B1 bei Rotation des Brems Scheibenrings mit konstanter Drehzahl.

Abgeleitet aus diesen Analysen wird die Bedeutung der Innenkonturgeometrie und Lage der Perforationsbohrungen deutlich. Nachfolgend werden deshalb die Auswirkungen dieser konstruktiven Einflussfaktoren auf die Brems Scheibenfestigkeit anhand der Konzeptvarianten untersucht.

6.5.2 Konstruktive Einflussfaktoren

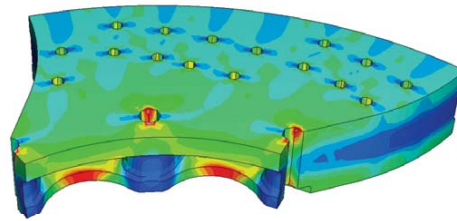
Bauweise Brems Scheibenring

Der Einfluss der Bauweise auf die Brems Scheibenfestigkeit wurde mittels FEA untersucht. Zur Vergleichbarkeit der Konzeptvarianten BSR-B2 und BSR-B3 (siehe Abbildung 5-5) mit der Referenzvariante BSR-B1 (siehe Abbildung 5-4) wurden allen Berechnungen der Brems Scheibentyp 380x34-16 zugrunde gelegt.

Die Spannungsverteilungen zeigen die erwarteten Abhängigkeiten von der Bauweise des Brems Scheibenrings (Abbildung 6-42). Die belüftungsoptimierten Varianten BSR-B1 und BSR-B2 weisen im Bereich der Öffnungen für den Kühlluft eintritt ein höheres Spannungsniveau auf als die Variante BSR-B3 mit beidseitig geschlossener Innenkontur.

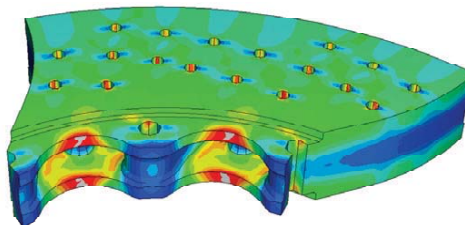
BSR-B1: Referenzvariante

- Masse: 100%

**BSR-B2: Variante „Offene Innenkontur“**

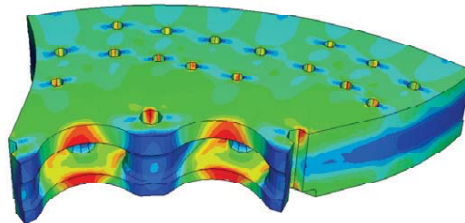
- Absatz beidseitig (4 mm)

- Masse: -4,3%

**BSR-B2: Variante „Offene Innenkontur“**

- ohne Absatz

- Masse: -2,4%

**BSR-B3: Variante „Geschlossene Innenkontur“**

- ohne Absatz

- Masse: +1,3%

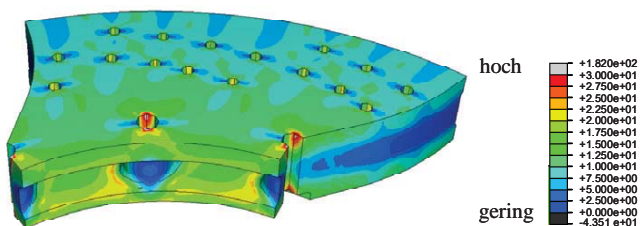


Abbildung 6-42: Spannungsverteilung der Varianten im Vergleich bei der Rotation des Bremscheibenrings mit konstanter Drehzahl (Auswertung der maximalen Spannungen siehe Abbildung 6-43).

Die Auswertung der Spannungen am Innendurchmesser aus der FEA, dargestellt in Abbildung 6-43, zeigt zum einen den Unterschied im Spannungsverlauf der Varianten und zum anderen die fahrzeugspezifische Begrenzung der maximal auftretenden Drehzahlbelastung.

Deutlich wird, dass durch einen absatzbedingten reduzierten Querschnitt am Innendurchmesser die Spannungen der Variante BSR-B2 geringfügig höher liegen als bei derselben Variante ohne Absatz. Vorteile im axialen Bauraumbedarf, beispielsweise zur Aufnahme der Verschraubung, werden daher durch ein leicht höheres Spannungsniveau erkaufte. Eine deutliche Reduzierung der maximalen Spannungen tritt bei der Variante BSR-B3 mit beidseitig geschlossener Innenkontur auf. Nachteilig wirkt sich dies auf die Bauteilmasse und Kühlluftzufuhr aus. Leichtbau und Wärmeabgabe stehen somit im Zielkonflikt mit der Festigkeit (siehe Tabelle 5-1).



Die maximal im Fahrzeugbetrieb auftretende Drehzahlbelastung, ist abhängig vom Fahrzeugtyp bzw. von der Höchstgeschwindigkeit und vom dynamischen Radhalbmesser (Abbildung 6-44). Den Berechnungen zugrunde gelegt sind die festgelegten Beispielfahrzeuge aus der Konzeptentwicklung (siehe Abbildung 5-2).

Maximale Spannung am Innendurchmesser [N/mm²]

Variantenvergleich, Spannungen ermittelt aus FEA

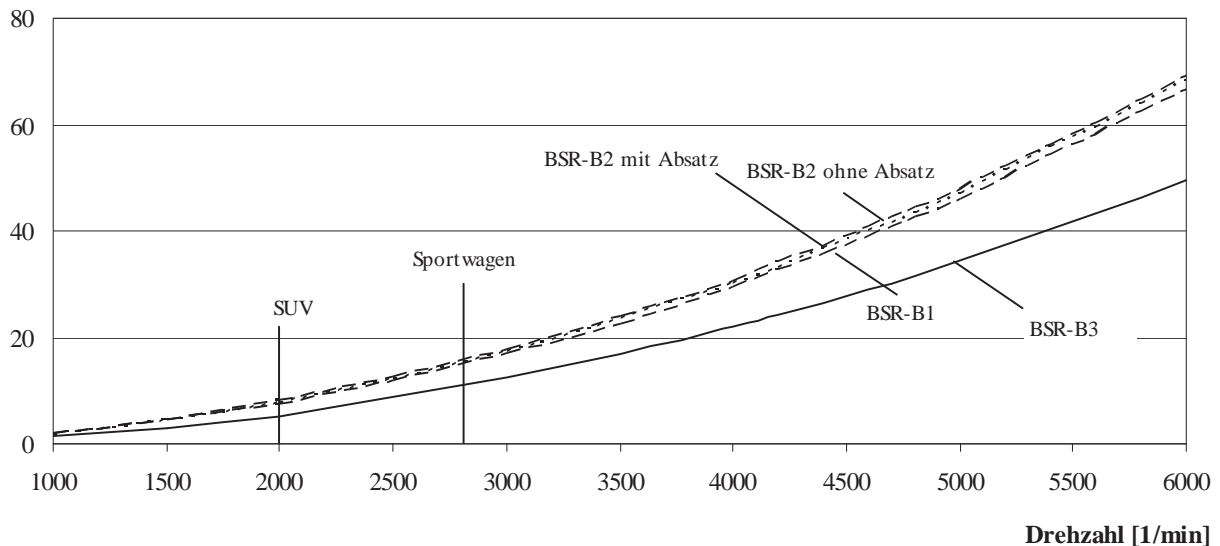


Abbildung 6-43: Verlauf der maximalen Fliehkraftspannung am Innendurchmesser der Varianten bei der Rotation des Bremsscheibenrings.

Geschwindigkeit [km/h]

Fahrzeugeinfluss

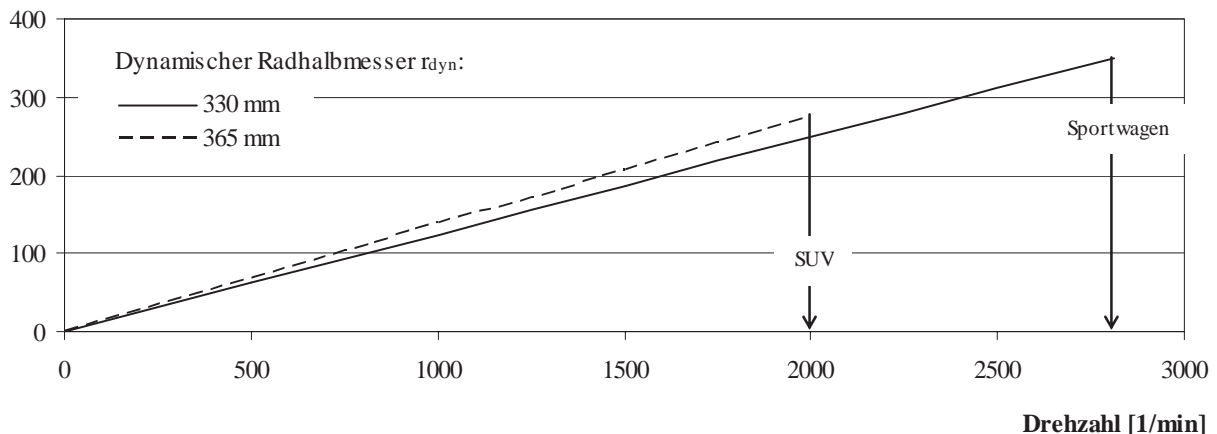


Abbildung 6-44: Abhängigkeit der Drehzahlbelastung von der fahrzeugspezifischen Höchstgeschwindigkeit und vom dynamischen Radhalbmesser.

Aufgrund der hohen Geschwindigkeit und dem im Vergleich zum SUV geringeren Radumfang, ist beim Sportwagen die Drehzahlbelastung am höchsten. Die aus der fahrzeugspezifischen Belastung resultierenden Spannungen sind beim SUV, aufgrund des quadratischen

Einflusses der Fahrzeuggeschwindigkeit bzw. Drehzahlbelastung auf die Zentrifugalkraft, im Vergleich zum Sportwagen um bis zu 50% reduziert.

Perforationsbohrungen

Aus der Betrachtung der berechneten Spannungsverteilung bei der Rotation mit konstanter Drehzahl (siehe Abbildung 6-41) wird der Einfluss der im Kühlkanal eingebrachten Perforationsbohrungen auf das Versagensverhalten des Brems scheibenrings deutlich. Neben der Größe und Anzahl der Bohrungen scheint auch die Lage bzw. der Abstand zum Innendurchmesser entscheidend für das Versagensverhalten und die Höhe der Schleuderberstdrehzahl (SBD).

Um diesen Einfluss zu analysieren, wurde das Festigkeitsverhalten der Referenzvariante BSR-B1 mit unterschiedlichem Perforationsbohrungsbild (siehe Abbildung 5-10) am Brems scheibentyp 350x34-16 untersucht.

Bei der Betrachtung der Ergebnisse in Abbildung 6-45 ist erkennbar, dass die Veränderung des Perforationsbohrungsbilds einen deutlichen Einfluss auf die SBD hat. Ausgehend von der Variante (5/5) wird durch die um 5 mm näher an den Innendurchmesser gerückte zusätzliche Perforationsbohrungsreihe der Variante (6/5) die SBD um ca. 130 1/min abgesenkt. Eine Verringerung der Anzahl der Bohrungen und damit auch eine Vergrößerung des Abstands vom Innendurchmesser um 15 mm führt bei der Variante (4/3) gegenüber der Variante (5/5) zu einer Erhöhung der SBD um ca. 300 1/min.

Schleuderberstdrehzahl im Neuzustand [1/min]

Variation Perforationsbohrungsbild, Referenzvariante BSR-B1, 350x34-16

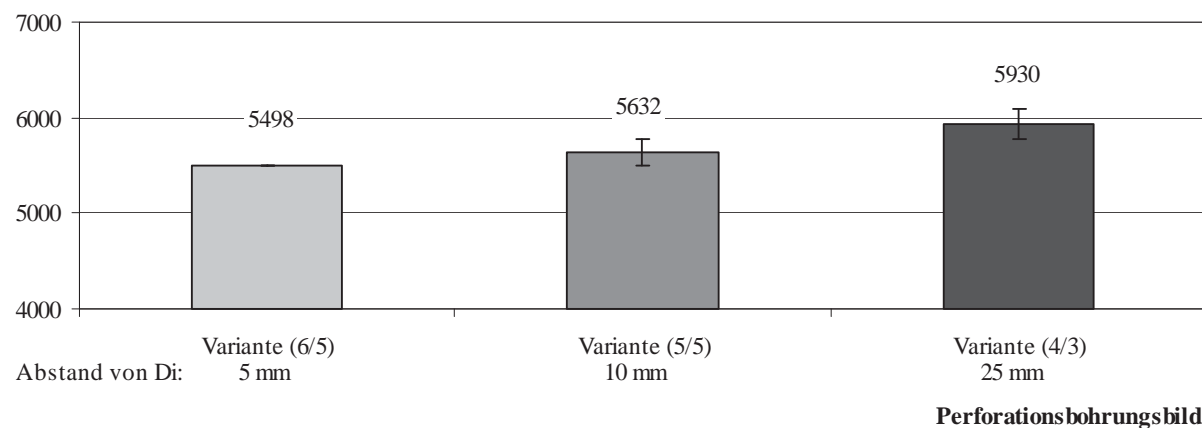


Abbildung 6-45: Vergleich der Schleuderberstdrehzahlen der Referenzvariante BSR-B1 im Neuzustand mit unterschiedlichem Perforationsbild (siehe Abbildung 5-10).

Aufgrund der berechneten Spannungsverteilung ist davon auszugehen, dass für ein Versagen und damit auch für die Höhe der Schleuderberstdrehzahl der Abstand der zum Innendurchmesser am nächsten liegenden Perforationsbohrung entscheidend ist.



6.5.3 Festigkeit nach bremsenspezifischer Belastung

Nachfolgend werden die wesentlichen Einflussfaktoren auf die Bremsscheibenfestigkeit aus kombinierter mechanischer und thermischer Belastung analysiert.

Finite-Elemente-Analyse

Beim Bremsen wirken zusätzlich zu der Fliehkraftbelastung durch Rotation Reibkräfte in tangentialer Richtung und Kräfte resultierend aus dem Wärmeeintrag. Vor den experimentellen Prüfstandsuntersuchungen wurde, analog zu den Analysen bei reiner Zentrifugalbelastung, die Spannungsverteilung der Referenzvariante BSR-B1 beim Bremsen, ohne Berücksichtigung des Wärmeeintrags, ermittelt. Den Berechnungen zugrunde gelegt wurde wiederum der in der Konzeptentwicklung festgelegte Sportwagen (siehe Abbildung 5-2).

Die Spannungsverteilung in Abbildung 6-46 zeigt, dass auch beim Bremsvorgang die mechanisch höchstbelastete Stelle am Innendurchmesser der Topfgegenseite liegt. Bedingt durch die Rotationsbewegung in Verbindung mit der Lage der ortsfesten Reibbeläge ergibt sich eine umlaufende bzw. schwelend an- und absteigende Belastung der einzelnen Bereiche.

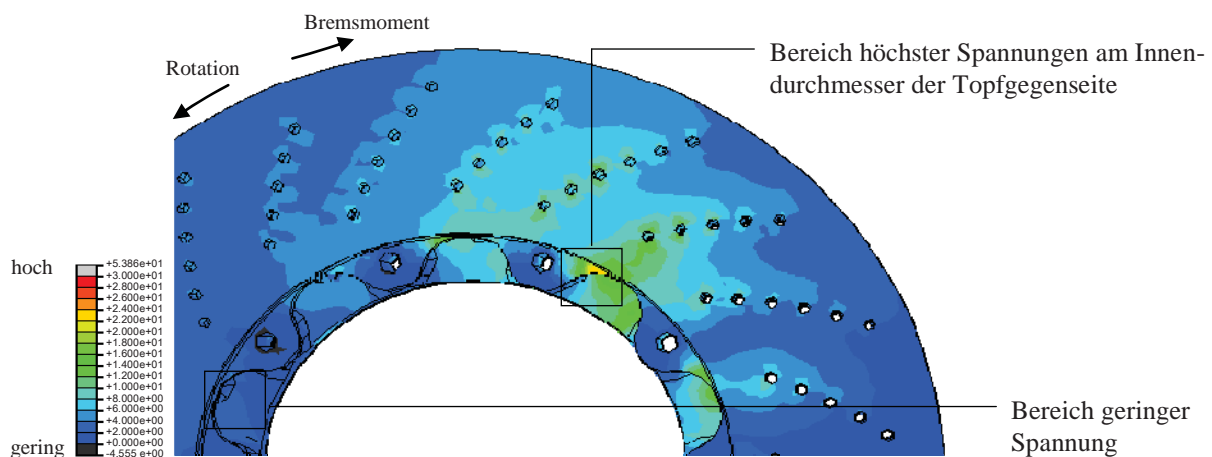


Abbildung 6-46: Spannungsverteilung der Referenzvariante BSR-B1 beim Bremsen (Berechnung ohne Berücksichtigung des Wärmeeintrags).

