

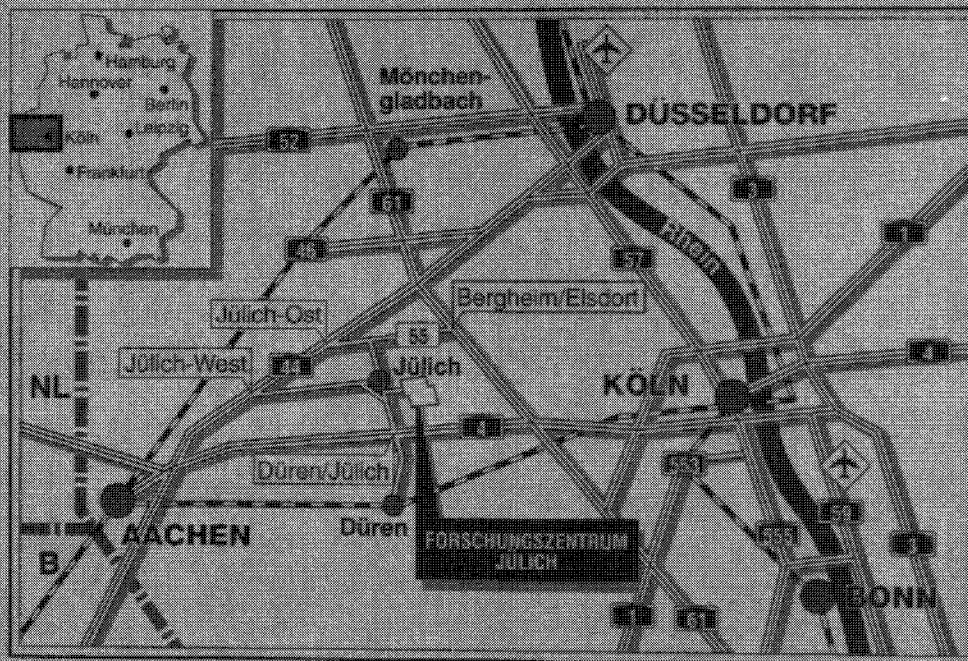
Institut für Werkstoffe der Energietechnik

**Entwicklung von metallisch gebundenen
Sinterbremsbelägen für Hochgeschwindig-
keitsschienenfahrzeuge**

Christoph Simons



6133214149



7	U	E	L	-	3	2	4	1											
3	3	2	1	4	1	4	9												
3	-																		
6	-	2	9														0	-	1

Berichte des Forschungszentrums Jülich ; 3241
ISSN 0944-2952
Institut für Werkstoffe der Energietechnik Jül-3241
D291 (Diss. Universität Saarbrücken)

Zu beziehen durch : Forschungszentrum Jülich GmbH - Zentralbibliothek
D-52425 Jülich - Bundesrepublik Deutschland
Telefon: 02461/61-6102 - Telefax: 02461/61-6103 - Telex: 833556-70 kfa d

Entwicklung von metallisch gebundenen Sinterbremsbelägen für Hochgeschwindig- keitsschienenfahrzeuge

Christoph Simons

Kurzzusammenfassung

Friktionswerkstoffe auf metallischer Basis werden bei Friktionsanwendungen hoher Belastung eingesetzt, so vor allem als Bremsbeläge in Hochgeschwindigkeitsschienenfahrzeugen. Zur Erzielung eines geeigneten Bremsverhaltens werden diese Werkstoffe durch Zusätze unterschiedlicher, hauptsächlich nichtmetallischer Phasen als poröse Verbundwerkstoffe auf pulvermetallurgischem Wege über uniaxiales Pressen hergestellt.

Es werden die Auswirkungen verschiedener Verfahrensparameter und Werkstoffkomponenten auf das Bremsverhalten von Cu- und Fe-Basis-Friktionswerkstoffen erläutert. Daneben wird auf die Problematik der Reib- und Verschleißprüfung mit unterschiedlich dimensionierten Prüfständen hingewiesen und ein bei Sinterfriktionswerkstoffen zu beobachtendes Sinterschwellphänomen behandelt. Im Rahmen dieser Arbeit werden mehrere aussichtsreiche Belagentwicklungen vorgestellt.

Abstract

Sintermetallic friction materials are used in frictional applications with high demands especially as brake linings in high speed trains. In order to provide an appropriate frictional behaviour these materials are porous metallic compounds including different, mainly non-metallic phases. Thus these materials are produced by means of powder metallurgy i.e. uniaxial pressing and sintering.

This work deals with the influences of variable processing parameters and material components on the braking behaviour of Cu- and Fe-based-friction materials. Also the issue of different dimensioned friction and wear tests is elucidated. A swelling phenomenon usually observed during sintering of friction materials is investigated. Within the scope of this work several promising brake lining materials could be developed.