Deutlich wird, dass vergleichbar zur Schleuderberstprüfung, eine mögliche Schädigung des Bremsscheibenrings beim Bremsen vom Innendurchmesser ausgeht und entlang der Perforationsbohrungen die Rissausbreitung im Kühlkanal stattfindet.

Einfluss Tragkörperwerkstoff

Aufgrund der zusätzlich auftretenden Temperaturbelastung beim Bremsen, kann die Festigkeit des Bremsscheibenrings neben einer mechanischen Schädigung auch durch Oxidation insbesondere der C-Fasern abnehmen. Wesentlicher Einfluss hat der Tragkörperwerkstoff (siehe Kapitel 6.2.4).

Zur Analyse und Bewertung des Festigkeitsverhaltens wurden deshalb Fadingversuche (siehe Kapitel 4.5) mit den Tragkörpervarianten BSR-TK2 und BSR-TK3 in Kombination mit der faserhaltigen Reibschicht BSR-RS2 in der Dimension 380x34-16 durchgeführt und die

Bremsscheiben anschließend einer Schleuderberstprüfung unterzogen (siehe Kapitel 4.4.1). Die ermittelte SBD wurde anschließend mit der von geschleuderten Scheiben im Neuzustand verglichen. Den Versuchen zugrunde gelegt ist wiederum der festgelegte Sportwagen aus der Konzeptentwicklung (siehe Abbildung 5-2).

Die Ergebnisse dieser Bauteilfestigkeitsuntersuchungen sind in Abbildung 6-47 aufgetragen. Zum besseren Vergleich wurden die Ergebnisse normiert auf die SBD im Neuzustand der Kombination BSR-TK2/RS2 und aufgetragen über dem oxidativen Gewichtsverlust als Maß für die thermische Belastung (siehe Gleichungen 4-19 und 4-20).

Schleuderberstdrehzahlvergleich [%]

Variantenvergleich

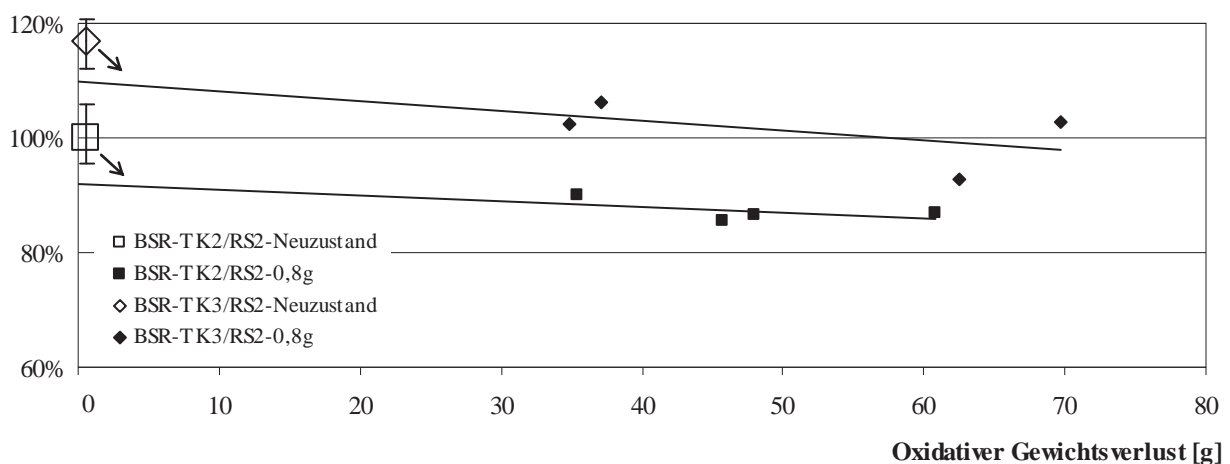


Abbildung 6-47: Schleuderberstdrehzahlvergleich der Kombinationen BSR-TK2/RS2 und BSR-TK3/RS2 in Abhängigkeit des oxidativen Gewichtsverlusts.

Wie erwartet nimmt die SBD nach bremsenspezifischer Belastung gegenüber dem Neuzustand bei beiden Varianten ab. Bedingt durch mechanische Schädigungsprozesse und die Überlagerung durch Oxidation nimmt die Bauteilfestigkeit mit zunehmender Fadinganzahl bzw. oxidativem Gewichtsverlust ab.

Aufgrund der höheren Festigkeit der Tragkörpervariante BSR-TK3 (siehe Abbildung 6-20) ist deren SBD im Neuzustand gegenüber BSR-TK2 höher. Trotz der geringeren Oxidationsbeständigkeit von BSR-TK3 (siehe Abbildung 6-28) ist aber auch nach den Fadingversuchen die SBD höher als die der oxidationsstabileren Variante BSR-TK2.

Insgesamt zeigen die Versuche den Einfluss einer bremsenspezifischen Belastung auf die Bremsscheibenfestigkeit und eine Festigkeitserhöhung durch die Verwendung der Tragkörpervariante BSR-TK3 mit höherer Festigkeit.



Oxidationsschutz

Speziell bei hoher thermischer Belastung ist für eine reduzierte Oxidationsneigung die Verwendung von zusätzlichen Beschichtungen bzw. Imprägnierungen von Vorteil (siehe Kapitel 3.2.6). Eine Imprägnierung bietet zudem das Potenzial bei der Endbearbeitung die Brems Scheibe mittels Fräsbearbeitung am Außendurchmesser des Brems Scheibenrings zu wuchten (siehe Kapitel 3.2.8). Aufgrund der Kostenvorteile dieser Verfahrenskombination wurden zusätzliche Fadingversuche zum Festigkeitsverhalten einer Variante mit imprägniertem Oxidationsschutz durchgeführt. Als Basis zur Bewertung wurde der Brems Scheibenring in der Werkstoffkombination BSR-TK1/RS1 verwendet.

Nach gleicher Fadinganzahl zeigt die Variante mit imprägniertem Oxidationsschutz eine höhere SBD und einen geringeren Gewichtsverlust (Abbildung 6-48) und bestätigt damit die verbesserte Wirkung der Imprägnierung im Vergleich zur äußeren Beschichtung.

Schleuderberstdrehzahl nach Fadingbelastung [1/min]

Variation Oxidationsschutz, BSR-TK1/RS1, 350x34-16

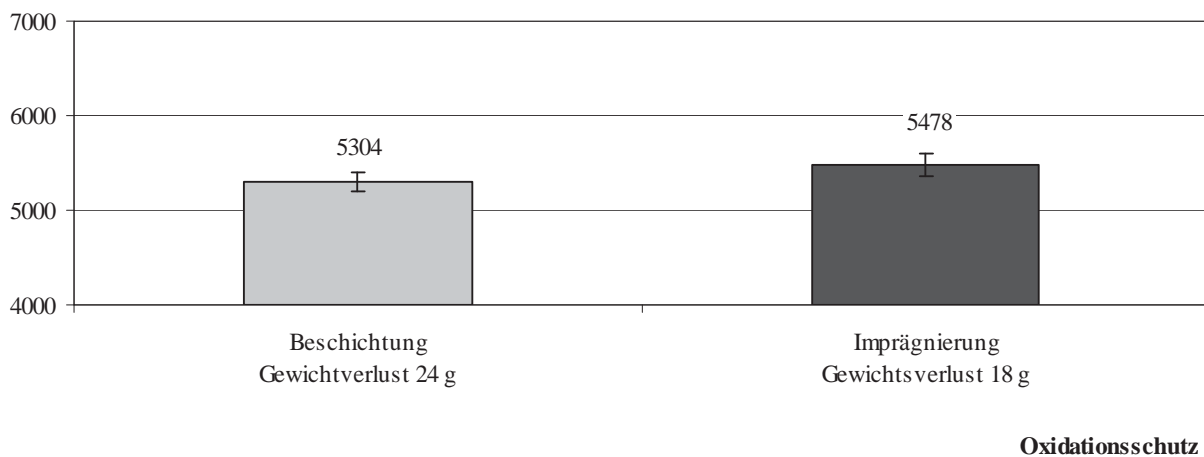


Abbildung 6-48: Schleuderberstdrehzahl der Referenzvariante BSR-B1 nach Fadingbelastung mit einer Oxidationsbeschichtung im Vergleich zu einem imprägnierten Oxidationsschutz.



Perforationsbohrungen

Eingebrachte Perforationsbohrungen im Kühlkanal unterstützen einerseits die Kühlwirkung andererseits reduzieren diese, in Abhängigkeit ihrer Lage zum Innendurchmesser bzw. Anzahl, die Festigkeit des Bremsscheibenrings. Zur Analyse der Auswirkungen auf die Festigkeit wurde die mittels FEA berechnete Temperaturverteilung beim Bremsvorgang herangezogen (Abbildung 6-49).

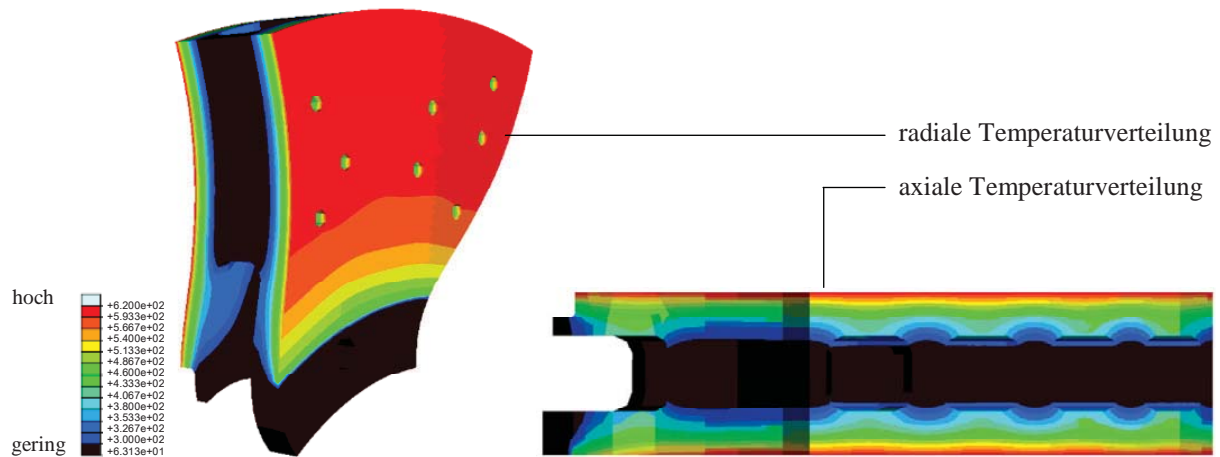


Abbildung 6-49: Temperaturverteilung im Bremsscheibenring beim Ende des Bremsvorgang in radialer und axialer Richtung.

Aufgrund der axialen Temperaturverteilung ist der Tragkörper direkt unter der Reibschicht am höchsten oxidativ belastet. Bedingt durch die Luftströmung vom Kühlkanal durch die Perforationsbohrungen, sind aber speziell die Bereiche des Tragkörpers um die Perforationsbohrungen höher belastet.

Insgesamt wird durch die Perforation deshalb nicht nur die Festigkeit im Neuzustand, sondern auch die nach bremsenspezifischer Belastung verringert.

6.6 Gesamtkonzept und Diskussion

Aus den Untersuchungen der Konzeptvarianten für den Bremsscheibenring, den Brems-scheibentopf und die Verbindungstechnik wird das in Abbildung 6-50 dargestellte Gesamtkonzept zur Umsetzung für eine stückzahlfähige Serienfertigung vorgeschlagen. Dieses wird im Kapitel 6.6.1 vorgestellt und in den Kapiteln 6.6.2-6.6.4 vergleichend zur Referenzvariante (siehe Abbildung 1-1) betrachtet und unter Berücksichtigung der funktionalen, fertigungs-spezifischen und wirtschaftlichen Entwicklungsprämissen (siehe Abbildung 5-2) diskutiert.



Gesamtkonzept

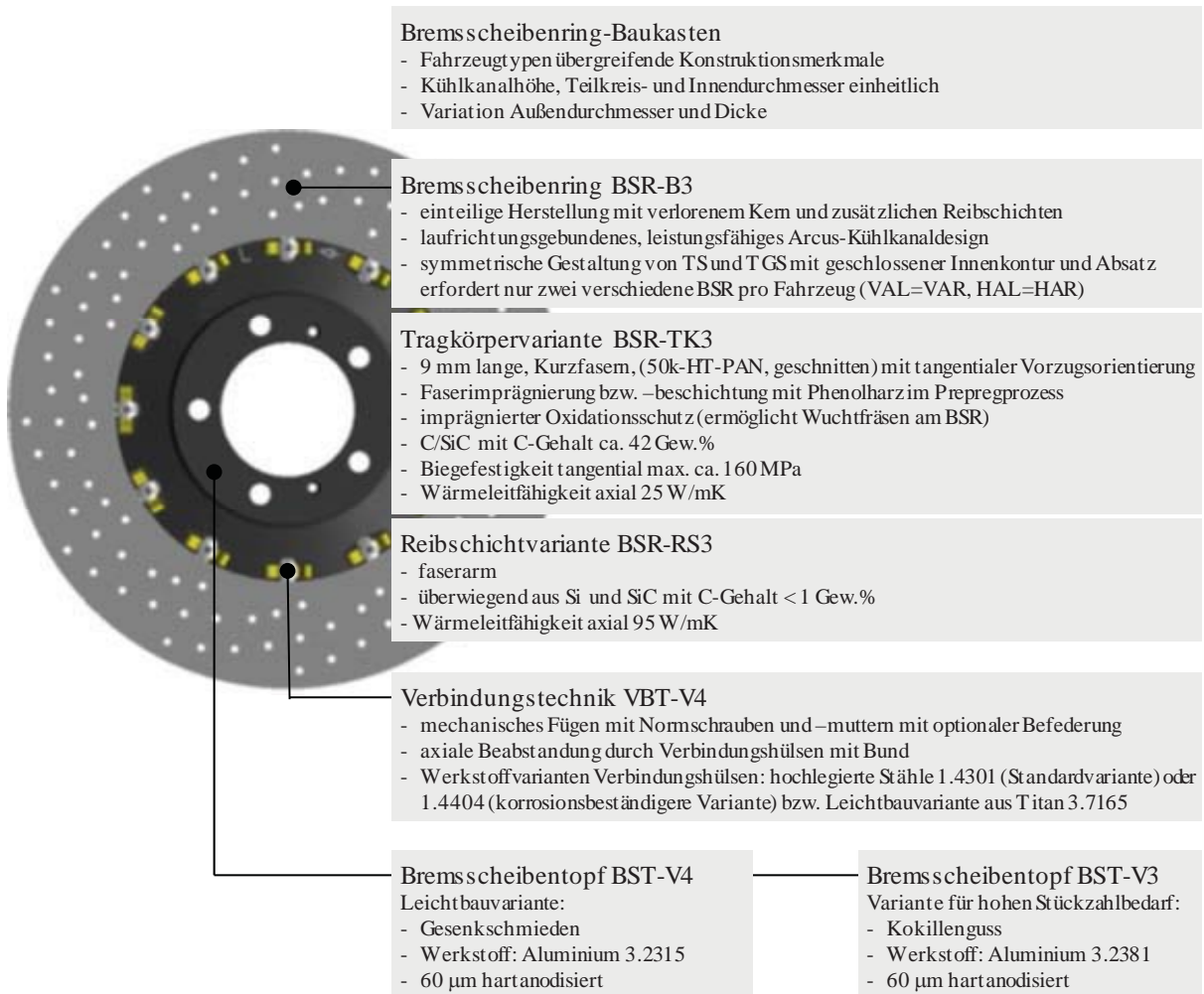


Abbildung 6-50: Entwickeltes Gesamtkonzept mit den wesentlichen konstruktiven Merkmalen und ausgewählten werkstoffspezifischen Eigenschaften.

6.6.1 Entwickeltes Gesamtkonzept

Bauweise

Für die Bauweise wird unter Berücksichtigung einer aus wirtschaftlicher Sicht günstigen Variantenreduktion gegenüber der Referenzvariante ein modular aufgebautes Baukastensystem aus Bremsscheibenringen mit unterschiedlichem Aussendurchmesser und Dicke aber mit fahrzeugübergreifend einheitlichen Konstruktionsmerkmalen und einer standardisierten Verbindungstechnik vorgeschlagen

Identisch bei allen Bremsscheibenringen des Baukastensystems sind der Innendurchmesser, der Teilkreisdurchmesser der Bohrungen zur Aufnahme der Verbindungshülsen und deren Durchmesser sowie die Kühlkanalhöhe (siehe Abbildung 5-6). Für eine erforderliche Leistungssteigerung kann, unter Beibehaltung der Kühlkanalhöhe und des Innendurchmessers, der Aussendurchmesser und/oder die Dicke des Bremsscheibenrings erhöht werden. Dadurch erhöht sich die Speichermasse und die Reibfläche wird vergrößert. Beides führt dazu, dass die



zulässige Maximaltemperatur und die spezifische Belastungsgrenze des Reibbelags auch bei höheren Leistungsanforderungen nicht überschritten werden.

Aufgrund der Vorgabe zur Realisierung eines laufrichtungsgebundenen Kühlkanaldesigns, einer reduzierten Variantenvielfalt und der Priorisierung der Festigkeitsanforderungen wird für die Bauweise des Bremsscheibenrings die Variante BSR-B3 mit symmetrischer und geschlossener Innenkonturgestaltung (siehe Abbildung 5-5) gewählt.

Die Verbindung des Bremsscheibentopfs mit dem Bremsscheibenring erfolgt mit axialer Beabstandung gemäß Variante VBT-V4 (siehe Abbildung 5-21) unter Nutzung von Hülsen mit Bund und Normteilen für die Schrauben und Muttern mit Klemmteil.

Aufgrund nicht zu vereinheitlichender Fahrwerksgeometrien wird der Bremsscheibentopf als variables Adaptionselement verwendet und kann entsprechend den Anforderungen des jeweiligen Fahrzeugs entweder als gewichtsoptimierte Schmiedevariante (BST-V4) oder gießtechnisch als Variante bei hohem Stückzahlbedarf (BST-V3) hergestellt werden (siehe Abbildung 5-17).

Werkstoffe

Für den Bremsscheibenring wird die Werkstoffkombination aus der festigkeitsoptimierten Tragkörpervariante BSR-TK3 und der verschleißbeständigen, faserarmen Reibschichtvariante BSR-RS3 umgesetzt (siehe Tabelle 6-4). Der Aufbau des Tragkörpers erfolgt aus 9 mm langen, mit Phenolharz imprägnierten bzw. beschichteten Kurzfasern, bevorzugt orientiert in tangentialer Richtung im Bereich des Innendurchmessers der Bremsscheibe. Die Reibschicht setzt sich überwiegend aus SiC und Si zusammen. Für eine hohe Lebensdauer wird der Bremsscheibenring zusätzlich mit einem Oxidationsschutz imprägniert.

Der Bremsscheibentopf wird zur Gewichtsreduktion aus hartanodisiertem Aluminium ausgeführt. Zur Auswahl stehen wahlweise die Varianten BST-V4 bzw. BST-V3 aus den wärmebehandelbaren Knet- oder Gusslegierungen 3.2315 (AlSi1MgMn) bzw. 3.2381 (AlSi10Mg) nach Tabelle 5-3.

Für die Verbindungstechnik ist die Verwendung von hochlegiertem Stahl 1.4301 (X5CrNi18-10), 1.4404 (X2Cr-Ni-Mo17-12-2) oder der Titanlegierung 3.7165 (TiAl6V4) nach Grundlage der vorgenommenen Untersuchungen mit der Variante VBT-V4 möglich (siehe Tabelle 5-4). Die Auswahl kann entsprechend dem Verwendungszweck angepasst werden. Als Standardvariante für eine wirtschaftliche Serienfertigung wird 1.4301 festgelegt, während bei höheren Korrosionsanforderungen auch alternativ 1.4404 eingesetzt werden könnte. Für eine Leichtbauvariante ist die Titanlegierung 3.7165 vorteilhaft.



6.6.2 Funktionalität

Die Absicherung der Bauteilfestigkeit ist unter gesetzes-, sicherheits- und funktionstechnischen Gesichtspunkten zentraler Punkt bei der Entwicklung von Brems scheiben und hat Priorität bei der Lösung von bestehenden Zielkonflikten. Die Untersuchungen zur Bauteilfestigkeit des Brems scheibenrings haben gezeigt, dass neben konstruktiven Einflussfaktoren, die Oxidation und die mechanische Belastung die Festigkeit des Brems scheibenrings beeinflussen.

Die Festigkeitsanalyse verdeutlicht, dass die Tragkörpervariante BSR-TK3 mit hoher Festigkeit auch nach einer bremsenspezifisch hohen thermischen und mechanischen Belastung, trotz geringerer Oxidationsbeständigkeit, zu einer höheren Bauteilfestigkeit im Vergleich zur oxidationsstabileren Variante BSR-TK2 führt. Resultierend aus diesen Ergebnissen zeigen sich eindeutig die Vorteile der für das Gesamtkonzept ausgewählten festigkeitsoptimierten Werkstoffvariante BSR-TK3.

Hohe Bauteilfestigkeiten lassen sich bei festgelegter Faserlänge und unverändertem Fasergehalt zusätzlich durch eine gezielte Faserorientierung in tangentialer Richtung, vor allem wichtig am höchstbelasteten Innendurchmesser, erzielen. Aus wärmetechnischer Sicht ist diese gezielte Orientierung einer Erhöhung der Faserlänge bzw. des Fasergehalts zur Festigkeitssteigerung vorzuziehen, da sich beide Maßnahmen in einer verringerten axialen Wärmeleitfähigkeit äußern. Die Veränderung der Wärmekapazität bzw. thermischen Dehnung ist dabei von untergeordneter Bedeutung.

Insgesamt ist ein dichtes und defektfreies Gefüge anzustreben. Inhomogenitäten und eine hohe Porosität können zu reduzierter Festigkeit und Wärmeleitfähigkeit bzw. höherer Unwucht führen. Für eine höhere Festigkeit nach bremsenspezifischer Belastung ist ein imprägnierter Oxidationsschutz einer äußeren Beschichtung vorzuziehen. Imprägnierte Schutzsysteme bieten eine erhöhte Oxidationsbeständigkeit, da nicht nur die äußeren, sondern auch die von außen zugänglichen, inneren Oberflächen geschützt werden.

Neben der Festigkeit des Werkstoffs beeinflusst auch die Bauweise des Brems scheibenrings die Bauteilfestigkeit. Festigkeitserhöhende Maßnahmen sind eine geschlossene Innenkontur gemäß Variante BSR-B3, eine erhöhte Tragkörperdicke bei fester Kühlkanalhöhe als auch eine Vergrößerung des Abstands von Perforationsbohrungen vom Innendurchmesser bzw. deren reduzierte Anzahl.

Diese konstruktiven Maßnahmen stehen jedoch im Zielkonflikt zur Wärmeabgabe bzw. Kühleffizienz. Um diesen Zielkonflikt fahrzeugspezifisch zu lösen, wird basierend auf dem erarbeiteten Gesamtkonzept mit standardisierten Brems scheibenringen vorgeschlagen, eine höhere Dimensionierung oder/und zusätzliche Maßnahmen zur Bremsenkühlung (siehe Abbildung 4-4) einzusetzen.

Zu berücksichtigen ist weiterhin die spezifische Belastbarkeit und das Reibwert- bzw. Verschleißverhalten des ausgewählten Reibbelags. Diese Eigenschaften sind eng verknüpft mit der Zusammensetzung der Reibschicht. Die Versuche in Kombination mit einem organisch



gebundenen, metallhaltigen Reibbelag haben gezeigt, dass aus verschleißtechnischer Sicht die faserarme Reibschichtvariante BSR-RS3 Vorteile gegenüber faserhaltigen Varianten aufweist. Das vorgestellte Verschleißmodell zeigt in anschaulicher Weise, dass in den Reibschichten enthaltene Faserbündel den Verschleiß dominieren und zu erhöhtem Reibbelagverschleiß und Komforteinbußen führen können. Reibwerttechnisch sind keine grundlegenden Unterschiede von faserarmen bzw. -haltigen Reibschichten im AK-Master zu beobachten. Vorteilhaft ist die sehr hohe Wärmeleitfähigkeit der faserarmen Reibschichtvariante BSR-RS3, die zu einer messbaren Reduzierung der Temperaturbelastung und folglich zu einer höheren Reibbelagstandzeit führt.

Für die Verbindungstechnik ist, unter Berücksichtigung der Anforderungen sportlich orientierter Fahrzeugkonzepte und des vorgestellten Baukastensystems, ein mechanisch gefügtes Konzept gemäß der Variante VBT-V4, in Verbindung mit einem hartanodisierten Brems Scheibentopf aus Aluminium (Varianten BST-V3 und BST-V4) als Adaptionselement an unterschiedliche Fahrwerksgeometrien, vorteilhaft. Die Brems Scheibentöpfe können mittels Gießen oder Schmieden hergestellt werden. Geschmiedete Brems Scheibentöpfe haben neben höheren Festigkeiten auch eine gleichmäßigere Optik, bedingt durch ein feinkörniges Gefüge und eine gleichmäßigere Oberfläche nach dem Anodisieren.

Für die Verbindungselemente können in Abhängigkeit der geforderten Korrosionsbeständigkeit bzw. Leichtbauanforderungen unterschiedliche hochlegierte Stähle oder auch Titan verwendet werden.

Durch eine Beabstandung des Brems Scheibentopfs in axialer Richtung mittels der Hülsen mit Bund bzw. dem konstruktiv vorgesehenen axialen Absatz am Brems Scheibenring der Variante BSR-B3 wird die Temperaturbelastung des Brems Scheibentopfs reduziert und der auch aus korrosionstechnischer Sicht ungünstige direkte Kontakt zum Brems Scheibenring vermieden.

Da im Betrieb die Außenseite der Brems Scheibe deutlich wärmer wird als die vom Kühlluftstrom angeströmte Innenseite, kann diese axiale Beabstandung zur Kühlung genutzt werden. Ein Teil der Kühlluft kann dann zwischen dem Brems Scheibentopf und dem Brems Scheibenring eingeleitet werden und wirkt als Oberflächenkühlung auf die äußere Reibfläche. Dies führt zu einer gleichmäßigeren Temperaturbelastung und erhöht den Bremskomfort bzw. verringert einseitig hohen Reibbelagverschleiß.

Aus funktionaler Sicht ist zwar auch die Variante VBT-V5 eine attraktive Verbindungstechnik, allerdings schränkt die geringere Festigkeit des nicht wärmebehandelbaren Zusammenbaus das Leichtbaupotenzial deutlich ein. Zusätzlich ist deren geringere Variabilität im Baukastensystem nachteilig.

Zusammengefasst bietet das vorgeschlagene Gesamtkonzept eine höhere Funktionalität und Variabilität gegenüber der Referenzvariante und auch eine deutlich höhere Kundenattraktivität durch die Verwendung leichterer Brems Scheibentöpfe aus Aluminium und einer hochwertigeren Optik.



6.6.3 Herstellungsaspekte

Für die wirtschaftliche Herstellung des keramischen Bremsscheibenrings eignet sich aus heutiger Sicht ausschließlich das Flüssigsilizierverfahren. Großer Vorteil ist das jeder der drei Prozessschritte Grünkörperherstellung, Pyrolyse und Silizierung nur ein Mal durchlaufen werden müssen.

Ausgangspunkt zur Herstellung des Bremsscheibenrings aus der ausgewählten Werkstoffkombination BSR-TK3/RS3 sind, wie bei der Referenzvariante PAN-Fasern, jedoch mit höherer Filamentanzahl von 50k. Diese am Markt verfügbaren Multifilamentfasern müssen für eine hohe Imprägniergüte gespreizt und in einer Prepreg-Anlage imprägniert bzw. beschichtet werden. Anschließend erfolgt das Schneiden zu Kurzfasern. Im Vergleich zur Referenzvariante bietet diese Aufbereitung den Vorteil einer geringeren Streuung der Eigenschaften der Kurzfasern durch die einstufige Prozessführung, gut kontrollierbare Einzelprozesse und der konstanten Faserlänge. Zusätzlich wird die Gefahr der Fasersilizierung durch das gezielte Imprägnieren der gespreizten Rovings und das Schneiden zu Kurzfasern im Vergleich zu den Kombinationen BSR-TK1/RS1 und BSR-TK2/RS2 reduziert.

Die Formgebung des Tragkörpers erfolgt zur Vermeidung von Fugestellen und fertigungstechnischem Ausschuss in einteiliger Herstellung mit verlorenem Kern und spezieller Befülltechnik des Compounds zur Orientierung der Fasern in tangentialer Richtung. Die kurzen Fasern der Variante BSR-TK2 ermöglichen einerseits zwar eine schnellere Befüllung der Stege, andererseits ist aber der Aufwand zur Beschichtung der Fasern hoch und bedingt durch die zerkleinerungs- und siebtechnische Aufbereitung auch mit Ausschuss belegt. Der Nachteil längerer Befüllzeiten mit längeren Fasern kann jedoch durch die Ausführung der Stege mit einer Mindestbreite die größer ist als die Faserlänge ausgeglichen werden. Aufgrund der einteiligen Herstellung wird auch eine gute Verzahnung der Stege mit den Tragkörperscheiben erreicht.

Empfehlenswert sind zwar trockene Mischungen zur automatisierbaren Befüllung der Pressformen, jedoch sind heute noch keine Anlagen zur Befüllung komplexer Steggeometrien mit Hinterschneidungen verfügbar. Für die folglich händisch auszuführende Befüllung sind zum Arbeitsschutz deshalb feuchte Mischungen einzusetzen. Tragkörper und Reibschichten werden, wie bei der Referenzvariante bewährt, separat mittels Presstechnik hergestellt, jedoch in einem kontinuierlich betriebenen Durchlaufofen carbonisiert. Vor der Keramisierung sind möglichst viele Bearbeitungsschritte abzuschließen. Die Silizierung kann heute in Ermangelung geeigneter kontinuierlich betreibbarer Ofenanlagen nur im Batchbetrieb erfolgen.

Nach dem Putzen erfolgt das Imprägnieren des Oxidationsschutzes anstatt der Aufbringung einer Beschichtung wie bei der Referenzvariante. Neben einer verbesserten Schutzwirkung kann durch diesen Prozess ein Wuchtfräsen am Außendurchmesser des Bremsscheibenrings umgesetzt werden. Das aufwändige Wuchten durch Austausch von Verbindungselementen aus hochlegiertem Stahl durch leichtere Elemente aus Titan kann dadurch entfallen.

Für die Verbindung zum Bremsscheibentopf ist eine axiale Bohrbearbeitung für die vorgeschlagene Variante VBT-V4 mittels diamantbesetzten Hohlbohrern einfach darstellbar.



Die Herstellung des Bremsscheibentopfs aus Aluminium erfolgt durch Schmieden oder Gießen und anschließender Wärmebehandlung, mechanischer Bearbeitung und Beschichtung durch Hartanodisieren. Aufgrund der geringeren Härte sind die Schnittkräfte beim Aluminium im Vergleich zur Referenzvariante aus hochlegiertem Stahl deutlich geringer, die Zerspanbarkeit besser und die Standzeit der eingesetzten Werkzeuge höher. Eine hohe Variabilität bietet das Gießen des Bremsscheibentopfs mit höherer Gestaltungsfreiheit im Vergleich zum Schmieden und der Möglichkeit zum Eingießen von Verstärkungsringen aus Grauguss zur Erfüllung der Handbremsfunktion für die Hinterachsbremsscheiben.

Bedingt durch die symmetrische Bauweise des Bremsscheibenrings BSR-B3 wird die Laufrichtung der Bremsscheibe als Links- oder Rechtsteil erst durch die Topfmontage festgelegt. Dies führt in der Fertigung zu einer halbierten Variantenvielfalt, einfacheren Logistik und Teilebevorratung. Ein Baukastensystem aus standardisierten Bremsscheibenringen erhöht diesen Effekt zusätzlich.

Nachdem alle Einzelteile vorliegen erfolgt deren Montage. Aufgrund des vereinheitlichten Teilkreisdurchmessers des Baukastensystems kann die manuelle Bestückung und Einzelverschraubung der Referenzvariante durch den Einsatz von einer automatisierten Montage- und Verschraubungsvorrichtung ersetzt werden.

Nach der Montage der Einzelteile wird der Zusammenbau an der Nabenanlagefläche des Bremsscheibentopfs aufgenommen und die Reibflächen des Bremsscheibenrings endbearbeitet. Abschließend erfolgt das Wuchten der Bremsscheibe durch einen Fräsprozess am Außendurchmesser des Bremsscheibenrings.

Insgesamt bietet das ausgewählte Gesamtkonzept die Möglichkeit die Anzahl an Herstellungsschritten und die Variantenvielfalt in der Fertigung gegenüber der Referenzvariante zu reduzieren und automatisierbare Fertigungseinrichtungen einzusetzen. Aufgrund der höheren Stückzahl einzelner Bremsscheibendimensionen steigt die Fertigungserfahrung und die Gefahr von Ausschuss wird reduziert. Weiterer Nebeneffekt ist der geringere Aufwand zur Prozess- und Messdatenaufnahme, Dokumentation, Fehlererkennung und Qualitätssicherung.

6.6.4 Wirtschaftlichkeit

Für eine wirtschaftliche Herstellung hoher Stückzahlen leisten die dargelegten konstruktiven und fertigungstechnischen Maßnahmen einen Beitrag für eine zukünftige Senkung der Herstellungskosten. Vor allem die Verwendung von kostengünstigeren Multifilamentfasern, der optimierte Prozess zur Aufbereitung der Kurzfasern, die einteilige Grünkörperherstellung, die symmetrische Gestaltung der Bremsscheibenringe und das modular aufgebaute Baukastensystem aus standardisierten Bremsscheibenringen zur Reduzierung der Variantenvielfalt sind erfolgversprechende Ansätze zur Kostenreduzierung und damit auch zur Stückzahlerhöhung.

Beim vorgestellten Gesamtkonzept werden im Vergleich zur Referenzvariante anstatt 3k-Fasern um ca. Faktor 3 kostengünstigere 50k-Fasern verwendet. In Verbindung mit dem eingesetzten Phenolharz und dem metallurgisch hergestellten Siliziumgranulat finden damit gleichsowie günstige Rohstoffe für die Werkstoffkombination BSR-TK3/RS3 Verwendung.



Zusätzlich kann durch die gezielte Orientierung der Fasern im Verbund und die geringe Neigung der imprägnierten Ausgangsfasern zur Einzelfasersilizierung der Fasergehalt auch für Bremscheiben größerer Dimensionierung beibehalten werden. Aufgrund der erarbeiteten funktionalen Zusammenhänge zwischen mechanischer und thermischer Kenngrößen ist damit ein kosteneffizienter Einsatz der Kurzfasern durch angepasste, belastungsgerechte Konstruktionen auch für schwere Fahrzeuge möglich.

Auch die Imprägnierung der Kurzfasern mit Phenolharz in einem konventionellen Prepreg-Verfahren mit anschließendem Schneiden zu 9 mm langen Kurzfasern hat wirtschaftliche Vorteile gegenüber dem aufwändigen Beschichtungs-, Zerkleinerungs- und Siebprozess der Referenzvariante mit gewebeverstärktem Material bzw. Platten als Zwischenprodukte. Weitere wichtige Schritte zur Kostenreduktion sind die einteilige Herstellung des Grünkörpers anstatt dem Verkleben von Halbschalen und das Wuchtfräsen des Zusammenbaus, ermöglicht durch den imprägnierten Oxidationsschutz.

Die Kosten zur Herstellung aller benötigten metallischen Bauteile sind, geometrieabhängig, um ca. Faktor 6 bis 8 geringer im Vergleich zu den Kosten zur Herstellung des Bremscheibenrings. Zwar bieten urformgefügte Varianten, wie z. B. die indirekt über Stifte angegossene Variante VBT-V5, eine günstigere Einzelteilherstellung als die ausgewählte Verbindungstechnik VBT-V4, jedoch führt deren höhere Flexibilität und Funktionalität zu einer besseren Gesamtbewertung. Trotz der aufwändigeren Verbindungstechnik können auch Kostensenkungspotenziale durch die Verwendung von Gleich- und Normteilen erschlossen werden. Grundsätzlich ist die Herstellung der Verbindungselemente auf einem vollautomatischen Stangenautomaten, der Dreh- und Fräsoperationen kombiniert, durchzuführen. Da sich die Herstellung von metallischen Bauteilen gesamthaft von der Keramikherstellung unterscheidet, ist eine Verringerung der Leistungstiefe durch Outsourcing und eine montagefertige Anlieferung kostenseitig interessant. Wichtig in diesem Zusammenhang ist auch die Reduzierung der Variantenvielfalt durch das Baukastensystem.

Trotz der Bemühungen zur Einschränkung der Variantenvielfalt ist zu empfehlen, dass Sonderbauformen für besonders leistungsfähige Fahrzeuge kostengünstig darstellbar sind. Die vorgeschlagene Bauweise BSR-B3 bietet in diesem Kontext z. B. die Möglichkeit der einfachen Anpassung an die erhöhte Kühlleistung solcher Fahrzeuge, indem die geschlossene Innenkontur durch eine mechanische Bearbeitung im pyrolysierten Zustand des Bremscheibenrings mechanisch bearbeitet und in die belüftungsoptimierte Variante BSR-B2 überführt werden kann. Auch die Bremscheibentöpfe können in dieser Art weiter mechanisch überarbeitet und gewichtsoptimiert ausgeführt werden. Das Werkstoffsystem, die Verbindungstechnik und die Herstellung werden dabei nicht beeinflusst und die Komplexitätskosten halten sich in Grenzen.



7 ZUSAMMENFASSUNG

Keramische Verbundbremscheiben aus Kohlenstofffaser verstärktem Siliziumkarbid (C/SiC), hergestellt nach dem Flüssigsilizierverfahren, haben sich zwar seit ihrer Markteinführung im Jahr 2001 im Sportwagenbereich und in leistungsfähigen Serienfahrzeugen etabliert, jedoch verhinderten bisher vor allem die hohen Kosten eine Stückzahlerhöhung und weitere Verbreitung in andere Fahrzeugklassen. Um die Anstrengungen zur Kostenreduzierung zu unterstützen, wurde in dieser Arbeit ein für eine wirtschaftliche Serienherstellung geeignetes Werkstoff- und Bauweisenkonzept entwickelt.

Anhand einer festgelegten Referenzvariante wurden alternative Werkstoff- und Bauweisenvarianten für den Bremscheibenring, den Bremscheibentopf und die Verbindungstechnik entwickelt, bezüglich ihrer Herstellbarkeit und Eigenschaften untersucht und untereinander vergleichend bewertet. Hierzu wurden alle Einzelschritte der Herstellung, ausgehend von der Faser bis zur einbaufähigen Bremscheibe, betrachtet. Resultierend aus den Ergebnissen konnte abschließend ein unter funktionalen, fertigungsspezifischen und wirtschaftlichen Gesichtspunkten verbessertes Gesamtkonzept entwickelt werden.

Das neue Gesamtkonzept basiert im Wesentlichen auf einem Baukastensystem verschieden großer bzw. dicker Bremscheibenringe aber mit gemeinsamen, fahrzeugtypübergreifenden Konstruktionsmerkmalen, einer reduzierten Variantenvielfalt in der Fertigung durch eine konstruktiv geänderte Geometrie des Bremscheibenrings, neuer festigkeits- bzw. verschleißoptimierter Werkstoffe für den Tragkörper bzw. die Reibschichten des Bremscheibenrings, der Verwendung eines leichten Bremscheibentopfs aus Aluminium und einer hierzu angepassten und variablen Verbindungstechnik. Als grundlegende Änderungen in der Herstellung gegenüber der Referenzvariante sind die Verwendung kostengünstigerer 50k-Multifilamentfasern, eine kontinuierliche Phenolharz-Beschichtung der Kohlenstofffaserbündel in einem großserientauglichen Prepreg-Prozess, die einteilige Grünkörperherstellung mittels verlorener Kerne sowie die Verwendung eines imprägnierten Oxidationsschutzes und das Wuchtfräsen am Aussendurchmesser der Bremscheibenringe zu nennen.

Basierend auf den Untersuchungen unterschiedlicher Konzeptvarianten konnten im Rahmen dieser Arbeit auch grundlegende geometrische, material- und belastungsspezifische Einflussfaktoren auf das Festigkeitsverhalten keramischer Verbundbremscheiben identifiziert und bewertet werden.

Besonders hervorzuheben ist auch die entwickelte Modellvorstellung zum Verschleißverhalten kurzfaserverstärkter C/SiC-Werkstoffe im tribologischen Kontakt mit organisch gebundenen Reibbelägen.

Die wesentlichen geometrischen Änderungen des Bremscheibenrings gegenüber der Referenzvariante sind die symmetrische Gestaltung der Innenkontur zur Verwendung als Links- bzw. Rechtsteil und die Vereinheitlichung der Bohrungen zur Aufnahme der Verbindungs-



hülsen und des zugehörigen Teilkreisdurchmessers. Diese Maßnahmen reduzieren die Variantenvielfalt in der Fertigung und begünstigen durch eine einheitliche und automatisierbare Montagetechnik die wirtschaftliche Serienfertigung.

Zur Verbesserung der Kühlwirkung bzw. der Brems Scheibenfestigkeit kann die Ausführung des Perforationsbohrungsbilds, trotz des bestehenden Baukastens, auf den jeweiligen Anwendungsfall durch Bohren vor der Silizierung angepasst werden. Während eine geringere Anzahl an Perforationsbohrungen bzw. ein vergrößerter Abstand vom Innendurchmesser die Brems Scheibenfestigkeit erhöht, wird durch eine erhöhte Anzahl die Kühlwirkung verbessert.

Für die Verbindungstechnik hat sich gezeigt, dass unter den Anforderungen sportlich geprägter Fahrzeugkonzepte und dem Baukastensystem das mechanische Fügen von Brems Scheibenring und Brems Scheibentopf alternativen Verbindungstechniken, wie z. B. dem Verbundgießen, überlegen ist. Das entwickelte Konzept mit axialer Beabstandung des Brems Scheibentopfs über Verbindungshülsen mit Bund ermöglicht den Einsatz eines gegenüber der Referenzvariante leichteren Aluminiumbrems Scheibentopfs. Bedingt durch die dehnverträgliche Verbindungstechnik wird der Aluminiumbrems Scheibentopf hartanodisiert. Durch die vorgestellte Konstruktion in Kombination mit der Beschichtung wird eine zu hohe Temperaturbelastung sowie unzulässige Korrosion am Brems Scheibentopf verhindert. Zur Verschraubung können unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten vorteilhaften Normschrauben und Muttern mit Klemmteil eingesetzt werden.

Für den Brems Scheibentopf kann wahlweise entweder die Schmiedelegierung 3.2315 (AlSi1MgMn) oder die Kokillengussvariante 3.2381 (AlSi10Mg) in jeweils wärmebehandelter Ausführung verwendet werden. Während die Schmiedevariante durch die höhere Festigkeit dünnwandiger ausgeführt werden kann, bietet die Gussvariante bei höherer Stückzahl deutliche Kostenvorteile. Der Brems Scheibentopf muss jedoch für den Einsatz der standardisierten Brems Scheibenringe des Baukastensystems als Adaptionselement an unterschiedliche Fahrwerksgeometrien variabel ausgeführt werden können. Dies ist mit beiden Herstellungsverfahren in Verbindung mit einer zusätzlichen mechanischen Bearbeitung einfach möglich.

Der festigkeitsoptimierte Tragkörper des Brems Scheibenrings besteht aus einer höherfesten Werkstoffvariante resultierend aus dem Einsatz längerer, 9 mm langer Schnitffasern und deren gezielte Orientierung in tangentialer Hauptlastrichtung. Dadurch können größere Brems Scheibendurchmesser für Fahrzeuge mit höheren Leistungsanforderungen, ohne Veränderung des Werkstoffsystems, realisiert werden. Angewandt auf den Brems Scheibenbaukasten ergeben sich dadurch wirtschaftliche Vorteile durch einheitliche Ausgangsmaterialien und Prozesse.

Die Reibschichten sind überwiegend aus Si und SiC aufgebaut und damit deutlich verschleißbeständiger als die faserhaltigen Reibschichten der Referenzvariante. Dies zeigt sich vor allem unter thermischer Hochlast. Bedingt durch Oxidation und Abrasion zeigen faserhaltige Reibschichten eine zunehmende Rauheit der Reibflächen sowie damit einhergehend einen deutlich erhöhten Reibbelagverschleiß. Die faserarme Reibschichtvariante ist im Vergleich, durch das Fehlen der Kohlenstoffanteile, nahezu verschleißfrei was den Reibbelagverschleiß



deutlich verringert. In Verbindung mit organisch gebundenen Reibbelägen werden auch die Reibwertanforderungen an Höhe und Stabilität erfüllt.

Zusammengefasst sind das Baukastensystem aus standardisierten Bremsscheibenringen, die funktional verbesserten Werkstoffe, die konstruktive Gestaltung und die Reduzierung von Herstellungsschritten sowie Verwendung kostengünstigerer Rohstoffe und die vereinfachten Einzelprozesse erfolgversprechende Ansätze zur Stückzahlerhöhung und Kostensenkung.

Es ist davon auszugehen, dass in den nächsten Jahren, bedingt durch Lerneffekte und kontinuierliche Verbesserungen, der Beherrschungsgrad in der Fertigung deutlich zunimmt und in Verbindung mit höheren Produktionszahlen die Stückkosten gesenkt werden können. Besonders hinzuweisen ist in diesem Zusammenhang auf die Bedeutung der Grünkörperherstellung auf die Bauteilkosten. Aufgrund der noch manuellen Befüllung der Pressformen ist dieser Herstellungsschritt zeit- und kostenintensiv und muss im Hinblick auf den Einsatz automatisierter Anlagen optimiert werden. Auch eine weitere Reduzierung der Herstellungsschritte muss zukünftig vorangetrieben werden. Hierdurch eröffnen sich weitere Möglichkeiten zur Automatisierung und Verkettung der Einzelprozesse.

8 SUMMARY

Although ceramic brake discs made of carbon fibre reinforced silicon carbide (C/SiC), manufactured via Liquid Silicon Infiltration Process, have been established in sports cars and in high performance mass production vehicles since their launch in 2001, their high costs prevent a further increase of volume and an application in other vehicle classes until now. Supporting the effort for cost reduction, a material and design concept, suitable for an economical mass production, was developed in this work.

Based on a specific reference variant, alternative materials and designs for the brake disc ring, the bell and the joining technique were developed moreover their producibility and properties were comparatively examined and evaluated. Concerning this, every step of the manufacturing chain, from the fibre to the installable brake disc, was reviewed. Regarding the results, an improved overall concept, considering the functional, production-specific and economic aspects, has been developed.

The new overall concept is mainly based on a modular construction system with brake disc rings of different sizes but with common vehicle-independent design characteristics, a reduced diversity of variants in the manufacturing process resulting from a modified geometry of the brake disc ring, new strength and wear optimised materials for the supporting body and the friction layers of the brake disc ring, the usage of a lightweight bell made from aluminium and an adapted and variable joining technique. The fundamental alteration of the newly developed process compared to the manufacturing of the specific reference variant, are the usage of cheaper 50k multifilament carbon fibres, a continuous fibre coating with phenolic resin suitable for high volume prepreg-processes, the pressing of a one-piece green body with lost cores and the usage of an impregnated oxidation protection system, as well as the balancing by milling the outer diameter of the brake disc ring.

Based on the results of the examinations of the different variants, it was possible to identify and evaluate fundamental geometric, material- and load-specific influences on the mechanical behaviour of ceramic brake discs.

A developed model to describe the wear mechanism for short carbon fibre reinforced C/SiC in tribological contact with organic bounded friction pads is of particular note.

The essential geometric modifications of the brake disc ring compared to the specific reference variant are the symmetrical design of the inner contour to use the brake disc ring for a right as well as a left part and the standardised bores for taking up the joining sleeves and the pitch circle diameter. These measures reduce the variant diversity in the manufacturing process and encourage an economic mass production due to a standardised and automatable assembly technology.

To improve the cooling behaviour or respectively the brake disc strength, the design of the perforation bores can be adapted to the particular case of application by drilling before sili-

conization, despite the existing modular construction system. While a lower amount of perforation bores or respectively a higher distance from the inner diameter result in a higher strength, a higher amount enhances the cooling performance.

Regarding the joining technique it has been shown, that among the demands of a sportive car concept and the modular construction system, the mechanical joining of the brake disc ring and the bell is more suitable in comparison to other techniques e.g. the co-casting. The developed concept with an axial spacing of the bell with sleeves with a special formed shoulder, allows the usage of a lighter aluminium bell instead of the stainless steel bell of the specific reference variant. Due to the thermal decoupling of the joining concept, the aluminium bell is hard anodised. By combining the described design with the coating, an excessive temperature loading as well as unacceptable corrosion from the bell are prevented. Considering economical aspects standardised screws and nuts with clamping parts can be used for the assembly.

For the bell either the wrought alloy 3.2315 (AlSi1MgMn) or the chill casting alloy 3.2381 (AlSi10Mg) both with heat treatment, can be used. While the wrought bell can be designed more thin-walled due to the higher strength, the casted bell offers cost advantages in case of a high volume production. However, for the usage of standardised brake disc rings, the design of the bell must be variable for using the brake disc for different chassis geometries. This is suitable for both manufacturing techniques while using additional mechanical processing.

The strength-optimised supporting body of the brake disc ring consists of a material with higher strength resulting from the usage of longer short fibres with 9 mm in length and their directed orientation in tangential direction, meaning in the direction of the main loading path. Thus higher brake disc diameters can be implemented for vehicles with higher performance requirements without changing the material system. Applied to the modular construction system there are economical advantages due to standardised raw materials and processes.

The friction layers mainly consist of Si and SiC and are significantly more wear resistant than the fibre-containing friction layers of the specific reference variant. This is especially shown under high thermal load. Due to oxidation and abrasion, fibre-containing friction layers show an increasing roughness of the friction surface and also a significantly higher wear of the brake pads. The material of the friction layers with fewer fibres is, due to the high amount of Si and SiC, nearly free of wear also resulting in lower wear rates of the friction pads. In combination with organic bounded friction pads, the requirements of the friction value behaviour concerning height and stability are fulfilled.

In summary, the modular construction system with standardised brake disc rings, the improved materials, the new design and the reduction of manufacturing steps as well as the usage of cheaper raw materials and simplified processes are promising approaches for higher production rates and cost reduction.

It can be expected, due to learning effects and further improvements that the manufacturing processes can be controlled better within the next years. Just as the costs per brake disc can be



lowered in combination with a higher output. In this context, it is of special importance, that the manufacturing of the green body of the brake disc has a high impact on the overall costs. Due to manual filling of the press moulds this manufacturing step is time- and cost-intensive and has to be optimised to use automated machines. Furthermore a further reduction of manufacturing steps should be conducted in the future. Thus new possibilities for an automation and linked single process open up.



9 LITERATURVERZEICHNIS

- 1 Bargel, H.-J.; Schulze, G. (2012) *Werkstoffkunde*, 11. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- 2 Czichos, H.; Habig, K.-H. (2010) *Tribologie-Handbuch*, 3. Auflage, Vieweg & Teubner Verlag, Springer Fachmedien, Wiesbaden
- 3 Hasse, S. (2008) *Giesserei Lexikon*, 19. Auflage, Fachverlag Schiele & Schön, Berlin
- 4 Deutsches Institut für Normung (2012) *DIN EN 1561, Gießereiwesen - Gußeisen mit Lamellen-graphit*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 1561, Beuth Verlag, Berlin
- 5 Deutsches Institut für Normung (2010) *DIN EN ISO 945-1, Mikrostruktur von Gusseisen - Teil 1: Graphitklassifizierung durch visuelle Auswertung*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN ISO 945-1, Beuth Verlag, Berlin
- 6 Stanford, M.K.; Jain, V.K. (2001) *Friction and Wear Characteristics of Hard Coatings*, In: *Wear*, 251 (1-12), 10/2001, Elsevier, Oxford (England), 990-996
- 7 Sager, J. (2008) *Lifetime Titan-Ceramic-Bremsscheibe*, Firmenpublikation, Innovations-Wettbewerb 2008, Würzburger Automobil Gipfel, Würzburg, 11.-12.06.2008
- 8 Demir, A.; Samur, R.; Kiliçaslan, I. (2009) *Investigations of the Coatings Applied onto Brake Discs on Disc-Brake Pad Pair*, In: *Metalurgija*, 48 (3), 2009, Croatian Metallurgical Society (CMS), Zagreb (Kroatien), 161-166
- 9 Neudeck, D.; Oger, C.; Schwalfenberg, D.; Pfeiffer, T. (2016) *Porsche High Performance Bremsanlagen mit hartmetallbeschichteten Bremsscheiben (iDisc®)*, In: Breuer, B. [Hrsg.]: *Fortschrittsberichte VDI*, 12 (800), XXXV. Internationales μ -Symposium, Bremsen Fachtagung 2016, Bad Neuenahr, 28.-29.10.2016, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1-21
- 10 Clyne, T.W.; Withers, P.J. (1993) *An Introduction to Metal Matrix Composites*, Cambridge University Press, Cambridge (England)
- 11 Kainer, K.U. (2006) *Basics of Metal Matrix Composites*, In: Kainer, K.U. [Hrsg.]: *Metal Matrix Composites - Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1-54
- 12 Thermal Transfer Composites (2007) *Primex Cast Composites*, Firmenpublikation, Thermal Transfer Composites (TTC), New Castle (DE, USA)
- 13 Vencl, A.; Rac, A.; Bobić, I. (2004) *Tribological Behaviour of Al-Based MMCs and Their Application in Automotive Industry*, In: *Tribology in Industrie*, 26 (3&4), University of Kragujevac- Faculty of Mechanical Engineering, Kragujevac (Serbien), 31-38
- 14 Duralcan (1992) *Composites for Gravity Castings*, Firmenpublikation, Duralcan, San Diego (CA, USA)
- 15 Lanxide (1997) *ASM Al-342, Lanxide, 91-X-1060-30P-T6 (Aluminum Alloy-Matrix Composite)*, In: *Alloy Digest 2002*, American Society for Testing and Materials (ASM International), Materials Park (OH, USA), AI-342
- 16 Shibata, K.; Kawasaki, K. (2000) *Untersuchung der tribologischen Eigenschaften von Al MMC Bremsscheiben und Reibmaterial*, In: Breuer, B. [Hrsg.]: *Fortschrittsberichte VDI*, 12 (440), XX. Internationales μ -Symposium, Bremsen Fachtagung 2000, Bad Neuenahr, 27.-28.10.2000, VDI-Verlag, Düsseldorf, 9-29
- 17 Blau, P.J. (2001) *Compositions, Functions and Testing of Friction Brake Materials and Their Additives*, Report ORNL/TM-2001/64, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge (TN, USA)

- 18 Tommer, P. (2003) *High-Performance Automotive Applications*, In: Coatings, 04/2003, Thermal Spraying and Surface Engineering Association (TSSEA), Warwickshire (England), 6-7
- 19 Zeuner, T. (1999) *Verbundwerkstoffe in Bremsenanwendungen*, In: Schulte, K.; Kainer, K.U. [Hrsg]: *Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, DGM-Tagung, Hamburg, 05.-07.10.1999, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 483-491
- 20 Lotus (1996) *Lotus Elise*, Firmenpublikation, Group Lotus PLC, Norwich (England)
- 21 Winterkorn, M.; Bohne, P. (1999) *Das Drei-Liter-Auto von Volkswagen - der Lupo 3L TDI*, In: *Automobiltechnische Zeitschrift (ATZ)*, 101, Springer Automotive Media, Wiesbaden, 562-570
- 22 Midson, S.P.; Browne, D.J. (2008) *CDC Casting*, In: *Materials & Processes*, 166 (10), 08/2008, American Society for Testing and Materials (ASM International), Materials Park (OH, USA), 38-40
- 23 Herling, D.R.; Carpender, J.A.; Sklad, P.S. (2005) *Low-Cost Cast Aluminium Matrix Composites*, In: Wall, E.J.; Sullivan, R.; Carpender, J. [Hrsg.]: *Automotive Lightweighting Materials*, 2004 Annual Progress Report, U.S. Department of Energy, Washington (DC, USA), 61-68
- 24 Belitskus, D. (1993) *Fiber and Whisker Reinforced Ceramics for Structural Applications*, 1st Edition, CRC Press, Boca Raton (FL, USA)
- 25 Hoppert, Hans (2008) *Keramische Werkstoffe*, In: Moeller, E. [Hrsg.]: *Handbuch der Konstruktionswerkstoffe*, Carl Hanser Verlag, München, 613-752
- 26 Kochendörfer, R.; Krenkel, W. (2003) *Möglichkeiten und Grenzen faserverstärkter Keramiken*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Keramische Verbundwerkstoffe*, DGM-Seminar *Keramische Verbundwerkstoffe*, Stuttgart, 19.-20.11.2002, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1-22
- 27 Evans, A.G.; Marshall, D.B. (1990) *Mechanical Behavior of Ceramic Matrix Composites*, In: Mazdiyasi, K.S. [Hrsg.]: *Fiber Reinforced Ceramic Composites: Materials, Processing, and Technology*, Noyes Publications, Park Ridge (NJ, USA), 1-39
- 28 Kochendörfer, R.; Krenkel, W. (2003) *Faserkeramik – Eigenschaften und Qualitätssicherung*, In: Dinkler, D.; Messerschmid, E. [Hrsg.]: *3. Space Course, Lehrgang über Raumtransportsysteme*, Stuttgart, 20.02-03.03.1995, 339-352
- 29 Leuchs, M.; Spörer, J. (1997) *Langfaserverstärkte Keramik – eine neue Werkstoffklasse mit neuen Leistungen*, In: *Keramische Zeitschrift*, 49 (1), Verlag Schmidt, Freiburg, 18-22
- 30 Kochendörfer, R.; Hald, H.; Krenkel, W. (2006) *Gestaltungsrichtlinien für CMC-Bauteile*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Keramische Verbundwerkstoffe*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 149-172
- 31 Leuchs, M. (2008) *Chemical Vapor Infiltration Processes for Ceramic Matrix Composites: Manufacturing, Properties, Applications*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Ceramic Matrix Composites*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 141-164
- 32 Motz, G.; Schmidt, S.; Beyer, S. (2008) *The PIP-process: Precursor Properties and Applications*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Ceramic Matrix Composites*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 165-186
- 33 Heidenreich, B. (2008) *Melt Infiltration Process*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Ceramic Matrix Composites*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 113-139
- 34 Schmücker, M.; Mechnich, P. (2008) *All-Oxide Ceramic Matrix Composites with Porous Matrices*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Ceramic Matrix Composites*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 205-229
- 35 Simon, R.A. (2005) *Progress in Processing and Performance of Porous-Matrix Oxide/Oxide Composites*, In: *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 141-149

- 36 Krenkel, W.; Fabig, J. (1995) *Tailoring of Microstructure in C/C-SiC Composites*, In: Poursartip, A.; Street, K. [Hrsg.]: The Tenth International Conference on Composite Materials, Volume IV: Characterization and Ceramic Matrix Composites, Whistler, B.C. (Kanada), 14.-18.08.1995, Woodhead Publishing Limited, Cambridge (England), 601-610
- 37 Frieß, M.; Renz, R.; Krenkel, W. (2003) *Graded Ceramic Matrix Composites by LSI-Processing*, In: Vincenzini, P.; Badini, C. [Hrsg.]: Advanced Inorganic Structural Fiber Composites IV, Advances in Science and Technology, 40, 10th International Ceramics Congress and 3rd Forum on New Materials, CIMTEC, Florence (Italien), 14.-18.07.2002, Techna Group, Forlì, (Italien), 141-148
- 38 Krenkel, W.; Abu El-Hija, H.; Kriescher, M. (2004) *High Performance C/C-SiC Brake Pads*, In: Lara-Curzio, E.; Readey, M.J. [Hrsg.]: Ceramic Engineering and Science Proceedings, 25 (4), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 191-196
- 39 Krenkel, W.; Langhof, N. (2017) *Ceramic Matrix Composites for High Performance Friction Applications*, In: Lee, B.; Gadow, R.; Mitic, V.; [Hrsg.]: Proceedings of the IV Advanced Ceramics and Applications Conference, Atlantis Press, Amsterdam (Niederlande), 13-28
- 40 Heraud, L. (1990) *Main Characteristics and Domains of Application of C/SiC and SiC/SiC Ceramic Matrix Composites*, In: Tagungsband, The International Congress and Exhibition on Advanced Composites, Verbundwerk '90, Wiesbaden, 21.-23.02.1990
- 41 Naslain, R.R. (2001) *Ceramic Matrix Composites*, In: European White Book on Fundamental Research in Materials Science, Max-Planck-Institut für Metallforschung, Stuttgart, 213-216
- 42 Stinton, D.P.; Besmann, T.M.; Lowden, R.A. (1988) *Advanced Ceramics by Chemical Vapor Deposition Techniques*, In: Ceramic Bulletin, 67 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 350-355
- 43 Mühratzer, A. (1990) *Entwicklungen zur kosteneffizienten Herstellung von Faserverbundwerkstoffen mit keramischer Matrix*, In: Tagungsband, The International Congress and Exhibition on Advanced Composites, Verbundwerk '90, Wiesbaden, 21.-23.02.1990
- 44 Mühratzer, A. (1999) *Production, Properties and Applications of Ceramic Matrix Composites*, In: cfi/Ceramic Forum International, Berichte der Deutschen keramischen Gesellschaft, 76 (4), Göller-Verlag, Baden-Baden, 30-35
- 45 Davin, P.C.; Blein, J.; Gachet, C.; Robin-Brosse, C. (2007) *Carbon and Ceramic Matrix Composites Materials by Film Boiling Process*, In: Kageyama, K.; Ishikawa, T.; Takeda, N.; Hojo, M.; Sugimoto, S.; Ogasawara, T. [Hrsg.]: Proceedings of the 16th International Conference on Composite Materials (ICCM-16), Kyoto (Japan), 08.-13.07.2007, Japan Society for Composite Materials, Tokyo (Japan), 736-737
- 46 Schäfer, W. (1990) *Continuous Fibre Reinforced Silicon Carbide - A High Temperature Material for Aerospace Applications*, In: Tagungsband, The International Congress and Exhibition on Advanced Composites, Verbundwerk '90, Wiesbaden, 21.-23.02.1990
- 47 Starfire Systems (2009) *Starblade*, Firmenpublikation, 04/2009, Starfire Systems, Malta (NY, USA)
- 48 Nader, M.; Knabe, H.; Plege, B.; Schäfer, W. (1997) *Herstellung und Eigenschaften von endlos- sowie schnittfaserverstärkten C/SiC-Keramiken*, In: Friedrich, K. [Hrsg.]: Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Kaiserslautern, 17.-19.09.1997, DGM-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 179-184
- 49 Starfire Systems (2007) *Chopped Fiber Composites-Fiber Reinforced Molding Compounds by Starfire Systems*, Firmenpublikation, 06/2007, Starfire Systems, Malta (NY, USA)

- 50 Evans, C.C.; Pamee, A.C.; Rainbow, R.W. (1974) *Silicon Treatment of Carbon Fibre-Carbon Composites*, In: Tagungsband, 4th London Conference on Carbon and Graphite, London (England), 23.-27.09.1974, Society of Chemical Industry (SCI), London (England), 231-235
- 51 Luthra, K.L.; Singh, R.N.; Brun, M.K. (1994) *Toughened Silcomp Composites - Process and Preliminary Properties*, In: American Ceramic Society Bulletin, 72 (7), 04/1994, The American Ceramic Society (ACerS), Westerville (OH, USA), 79-85
- 52 Luthra, K.L.; Corman, G. (1996) *Toughened Silcomp - New Strategies Improve Performance, Reliability*, In: CFCC-News, A Communication of the Continuous Fiber Ceramic Composite Program, 7, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge (TN, USA), 6-9
- 53 Gellhorn, E.; Gruber, U.; Leis, H. (1989) *Silicon-Carbide Coated Carbon-Carbon - An Advanced Material for Rocket Systems*, In: AGARD Conference Proceedings, 449, Application of Advanced Material for Turbomachinery and Rocket Propulsion, Propulsion and Energetics Panel 72nd, Bath (England), 03.-05.10.1988, Advisory Group for Aerospace Research and Development (AGARD), Neuilly Sur Seine (Frankreich)
- 54 Papenburg, U.; Bär, K.K.O.; Heidenreich, R.; Weiß, R. (1994) *Die Herstellung und Charakterisierung von oxidationsgeschützten C/SiC-Verbundwerkstoffen*, In: Fortschrittsberichte DKG, 9 (4), Deutsche Keramische Gesellschaft, Köln, 141-186
- 55 Krenkel, W. (2000) *Entwicklung eines kostengünstigen Verfahrens zur Herstellung von Bauteilen aus keramischen Verbundwerkstoffen*, Dissertation, Universität Stuttgart, In: Forschungsbericht 2000-04, Deutsche Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt (DLR), Köln
- 56 Schulte-Fischedick, J. (2006) *Die Entstehung des Rissmusters während der Pyrolyse von CFK zur Herstellung von C/C-Werkstoffen*, Dissertation, Universität Stuttgart, In: Forschungsbericht 2005-21, Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR), Köln
- 57 Krenkel, W.; Lützenburger, N. (1999) *Near Net Shape Manufacture of CMC Components*, In: Massard, T. Vautrin, A. [Hrsg.]: 12th International Conference on Composite Materials, ICCM-12; Paris (Frankreich), 05.-09.07.1999, Woodhead Publishing Limited, Cambridge (England), Paper ID 852
- 58 Krenkel, W. (2003) *Designing with C/C-SiC Composites*, In: Bansal, N. P.; Singh, J. P.; Kriven, W. M.; Schneider, H. [Hrsg.]: Advances in Ceramic Matrix Composites IX, Ceramic Transactions, 153, 105th Annual Meeting & Exposition of the American Ceramic Society (ACerS), Nashville (TN, USA), 27.-30.04.2003, Wiley, John & Sons, Hoboken (NJ, USA), 103-123
- 59 Gadow, R. (1986) *Die Silizierung von Kohlenstoff*, Dissertation, Universität Karlsruhe
- 60 Gern, F.H. (1995) *Kapillarität und Infiltrationsverhalten bei der Flüssigsilicierung von Carbon/Carbon-Bauteilen*, Dissertation, Universität Stuttgart, In: Forschungsbericht 95-26, Deutsche Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt (DLR), Köln
- 61 Krenkel, W.; Schanz, P. (1991) *Fiber Ceramic Structures Based on Liquid Impregnation Technique*, In: Tagungsband, 42nd Congress of the International Astronautical Federation (IAF), Montreal (QC, Kanada), 05.-11.10.1991
- 62 Heimann, D.; Bill, J.; Aldinger, F.; Schanz, P.; Gern, F.H.; Krenkel, W.; Kochendörfer, R. (1995) *Development of Oxidation Protected Carbon/Carbon*, In: Zeitschrift für Flugwissenschaften und Weltraumforschung, 19, Springer-Verlag, Berlin, 180-188
- 63 Krenkel, W. (1994) *CMC Materials for High Performance Brakes*, In: Tagungsband, 27th International Symposium on Automotive Technology and Automation (ISATA), Conference on Hybrid & Alternative Fuel Vehicles and Supercars, Aachen, 31.10.-04.11.1994, ISATA, Croydon (England), 769-775

- 64 Heidenreich, B.; Krenkel, W. (2000) *Entwicklung von C/C-SiC Faserkeramiken für Friktionsanwendungen*, In: Aldinger, F.; Munz, D. [Hrsg.]: Fortschrittsberichte DKG, 15 (1), Deutsche Keramische Gesellschaft (DKG), Köln, 197-208
- 65 Krenkel, W.; Henke, T. (1999) *Modular Design of CMC Structures by Reaction Bonding of SiC*, In: Singh, M.; Indacochea, J.E.; Ikeuchi, K.; Martinez, J.; DuPont, J.N. [Hrsg.]: Joining of Advanced and Specialty Materials II, International Conference on Joining of Advanced and Specialty Materials II, Cincinnati (OH, USA), 01.-04.11.1999, ASM International, Materials Park (OH, USA), 3-9
- 66 SGL Group (2007) *Carbon-Keramik-Bremsscheiben - Eine Erfolgsgeschichte*, Firmenpublikation, SGL Carbon, Wiesbaden und SGL Brakes, Meitingen
- 67 KS (2006) *Carbon/Keramik Bremssysteme: Leistungsfähig-Sicher-Komfortabel*, In: cfi/Ceramic Forum International, Berichte der Deutschen keramischen Gesellschaft (DKG), 83 (11-12), Göller Verlag, Baden-Baden, 17-18
- 68 SGL Group / Brembo (2009) *SGL Group und Brembo bündeln Carbon-Keramik-Bremsscheiben-Aktivitäten*, Pressemitteilung, 24.06.2009, SGL Group, Wiesbaden und Brembo, Stezzano (Italien)
- 69 Buckley, J.D. (1988) *Carbon-Carbon, An Overview*, In: Ceramic Bulletin, 67 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 364-368
- 70 Henry, A. (1985) *Brabham, The Grand Prix Cars*, 1st Edition, Osprey Publishing, Oxford (England)
- 71 Roloff, G.; Ohly, B. (2012) *Flugzeugbremsen*, In: Breuer, B.; Bill, K.H. [Hrsg.]: Bremsenhandbuch, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 313-331
- 72 Cesarini, R.; Cividini, O.; Piccoli, M. (2012) *Bremssysteme für Rennwagen*, In: Breuer, B.; Bill, K.H. [Hrsg.]: Bremsenhandbuch, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 333-343
- 73 Morgan, P. (2005) *Carbon Fibers and Their Composites*, 1st Edition, CRC Press, Boca Raton (FL, USA)
- 74 Kochendörfer, R. (1987) *Heiße Tragende Strukturen aus Faserverbund-Leichtbauwerkstoffen*, In: DGLR-Jahrbuch 1987, DGLR-Jahrestagung, Berlin, 05.-07.10.1987, Deutsche Gesellschaft für Luft- und Raumfahrt (DGLR), Bonn, 374-383
- 75 Krenkel, W.; Hald, H. (1988) *Liquid Infiltrated C/SiC - An Alternative Material for Hot Space Structures*, In: Tagungsband, ESA/ESTEC Conference on Spacecraft Structures and Mechanical Testing, Noordwijk (Niederlande), 19.-21.10.1988, European Space Agency (ESA), Paris (Frankreich), 325-330
- 76 Krenkel, W. (1989) *Fiber Ceramics For Reentry Vehicle Hot Structures*, In: Tagungsband, 40th International Aeronautical Congress, Malaga (Spanien), 07.-13.10.1989, International Astronautical Federation (IAF), Paris (Frankreich)
- 77 Kochendörfer, R. (1991) *Design of Thermal Protection Systems and Materials*, In: Tagungsband, Space Course on Low Earth Orbit Transportation and Orbital Systems, Aachen, 18.02.-08.03.1991, Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG), Bonn, 38 1-22
- 78 Mühratzer, A. (1999) *Heisse Strukturen aus Faserverbundkeramik für Wiedereintrittsfahrzeuge*, In: Schulte, K.; Kainer, K.U. [Hrsg.]: Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, DGM-Tagung Hamburg, 05.-07.10.1999, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 471-482
- 79 Naslain, R.R. (2005) *SiC-Matrix Composites: Nonbrittle Ceramics for Thermostructural Applications*, In: International Journal of Applied Ceramic Technology, 2 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 75-84

- 80 Schmidt, S.; Beyer, S.; Immich, H.; Knabe, H.; Meistring, R.; Gessler, A. (2005) *Ceramic Matrix Composites: A Challenge in Space Propulsion Technology Applications*, In: International Journal of Applied Ceramic Technology, 2 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 85-96
- 81 Christin, F.A. (2005) *A Global Approach to Fiber nD Architectures and Self-Sealing Matrices: From Research to Production*, In: International Journal of Applied Ceramic Technology, 2 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 97-104
- 82 Schanz, P.; Krenkel, W. (1993) *Description of the Mechanical and Thermal Behaviour of Liquid Siliconized C/C*, In: Tagungsband, 6th European Conference on Composite Materials and Associated Conferences (ECCM6), Bordeaux (Frankreich), 20.-24.09.1993, European Association for Composite Materials (EACM), Bordeaux (Frankreich), 715-724
- 83 Pfeiffer, H.; Krenkel, W.; Heidenreich, B.; Schlenk, L. (1997) *Bremsscheiben aus keramischen Verbundwerkstoffen für Schienenfahrzeuge*, In: Koch, U. [Hrsg.]: Werkstoffwoche '96, Symposium 2, Werkstoffe für die Verkehrstechnik, Stuttgart, 28.-31.05.1996, DGM-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 275-284
- 84 Plege, B. (1997) *Hochleistungswerkstoffe in modernen Bremssystemen der Bahntechnik*, In: Tagungsband, Erlanger Werkstofftage '97, Vom Werkstoff zum Bauteil, Erlangen, 04.-05.05.1997, Institut für Werkstoffwissenschaften, Universität Erlangen-Nürnberg, 36-37
- 85 Wirth, X.; Schlenk, L.; Witt, M. (1997) *Entwicklung einer Scheibenbremse aus Kohlenstofffaserverbundwerkstoff für R/S-Hochgeschwindigkeitszüge*, In: Forschungsinformation Bahntechnik, 03/1997, Projektträger Dornier System Consult und TÜV Rheinland TSU, Immenstaad und Köln, 173-176
- 86 Krenkel, W. (1998) *Hochleistungsbremsen aus Faserkeramiken*, In: Tagungsband, Werkstoffwoche, Materialica '98, München, 12.-15.10.1998, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde (DGM), Frankfurt
- 87 Henrich, M.; Ebert, T.; Scheibel, T.; Weiss, R. (2000) *Light Weight Brake Materials for Automotive and Industrial Applications*, In: Tagungsband, Eurocarbon, Berlin, 09.-13.07.2000, Deutsche Keramische Gesellschaft (DKG), Köln, 241-242
- 88 Haug, T.; Rebstock, K. (1999) *Neue Werkstofftechnologien für Bremsen*, In: Breuer, B. [Hrsg.]: Fortschrittsberichte VDI, Reihe 12 (405), XIX. Internationales μ -Symposium, Bremsen Fachtagung 1999, Bad Neuenahr, 29.-30.10.1999, VDI-Verlag, Düsseldorf, 40-52
- 89 Porsche (1999) *Bremsscheiben aus Keramik*, Pressemitteilung Nr. 69/99, 24.09.1999, Porsche, Stuttgart
- 90 DaimlerChrysler (2000) *Hightech-Coupé CL 55 AMG "F1 Limited Edition": Innovativer Supersportler erstmals mit Keramik-Bremse*, Pressemitteilung, 30.05.2000, Daimler Chrysler, Stuttgart
- 91 Porsche (2001) *Porsche Ceramic Composite Brake (PCCB) - Die Serienfertigung hat begonnen*, Pressemitteilung, Nr. 72/00, 23.08.2000, Porsche, Stuttgart
- 92 Neudeck, D.; Martin, R.; Renzow, N. (2002) *Porsche Bremsenentwicklung - Vom Rennsport auf die Straße*, In: Breuer, B. [Hrsg.]: Fortschrittsberichte VDI, Reihe 12 (514), XXII. Internationales μ -Symposium, Bremsen Fachtagung 2002, Bad Neuenahr, 25.-26.10.2002, VDI-Verlag, Düsseldorf, 19-33
- 93 Porsche Engineering (2002) *Keramik-Verbundbremsscheiben jetzt auch für 911 Carrera 4S*, In: Porsche Engineering Magazine, 02/2002, Porsche Engineering, Weissach, 10-12
- 94 Wüllner, A. (2003) *Carbon-Keramik-Bremsen - Revolution im Hochleistungsbereich! Statusbericht zwei Jahre nach Serieneinführung*, In: Heinrich, J.G.; Gasthuber, H. [Hrsg.]: Keramik im Fahrzeugbau, DKG-Symposium, Stuttgart, 06.-07.05.2003, Deutsche Keramische Gesellschaft (DKG), Köln, 29-34

- 95 DaimlerChrysler (2003) *Joint Venture mit Brembo gegründet*, Pressemitteilung, 24.11.2003, Daimler Chrysler, Stuttgart
- 96 Audi (2005) *Innovative Keramikbremsen für den Audi A8 12-Zylinder*, Pressemitteilung, 07.06.2005, Audi, Ingolstadt
- 97 Porsche (2008) *Porsche zeigt erstmals neuen Cayenne Turbo S*, Pressemitteilung, 20.04.2008, Porsche, Stuttgart
- 98 Audi (2009) *Der Audi Q7 - Die neue Generation*, Pressemitteilung, 15.04.2009, Audi, Ingolstadt
- 99 Jost, K.-E. (2005) *Überzeugungs-Kraft*, In: Christophorus, 316, 10-11/2005, Porsche, Stuttgart, 38-42
- 100 Brembo (2010) *New Brembo CCM-R Disc*, Pressemitteilung, 01/2010, Brembo, Stezzano (Italien)
- 101 Rosenlöcher, J.; Deinzer, G.; Waninger, R.; Münchhoff, J. (2007) *Hochleistungsbremsscheiben aus Faserverbundkeramik*, In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 38 (11), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 922-926
- 102 Renz, R.; Seifert, G. (2007) *Keramische Hochleistungsbremsscheiben im Sportwagenbereich*, In: DVM-Bericht 674, Reifen, Räder, Naben, Bremsen, DVM-Tag 2007, Berlin, 09.-11.05.2007, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung (DVM), Berlin, 85-94
- 103 Raether, F.; Meinhardt, J.; Kienzle, A. (2007) *Oxidation Behaviour of Carbon Short Fibre reinforced C/SiC Composites*, In: Journal of the European Ceramic Society (ECerS), 27 (2-3), Elsevier, Oxford (England), 1217-1221
- 104 Krenkel, W.; Renz, R.; Heidenreich, B. (2000) *Lightweight and Wear Resistant Brakes*, In: Tagungsband, 7th International Symposium on Ceramic Materials and Components for Engines, Goslar, 19.-21.06.2000, Deutsche Keramische Gesellschaft (DKG), Köln
- 105 Krenkel, W.; Heidenreich, B.; Renz, R. (2002) *C/C-SiC Composites for Advanced Friction Systems*, In: Advanced Engineering Materials 4 (7), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 427-436
- 106 Krenkel, W.; Renz, R.; Henke, T. (2000) *Ultralight and Wear Resistant Ceramic Brakes*, In: Winkler, P.-J. [Hrsg.]: Materials for Transportation Technology, Euromat - Volume 1, Euromat '99, München, 27.-30.09.1999, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 89-94
- 107 Krenkel, W. (2000) *Faserverstärkte Keramiken für Bremsenanwendungen*, In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 31 (8), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 655-660
- 108 Stadler, Z.; Kermc, M.; Kosmač, T.; Dakskobler, A. (2004) *A Motorcycle Brake System with C/C-SiC Composite Brake Discs*, In: Ceramic Engineering and Science Proceedings, 25 (4), 28th International Cocoa Beach Conference and Exposition on Advanced Ceramics & Composites, Cocoa Beach (FL, USA), 25.-30.01.2004, The American Ceramic Society (ACerS), Westerville (OH, USA), 179-184
- 109 Neudeck, D.; Wüllner, A. (2012) *Bremsen mit nichtmetallischen Bremsscheiben*, Bremsenhandbuch, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 571-579
- 110 Heidenreich, B.; Renz, R.; Krenkel, W. (2001) *Short Fibre Reinforced CMC Materials for High Performance Brakes*, In: Krenkel, W.; Naslain, R.R.; Schneider, H. [Hrsg.]: High Temperature Ceramic Matrix Composites, 4th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 4), München, 01.-03.10.2001, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 809-815

- 111 Krenkel, W.; Hausherr, J.M.; Reimer, T.; Frieß, M. (2004) *Design, Manufacture and Quality Assurance of C/C-SiC Composites for Space Transportation Systems*, In: Ceramic Engineering and Science Proceedings, 25 (4), 28th International Cocoa Beach Conference and Exposition on Advanced Ceramics & Composites, Cocoa Beach (FL, USA), 25.-30.01.2004, The American Ceramic Society (ACerS), Westerville (OH, USA), 49-58
- 112 Schunk Group (2003) *Faserverstärkte keramische Werkstoffe für hohe Anforderungen bei Reib- und Gleitanwendungen*, Firmenpublikation, 02/2003, Schunk Kohlenstofftechnik, Heuchelheim
- 113 Speicher, M. (2003) *Kohlenstofffaserverstärkte SiC-Keramiken für Leichtbaubremsscheiben*, Dissertation, Universität, Stuttgart
- 114 Engel, H.-G. (2002) *Bremsscheiben aus Keramik - reif für die Serie?*, In: Tagungsband, 3. Fachtagung, Automobilleichtbau, Böblingen, 22.-23.10.2002, Automobil-Entwicklung und Automobil-Produktion und Management Information Center, Landsberg
- 115 Krenkel, W.; Berndt, F. (2005) *C/C-SiC composites for space applications and advanced friction systems*, In: Materials Science and Engineering 412 (1-2), Elsevier, Oxford (England), 177-181
- 116 SGL Group (1999) *SIGRASIC 6010 GNJ - Faserverstärkte Keramik für Bremsscheiben von SGL Carbon*, Firmenpublikation, 11/1999, SGL Technik, Meitingen
- 117 Gibson, D.W.; Taccini, G.J. (1989) *Carbon/Carbon Friction Materials for Dry and Wet Brake and Clutch Applications*, SAE Technical Paper, Series 890950, Society of Automotive Engineers (SAE), Warrendale (PA, USA)
- 118 SGL Carbon Group (2004) *Carbon Fiber-Reinforced Carbon*, Firmenpublikation, 05/2004, SGL Carbon, Meitingen
- 119 Friatec (2017) *SiC 198*, Firmenpublikation, URL: <https://www.degussit.co.uk/Properties.htm>, abgerufen am 20.03.2017
- 120 FCT (2017) *Vergleichstabelle Werkstoffdaten*, Firmenpublikation, URL: <http://www.fcti.de/de/werkstoffdatenbank/>, abgerufen am 20.03.2017
- 121 Ceramtec (2009) *Mechanical Seal Ceramics*, Firmenpublikation, Ceramtec, Lauf
- 122 ATE (2007) *Bremsen-Ersatzteil Programm 2007/2008*, Firmenpublikation, Continental Division Interior BU Commercial Vehicles & Aftermarket, Frankfurt
- 123 Trzesniowski, M. (2014) *Rennwagentechnik*, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden
- 124 Hust, F. (2005) *Zahlen aus der beeindruckenden Welt der Formel 1*, Bericht vom 27.11.2005, URL: http://www.motorsport-total.com/f1/news/2005/11/Zahlen_aus_der_beeindruckenden_Welt_der_Formel_1_05112704.html, abgerufen am 25.03.2017
- 125 BMW (2008) *Der neue BMW 7er*, Firmenpublikation, BMW Medieninformation, 06/2008, BMW, München
- 126 Stauber, R. (2008) *Werkstoffe und Technologien für den Automobil Leichtbau*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Verbundwerkstoffe*, 17. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, 01-03.04.2009, Bayreuth, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 12-26
- 127 Continental Teves (2005) *Hochleistungsbremsscheiben*, Firmenpublikation, 2005, Continental Teves, Frankfurt
- 128 SHW (2009) *Sonderlösungen für Bremsscheiben: Individuell bis High-End in Serie*, Firmenpublikation, URL: <http://www.shw.de/index.php?58>, abgerufen am 19.02.2009
- 129 Brembo (2009) *Brembo Dual-Cast Brake Disc*, Pressemitteilung, 03/2009, Brembo, Stezzano (Italien)

- 130 Stahl-Informations-Zentrum (2009) *Stahl-Innovationspreis 2009*, Dokumentation 500, Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf, 20-21
- 131 Habenicht, H. (2008) *Neuartiges Keramik-Bremssystem*, Firmenpublikation, Innovations-Wettbewerb 2008, Würzburger Automobil Gipfel, Würzburg, 11.-12.06.2008
- 132 Deutsches Institut für Normung (2016) *DIN EN ISO 23145-2, Hochleistungskeramik, Bestimmung der Dichte von keramischen Pulvern, Teil 2: Schüttdichte*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung ISO 23145, Beuth Verlag, Berlin
- 133 Deutsches Institut für Normung (2016) *DIN EN ISO 23145-1, Hochleistungskeramik, Bestimmung der Dichte von keramischen Pulvern, Teil 1: Klopfdichte*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung ISO 23145, Beuth Verlag, Berlin
- 134 Clauß, B. (2008) *Fibers for Ceramic Matrix Composites*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: *Ceramic Matrix Composites*, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 1-20
- 135 Koch, P.-A. (1989) *Faserstoff-Tabellen*, 1. Ausgabe 1989, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen (RWTH-Aachen), Institut für Textiltechnik, Aachen
- 136 Foley, A.; Frohs, W.; Hauke, T.; Heine, M.; Jäger, H.; Sitter, S. (2008) *Carbon Fibers*, In: Jäger, H.; Frohs, W. [Hrsg.]: *Carbon Fibers & Related Composite Materials*, SGL Carbon, Meitingen, 291-312
- 137 Toho Tenax (2017) *Produktdatenblatt Tenax®*, *Filamentgarn*, Firmenpublikation, Toho Tenax, Tokio (JPN)
- 138 Toray (2016) *High performance carbon fiber Torayca®*, Firmenpublikation, Toray, Tokio (JPN)
- 139 Hexcel (2015) *HexTow® Carbon Fiber*, Firmenpublikation, Hexcel, Stamford (CT, USA)
- 140 SGL (2009) *SIGRAFIL® Carbon-Endlosfasern*, Firmenpublikation, SGL Technologies, Meitingen
- 141 Zoltek (2016) *ZOLTEK®*, *PX30 Roving*, Firmenpublikation, Zoltek, Bridgeton (MO, USA)
- 142 Zoltek (2016) *ZOLTEK®*, *PX35 Continuous Tow*, Firmenpublikation, Zoltek, Bridgeton (MO, USA)
- 143 Cytec (2017) *THORNEL®*, Firmenpublikation, URL: <http://www.cytec.com/selector-guide/>, abgerufen am 25.03.2017
- 144 Cytec (2008) *THORNEL®*, *Carbon Fiber Products*, Firmenpublikation, URL: <http://www.cytec.com/engineered-materials/carbon-fiber-index.htm>, abgerufen am 10.10.2009
- 145 Mitsubishi (2009) *DIALEAD®*, *Standard Grades*, Firmenpublikation, URL: <http://www.mitsubishichemical.com/dialead.php>, abgerufen am 10.10.2009
- 146 Nippon (2008) *GRANOC®*, *Yarn*, Firmenpublikation, URL: <http://www31.ocn.ne.jp/~ngf/english/product/p1.htm>, abgerufen am 10.10.2009
- 147 Sharp, K.; Bogdanovich, A.E. (2008) *High Through-Thickness Thermal Conductivity Composites Based on Three-Dimensional Woven Fiber Architectures*, In: *AIAA Journal*, 46 (11), 11/2008, The American Institute of Aeronautics and Astronautics (AIAA), Reston, (VA, USA), 2944-2954
- 148 Frieß, M.; Krenkel, W.; Brandt, R.; Neuer, G. (2001) *Influence of Process Parameters on the Thermophysical Properties of C/C-SiC*, In: Krenkel, W.; Naslain, R.R.; Schneider, H. [Hrsg.]: *High Temperature Ceramic Matrix Composites, 4th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 4)*, München, 01.-03.10.2001, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 328-333
- 149 Chawla, K.K. (2003) *Ceramic Matrix Composites*, 2nd Edition, Kluwer Academic Publishers, Norwell (MA, USA)

- 150 Yongyao, D.; Krenkel, W.; Kochendörfer, R. (1996) *Coating Fibre Bundles in C/C-SiC Composite Using Sol-Gel Techniques*, In: Tagungsband, International Conference on Advanced Materials, Beijing (China), 12.-15.08.1996
- 151 Schmidt, S. (2004) *Beschichtung von Kohlenstofffasern durch chemische Gasphasenabscheidung*, Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg
- 152 Hackl, G. (2007) *Optimierung des Interfaces in kohlenstofffaserverstärkten Verbundwerkstoffen durch CVD-Beschichtung von Kohlenstoffkurzfasern*, Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg
- 153 Gadow, R.; Kienzle, A.; Speicher, M. (2001) *Kohlenstofffaserverstärkte Siliciumcarbidkeramiken als Friktionswerkstoff für Scheibenbremsanlagen*, In: Kriegesmann, J. [Hrsg]: DKG Handbuch, Technische keramische Werkstoffe, Verlag Deutscher Wirtschaftsdienst, Köln, 8.3.1.2
- 154 Henrich, M. (2005) *Einfluss von Siliziumkarbidfüllstoffen auf die Struktur und die mechanischen Eigenschaften von 2D-C/C-Verbundwerkstoffen*, Dissertation, Universität Magdeburg
- 155 Drechsler, K.; Heine, M.; Mitschang, P.; Bauer, W.; Gruber, U.; Fischer, L.; Öttinger, O.; Heidenreich, B.; Lützenburger, N.; Voggenreiter, H. (2008) *Carbon Fiber Reinforced Composites*, In: Jäger, H.; Frohs, W. [Hrsg]: Carbon Fibers & Related Composite Materials, SGL Carbon, Meitingen, 1-120
- 156 Savage, G. (1993) *Carbon/Carbon Composites*, 1st Edition, Chapman & Hall, London (England)
- 157 Fitzer, E.; Manocha, L.M. (1998) *Carbon Reinforcements and Carbon/Carbon Composites*, 1st Edition, Springer-Verlag, Berlin
- 158 Weiß, R. (2008) *Carbon/Carbons and Their Applications*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: Ceramic Matrix Composites, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 69-111
- 159 Eirich (2009) *Mischprinzip*, Firmenpublikation, URL: <http://www.eirich.de/de/mischprinzip>
- 160 Henrich, M.; Weiß, R. (2005) *Herstellung und Prüfung von kurzfaserverstärkten C/SiC-Werkstoffen für Automobilbremsscheiben*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: cfi/Ceramic Forum International, Berichte der Deutschen keramischen Gesellschaft (DKG), 82 (13), DKG/DGM Symposium Hochleistungskeramik, DKG-Jahrestagung 2005, Selb, 12.-13.10.2005, Göller Verlag, Baden-Baden, 13-15
- 161 Zuber, C.; Heidenreich, B. (2005) *Development of a Net Shape Manufacturing Method for Ventilated Brake Discs in Single Piece Design*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: cfi/Ceramic Forum International, Berichte der Deutschen keramischen Gesellschaft (DKG), 82 (13), DKG/DGM Symposium Hochleistungskeramik, DKG-Jahrestagung 2005, Selb, 12.-13.10.2005, Göller Verlag, Baden-Baden, 16-22
- 162 Krenkel, W.; Renz, R. (2008) *CMCs for Friction Application*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: Ceramic Matrix Composites, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 385-407
- 163 Krenkel, W. (2001) *Faserverstärkte Keramik für hoch belastbare Leichtbauteile*, Sonderdruck aus MM - Das Industriemagazin, Nr. 5+14, Vogel Verlag und Druck, Würzburg
- 164 Strife, J.R.; Sheehan, J.E. (1988) *Ceramic Coatings for Carbon-Carbon Composites*, In: Ceramic Bulletin, 67 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 369-374
- 165 Walker, T.B.; Booker, L.A. (2000) *Inhibition of Catalytic Oxidation in Carbon-Carbon Composite Friction Materials*, In: Tagungsband, Eurocarbon, Berlin, 09.-13.07.2000, Deutsche Keramische Gesellschaft (DKG), Köln, 235-236
- 166 Maier, C.R.; Jones, L.E. (2005) *The Influence of Aluminium Phosphates on Graphite Oxidation*, In: Carbon, 43 (11), 09/2005, Elsevier, Oxford (England), 2272-2276

- 167 Ebner, H.T. (2012) *Regelwerke und Prüfverfahren*, Bremsenhandbuch, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 633-646
- 168 UN-Economic Commission for Europe (2015) *Regelung Nr. 13-H, Einheitliche Bedingungen für die Genehmigung von Personenkraftwagen hinsichtlich der Bremsen*, UN-ECE Regelung, Deutsche Übersetzung, Tag des Inkrafttretens 15.06.2015
- 169 Europäische Union (2000) *2000/53/EG, Richtlinie des Europäischen Parlaments und des Rates vom 18. September 2000 über Altfahrzeuge*, Richtlinie, Deutsche Übersetzung, Tag des Inkrafttretens 18.09.2000
- 170 Bundesministerium (2002) *Bekanntmachung der Neufassung der Altfahrzeug-Verordnung vom 21.06.2002*, Gesetz, In: Bundesgesetzblatt, Jahrgang 2002, Teil I, Nr. 41, Bundesanzeiger Verlagsgesellschaft, Köln, 2214-2225
- 171 Europäische Union (2005) *2005/64/EG, Richtlinie des Europäischen Parlaments und des Rates vom 26. Oktober 2005 über die Typgenehmigung für Kraftfahrzeuge hinsichtlich ihrer Wiederverwendbarkeit, Recyclingfähigkeit und Verwertbarkeit und zur Änderung der Richtlinie 70/156/EWG des Rates*, Richtlinie, Deutsche Übersetzung, Tag des Inkrafttretens 15.12.2005
- 172 Remfrey, J.; Gruber, S.; Ocvirk, N. (2012) *Aufbau und Komponenten von PKW-Bremsanlagen*, In: Breuer, B.; Bill, K.H. [Hrsg.]: Bremsenhandbuch, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 113-163
- 173 Steffan, H.; Moser, A.; Burg, H. (2009) *Kinetik*, In: Burg, H.; Moser, A. [Hrsg.]: Handbuch Verkehrsunfallrekonstruktion, 2. Auflage, Vieweg & Sohn Verlag, GWV Fachverlage, Wiesbaden, 171-216
- 174 Eichhorn, U.; Gies, S.; Layfield, J.; Rischbieter, F. (2012) *Fahrzeugtechnische Anforderungen*, Bremsenhandbuch, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 25-49
- 175 Deutsches Institut für Normung (2006) *DIN 51908, Prüfung von Kohlenstoffmaterialien - Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit bei Raumtemperatur nach einem Vergleichsverfahren - Feststoffe*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 176 Deutsches Institut für Normung (2008) *DIN EN 1159-3, Hochleistungskeramik - Keramische Verbundwerkstoffe, Thermophysikalische Eigenschaften - Teil 3: Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 1159-3, Beuth Verlag, Berlin
- 177 Deutsches Institut für Normung (2017) *DIN EN ISO 6892-1, Metallische Werkstoffe, Zugversuch, Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN ISO 6892-1, Beuth Verlag, Berlin
- 178 Deutsches Institut für Normung (2016) *DIN 50125, Prüfung metallischer Werkstoffe, Zugproben*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 179 Deutsches Institut für Normung (1999) *DIN EN 658-1, Mechanische Eigenschaften von keramischen Verbundwerkstoffen bei Raumtemperatur, Teil 1: Bestimmung der Eigenschaften unter Zug*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 658-1, Beuth Verlag, Berlin
- 180 Deutsches Institut für Normung (2002) *DIN EN 658-3, Mechanische Eigenschaften von keramischen Verbundwerkstoffen bei Raumtemperatur, Teil 3: Bestimmung der Biegefestigkeit*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 658-3, Beuth Verlag, Berlin
- 181 Deutsches Institut für Normung (2003) *DIN EN 658-5, Mechanische Eigenschaften von keramischen Verbundwerkstoffen bei Raumtemperatur, Teil 5: Bestimmung der Scherfestigkeit im Drei-Punkt-Biegeversuch mit kurzem Auflagerabstand*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 658-5, Beuth Verlag, Berlin
- 182 Heinrich, J.G. (2005) *Physikalische und chemische Grundlagen der Keramik, Teil II: Eigenschaften keramischer Werkstoffe*, 2. Auflage, TU Clausthal, Clausthal

- 183 Halbig, M.C.; Brewer, D.N.; Eckel, A.J. (2000) *Degradation of Continuous Fiber Ceramic Matrix Composites under Constant-Load Conditions*, NASA-Report, TM-2000-209681, NASA Center for Aerospace Information, Hanover (MD, USA)
- 184 Schnittker, A. (2001) *Hochtemperaturkorrosion von C/C-SiC-Werkstoffen in wasserhaltigen Atmosphären*, Dissertation, Universität Clausthal, In: *Berichte aus der Werkstofftechnik*, Shaker Verlag, Aachen
- 185 Meinhardt, J.; Kienzle, A. (2006) *Kurzfaserverstärkte C/SiC-Keramiken für den Fahrzeugbau*, In: *Technik in Bayern*, 05/2006, Verlag Neuer Merkur, München, 14-15
- 186 Gerthsen, T. (2008) *Chemie für den Maschinenbau 2*, Universitätsverlag, Karlsruhe
- 187 Deutsches Institut für Normung (2012) *DIN EN ISO 9227, DIN EN ISO 945-1, Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären – Salzsprühnebelprüfungen*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN ISO 9227, Beuth Verlag, Berlin
- 188 Verband der Automobilindustrie (2003) *VDA-Empfehlung 285-1 für Scheibenbremsbeläge der Fahrzeuge bis 3,5 t, Entwicklung & Qualitätssicherung*, Dokumentation Kraftfahrwesen, Bietigheim-Bissingen
- 189 Deutsches Institut für Normung (1979) *DIN 50320, Verschleiß, Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin (Norm wurde zurückgezogen)
- 190 Ludger, D.; Fischer, A.; Stolz, U. (2002) *Arbeitsblatt 7, Tribologie*, Gesellschaft für Tribologie, Aachen
- 191 International Organization for Standardization (2008) *ISO 15484, Road vehicles, Brake lining friction materials, Product definition and quality assurance*, Internationale Norm, International Organization for Standardization (ISO), Genf (Schweiz)
- 192 Society of Automobile Engineers (2013) *SAE J2521, Disc and Drum Brake Dynamometer Squeal Noise Matrix*, Amerikanische Norm, Society of Automobile Engineers (SAE International), Warrendale (PA, USA)
- 193 Society of Automobile Engineers (2014) *SAE J2522, Dynamometer Global Brake Effectiveness*, Amerikanische Norm, Society of Automobile Engineers (SAE International), Warrendale (PA, USA)
- 194 Brummer, H.; Koch, L. (2012) *Schwingungen und Geräusche*, In: Breuer, B.; Bill, K.H. [Hrsg.]: *Bremsenhandbuch*, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 561-570
- 195 Verband der Automobilindustrie (2009) *Eigenfrequenzmessungen und Modal-Analyse von Bremsscheiben in der Entwicklung*, VDA-Empfehlung 301, Verband der Automobilindustrie e.V. (VDA), Frankfurt
- 196 Deutsches Institut für Normung (2007) *DIN EN 1159-1, Hochleistungskeramik - Keramische Verbundwerkstoffe, Thermophysikalische Eigenschaften - Teil 1: Bestimmung der thermischen Ausdehnung*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 1159-1, Beuth Verlag, Berlin
- 197 Güther, H.-M.; Grasser, S. (2007), *Carbon Fibres: Entering Mass-Produced Cars?*, In: *AutoTechnology*, 01/2007, Vieweg & Sohn Verlag, GWV Fachverlage, Wiesbaden, 48-51
- 198 Zwicky, F. (1989) *Morphologische Forschung*, 2. Auflage, Baeschlin-Verlag, Glarus (Schweiz)
- 199 Lindemann, U. (2009) *Methodische Entwicklung technischer Produkte*, 3. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- 200 Jost, K.-E. (2004) *Hart im Nehmen*, In: *Christophorus*, 311, 12/2004-01/2005, Porsche, Stuttgart, 24-30

- 201 Brandt, R.; Neuer, G.; Schreiber, E. (2001) *Thermisches Verhalten von C/C-SiC*, In: Hochtemperaturprobleme rückkehrfähiger Raumtransportsysteme, Sonderforschungsbereich 259, Arbeits- und Ergebnisbericht 2001, Teilprojekt B3, Institut für Kernenergetik und Energiesysteme (IKE), Universität Stuttgart, 211-243
- 202 Grote, K.-H.; Feldhusen, J. (2014) *Dubbel, Taschenbuch für den Maschinenbau*, 24. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- 203 Markert, R. (2008) *Fahrzeugschwingungen*, 1. Auflage, Skript Fachbereich Maschinenbau, Technische Universität, Darmstadt
- 204 Krenkel, W.; Renz, R. (2000) *CMC Brake Disks: Design, Manufacture and Quality Assurance Aspects*, In Tagungsband: Material Weeks 2000, München, 25.-28.09.2000, DGM-Informationsgesellschaft, Frankfurt
- 205 Salmang, H.; Scholze, H. (2007) *Keramik*, 7. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- 206 Roos, E.; Maile, K. (2015) *Werkstoffkunde für Ingenieure*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- 207 Deutsches Institut für Normung (2014) *DIN EN 10088-1, Nichtrostende Stähle, Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 10088-1, Beuth Verlag, Berlin
- 208 Deutsches Institut für Normung (2000) *DIN EN 10250-4, Freiformschmiedestücke aus Stahl für allgemeine Verwendung, Teil 4: Nichtrostende Stähle*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 10250-4, Beuth Verlag, Berlin
- 209 Deutsches Institut für Normung (1990) *DIN 17865, Gußstücke aus Titan und Titanlegierungen*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 210 Deutsches Institut für Normung (2012) *DIN 17864, Schmiedestücke aus Titan und Titan-Knetlegierungen*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 211 Deutsches Institut für Normung (2013) *Entwurf DIN EN 1706, Aluminium und Aluminiumlegierungen, Gussstücke*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 1706, Beuth Verlag, Berlin
- 212 Deutsches Institut für Normung (1994) *DIN EN 586-2, Aluminium und Aluminiumlegierungen, Schmiedestücke, Teil 2: Mechanische Eigenschaften und zusätzliche Eigenschaftsanforderungen*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 586-2, Beuth Verlag, Berlin
- 213 Deutsches Institut für Normung (1997) *DIN EN 1753, Magnesium und Magnesiumlegierungen, Blockmetalle und Gußstücke aus Magnesiumlegierungen*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 1753, Beuth Verlag, Berlin
- 214 Deutsches Institut für Normung (1982) *DIN 9715, Halbzeug aus Magnesium-Knetlegierungen, Eigenschaften*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 215 Deutsches Institut für Normung (1989) *DIN 29850, Wärmebehandlung von Aluminium-Knetlegierungen*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 216 Ostermann, F. (2007) *Anwendungstechnologie Aluminium*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- 217 Hofmann, H.; Spindler, J. (2004) *Verfahren der Oberflächentechnik*, Hanser Verlag, München
- 218 Deutsches Institut für Normung (2010) *DIN EN ISO 3506-1, Mechanische Eigenschaften von Verbindungselementen aus nichtrostenden Stählen, Teil 1: Schrauben*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN ISO 3506-1, Beuth Verlag, Berlin
- 219 Deutsches Institut für Normung (2010) *DIN EN ISO 3506-2, Mechanische Eigenschaften von Verbindungselementen aus nichtrostenden Stählen, Teil 2: Muttern*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN ISO 3506-2, Beuth Verlag, Berlin
- 220 Deutsches Institut für Normung (1998) *DIN EN 1664, Sechskantmuttern mit Klemmteil und Flansch, Ganzmetallmuttern*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 1664, Beuth Verlag, Berlin

- 221 Deutsches Institut für Normung (2003) *DIN EN 10151, Federband aus nichtrostenden Stählen, Technische Lieferbedingungen*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 10151, Beuth Verlag, Berlin
- 222 Informationsstelle Edelstahl Rostfrei (2006) *Edelstahl Rostfrei-Eigenschaften*, 4. Auflage, Merkblatt, 821, Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, Düsseldorf
- 223 Deutsches Institut für Normung (2014) *DIN EN 10088-3, Nichtrostende Stähle, Teil 3: Technische Lieferbedingungen für Halbzeug, Stäbe, Walzdraht, gezogenen Draht, Profile und Blankstahlerzeugnisse aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung*, Deutsche Norm, Deutsche Fassung EN 10088-3, Beuth Verlag, Berlin
- 224 Deutsches Institut für Normung (2012) *DIN 17862, Stangen aus Titan und Titanlegierungen, Technische Lieferbedingungen*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 225 Deutsches Institut für Normung (1990) *DIN 17851, Titanlegierungen, Chemische Zusammensetzung*, Deutsche Norm, Beuth Verlag, Berlin
- 226 Francis, R. (2001) *Galvanic Corrosion: A Practical Guide for Engineers*, NACE International, Houston (TX, USA)
- 227 Schürmann, H. (2007) *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin
- 228 Hahn, K.L.; Häusser, G.; Brückner-Foit, A. (1995) *Schädigungs- und Versagensverhalten von gewobenen C/C-SiC-Verbundwerkstoffen*, In: IKM-Jahresbericht 1995, Institut für Keramik im Maschinenbau (IKM), Universität Karlsruhe, 98-104
- 229 Henrich, M.; Regener, D.; Weiß, R. (2002) *Charakterisierung des Festigkeits- und Bruchverhaltens von kohlenstofffaserverstärktem Kohlenstoff (C/C) und siliziertem Kohlenstoff (C/C-SiC) unter Biegebeanspruchung*, In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 33 (9), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 524-533
- 230 Henrich, M.; Regener, D.; Weiß, R. (2004) *Querschnittseinfluss beim Zugversuch von siliziertem kohlenstoffkurzfaserverstärktem Kohlenstoff (C/C-SiC)*, In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 35 (1), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 45-54
- 231 Tushtev, K.; Koch, D.; Horvath, J.; Grathwohl, G. (2006) *Mechanismen und Modellierung der Verformung- und Schädigung keramischer Faserverbundwerkstoffe*, In: International Journal of Materials Research, 97 (10), Hanser Verlag, München, 1460-1469
- 232 Ansorge, F. (1995) *Untersuchungen zum Versagensverhalten von flüssigsilicierter C/SiC Faser-keramik*, Fortschrittsberichte VDI, Reihe 18 (179), VDI-Verlag, Düsseldorf
- 233 Li, L.; Song, Y. (2010) *Fatigue Behavior of Cross-Ply C/SiC Ceramic Matrix Composites at Ambient and Elevated Temperatures*, In: Krenkel, W.; Lamon, J. [Hrsg.]: High Temperature Ceramic Materials and Composites, 7th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 7), Bayreuth, 20.-22.09.2010, Aviso Verlagsgesellschaft, Berlin, 314-319
- 234 Krenkel, W.; Heidenreich, B.; Renz, R. (2000) *Leichtbaubremsen aus Faserkeramik*, In: Kriegesmann, J. [Hrsg.]: DKG-Handbuch, Technische Keramische Werkstoffe, Deutscher Wirtschaftsdienst, Köln, Kap. 8.3.1.1, 1-30
- 235 Föhl, J.; Wiedemeyer, J. (2001) *Qualifikation von Faserverbundkeramik für Friktionsanwendungen*, In: Kriegesmann, J. [Hrsg.]: DKG-Handbuch, Technische Keramische Werkstoffe, Deutscher Wirtschaftsdienst, Köln, Kap. 8.3.1.3, 1-18
- 236 Zimmerlin, B.; Zum Gahr, K.H.; Kochendörfer, R.; Schanz, P. (1994) *Schwingungsverschleiß von ungeschmierten, faserkeramischen C/C-SiC-Gleitpaarungen*, In: Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 25 (11), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 442-450

- 237 Völker, K.; Zum Gahr, K.H. (1996) *C/C-SiC-Faserkeramik unter abrasiver Beanspruchung*, In: Zum Gahr, K.H. [Hrsg.]: *Reibung und Verschleiß*, DGM-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 317-321
- 238 Zhang, Y.; Xu, Y.; Lou, J.; Zhang, L.; Cheng, L. (2005) *Braking Behavior of C/SiC Composites Prepared by Chemical Vapor Infiltration*, In: *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2 (2), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 114-121
- 239 Zhang, J.; Xu, Y.; Zhang, L.; Cheng, L. (2007) *Effect of Braking Speed on Friction and Wear Behaviors of C(C-SiC Composites)*, In: *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 4 (5), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 463-469
- 240 Ostermeyer, G.-P.; Müller, M. (2008) *New insights into the tribology of brake systems*, In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering*, 222 (7), Institution of Mechanical Engineers (IMEchE), London (England) 1167-1200
- 241 Ostermeyer, G.-P. (2010) *Nonlinear Dynamics in the Friction Interfaces of Brakes*, In: Krenkel, W.; Lamon, J. [Hrsg.]: *High Temperature Ceramic Materials and Composites*, 7th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 7), Bayreuth, 20.-22.09.2010, Aviso Verlagsgesellschaft, Berlin, 213-220
- 242 Ostermeyer, G.-P.; Bode, K. (2010) *On the Tribology of Vehicle Brake Systems with CMC Discs: Impact of CMC Material Properties on Friction Layer Dynamics*, In: Krenkel, W.; Lamon, J. [Hrsg.]: *High Temperature Ceramic Materials and Composites*, 7th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 7), Bayreuth, 20.-22.09.2010, Aviso Verlagsgesellschaft, Berlin, 213-220
- 243 Wang, Y.; Wu, H. (2010) *Friction Surface on Carbon-Fiber Reinforced Carbon-Silicon Carbide (C/C-SiC)*, In: Krenkel, W.; Lamon, J. [Hrsg.]: *High Temperature Ceramic Materials and Composites*, 7th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC 7), Bayreuth, 20.-22.09.2010, Aviso Verlagsgesellschaft, Berlin, 371-377
- 244 Trepte, S. (2002) *Tribologische Kennwerte für Reibwerkstoffe*, In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 33 (3), Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 142-154
- 245 Kleinlein, C.; Severin, D. (2012) *Eigenschaften der Reibpaarungen im Bremsprozess*, In: Breuer, B.; Bill, K.H. [Hrsg.]: *Bremsenhandbuch*, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 529-545
- 246 Wiaterek, C. (2012) *Reibbeläge*, In: Breuer, B.; Bill, K.H. [Hrsg.]: *Bremsenhandbuch*, 4. Auflage, ATZ/MTZ Fachbuch, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 511-528

Anmerkungen zu den zitierten DIN-Normen

Alle Abbildungen und Tabellenwerte wiedergegeben aus DIN-Normen mit Erlaubnis des DIN Deutsches Institut für Normung e. V. Maßgebend für das Anwenden der DIN-Normen ist deren Fassung mit dem neuesten Ausgabedatum.



LEBENS LAUF

Ralph Renz

geboren | am 10. Dezember 1968 in Sindelfingen
Nationalität | Deutsch

Ausbildung

06/2018 | **Promotion:** Entwicklung eines Werkstoff- und Bauweisenkonzepts für keramische Verbundbrems scheiben, Universität Bayreuth, im Auftrag der Dr. Ing. h.c. F. Porsche AG und mit freundlicher Unterstützung der Brembo SGL Carbon Ceramic Brakes GmbH

10/1989 bis 07/1996 | **Studium:** Diplom-Ingenieur Maschinenwesen, Universität Stuttgart
Diplomarbeit: Reibungs- und Verschleißmechanismen faserverstärkter Keramik

1988 | **Schulabschluss:** Allgemeine Hochschulreife, Gymnasium Unterrieden, Sindelfingen

Wehrdienst

07/1988 bis 07/1989 | Neuburg an der Donau

Berufserfahrung

seit 09/2016 | **Fachreferent Technologie und Innovation**
Abteilung Konzeptbau und Entwicklung Sonderfahrzeuge

01/2012 bis 08/2016 | **Fachreferent Leichtbau**
Abteilung Werkstofftechnik

08/2011 bis 12/2011 | **Sachgebietsleiter Leichtbau**
Abteilung Werkstofftechnik

06/2008 bis 07/2011 | **Sachgebietsleiter Verbundwerkstoffe und Friktionsanwendungen**
Abteilung Werkstofftechnik

02/2002 bis 05/2008 | **Entwicklungsingenieur in der Serien- und Vorentwicklung**
Keramische Friktionsanwendungen & Guss- und Leichtbaustrukturen, Abteilung Werkstofftechnik

seit 02/2002 | **Dr. Ing. h.c. F. Porsche AG, Weissach**

09/1996 bis 01/2002 | **Wissenschaftlicher Mitarbeiter**
Institut für Bauweisen und Konstruktionsforschung, Abteilung Keramische Verbundstrukturen
Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt e.V., Stuttgart



PUBLIKATIONEN

- 2012** Renz, R.; Seifert, G.; Krenkel, W. (2012) *Integration of CMC Brake Disks in Automotive Brake Systems*, In: International Journal of Applied Ceramic Technology, 9 (4), The American Ceramic Society (ACerS), Blackwell Publishing, Malden (MA, USA), 712-724
- 2008** Krenkel, W.; Renz, R. (2008) *CMCs for Friction Applications*, In: Krenkel, W. [Hrsg.]: Ceramic Matrix Composites, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 385-407