1. EINLEITUNG UND AUFGABENSTELLUNG	1
2. GRUNDLAGEN DER TRIBOLOGIE	7
2.1. Allgemeines zur Tribologie	7
2.2. Beschreibung tribologischer Systeme	7
2.3. Beschreibung der Reibverhältnisse durch die Reibkennwerte	10
2.4. Verschleißmechanismen	11
2.4.1. Adhäsionsverschleiß	12
2.4.2. Abrasion	13
2.4.3. Ermüdungs-oder Oberflächenzerrüttungsverschleiß	13
2.4.4. Tribochemischer Verschleiß	14
3. FRIKTIONSWERKSTOFFE	16
3.1. Organisch gebundene Friktionswerkstoffe	16
3.2. Gesinterte Friktionsmaterialien auf metallischer Basis	18
3.3. Friktionswerkstoffe auf Kohlenstoffbasis	19
4. ENTWICKLUNG VON METALL-BASIS-SINTERFRIKTIONSWERKSTOFFEN	22
4.1. Übersicht zum Reibverhalten von Metall-Basis-Sinterbelägen	22
4.1.1. Basismaterial und metallische Zusätze	22
4.1.2. Feststoffschmiermittel	28
4.1.3. Friktionsmodifizierer	32
4.1.4. Bedeutung der Reibsicht	35
4.2. Grün- und Sinterverhalten von Metall-Basis-Friktionswerkstoffen	37
4.2.1. Pulverkomponenten und Mischungsparameter	37
4.2.2. Grünverhalten	39
4.2.3. Sinterverhalten	43
4.2.4. Grün- und Sinterverhalten in Abhängigkeit verschiedener Phasenbestandteile	52
4.2.5. Sinterschwellung von Friktionsmaterialien	59
4.3. Oxidationsverhalten sintermetallischer Friktionsmaterialien	68

Inhaltsverzeichnis

5. TESTEN VON FRIKTIONSWERKSTOFFEN	74
5.1. Prinzip verschiedener Reib- und Verschleißprüfeinrichtungen	74
5.2. Übertragbarkeitsproblem verschiedener Reib- und Verschleißprüfungen	75
6. BREMSVERHALTEN VON FE- UND CU-BASIS-FRIKTIONSWERKSTOFFEN	87
6.1. 1:4-Bremsprüfstand, Bremsprüfprogramm und Auswertung	87
6.2. Bremsverhalten von Fe-Basis-Sinterbelägen	94
6.3. Bremsverhalten von Cu-Basis-Sinterbelägen	103
6.4. Bremsflächen- und Reibschichtuntersuchungen	117
6.4.1. Bremsfläche und Reibschicht der Fe-Basis-Beläge	117
6.4.2. Bremsfläche und Reibschicht der Cu-Basis-Beläge	125
6.5. Diskussion und Bewertung des Bremsverhaltens sintermetallischer Friktionswerkstoffe	136
6.5.1. Allgemeines	136
6.5.2. Einfluß des Graphitgehaltes	138
6.5.3. Einfluß der Graphitkorngröße	139
6.5.4. Einfluß von Friktionsmodifizierern	140
6.5.6. Betrachtung einzelner Belagsysteme	142
6.5.7. Reibschicht und Verformungszone	146
6.5.8. Verschleißmechanismen	148
6.5.9. Vergleich mit handelsüblichen Bremsbelägen	150
7. ZUSAMMENFASSUNG	153
LITERATURVERZEICHNIS	156
FORMELZEICHEN UND ERLÄUTERUNGEN	163

1. Einleitung und Aufgabenstellung

Unter dem Wegfall der Grenzen und Handelsbeschränkungen in einem zusammenwachsenden Europa kommt dem schnellen und zuverlässigen Transport von Personen und Gütern auch unter dem Aspekt der wachsenden Mobilität unserer Gesellschaft größte Bedeutung zu. Unter ökologischen und ökonomischen Gesichtspunkten bietet der Schienenverkehr eine Transportmöglichkeit, die insbesondere bei mittleren Strecken dem Straßen- und Luftverkehr in der Schnelligkeit ebenbürtig oder sogar überlegen ist und dabei höchsten Sicherheitskomfort und ein hohes Maß an Zuverlässigkeit bietet. Die geplante Vernetzung der großen europäischen Städte mit Trassen für Hochgeschwindigkeitsschienenfahrzeuge und die hohe Akzeptanz der Hochgeschwindigkeitszüge in Frankreich (TGV) und Deutschland (ICE) unterstreicht die Wichtigkeit dieser Personenbeförderungstechnik. Der Einsatz von Nah- und Fernverkehrszügen, U- und S-Bahnen sorgt für einen reibungslosen Ablauf des Berufsverkehrs, vor allem des Pendlerverkehrs zu den Verkehrsstoßzeiten. Die Personenbeförderung innerhalb großer städtischer Ballungsräume ist ohne U- und S-Bahnen kaum mehr denkbar. Auch im Bereich des Gütertransportes wird es insbesondere bei Langstreckentransporten unter dem gestiegenen ökologischen Verantwortungsbewußtsein der Gesellschaft zu einer verstärkten Verlagerung von der Straße auf die Schiene kommen, nicht zuletzt auch wegen der sich abzeichnenden Überlastung von Fernstraßen in zentraleuropäischen Ländern mit Durchgangsverkehr wie zum Beispiel Deutschland, Österreich und Schweiz.

Ein zentrales, werkstofftechnologisches Problem tritt bei all diesen Transportmöglichkeiten auf, insbesondere wenn Schnelligkeit und Sicherheit im Vordergrund stehen. Am Bestimmungsort müssen hohe Massen von hohen Geschwindigkeiten herab zuverlässig abgebremst werden. Dieses Abbremsmanöver muß routinemäßig durchführbar sein und bei allen auftretenden Bedingungen möglichst gleichartig verlaufen. Hierzu stehen drei Bremssysteme zur Verfügung, die generatorische Bremse, die mechanisch wirkende Scheibenbremse (bzw. bei geringeren Belastungen die Radbremse) und die Magnetschienenbremse. Die Wirbelstrombremse steht zur Zeit in der Entwicklung und wird im Zugverkehr noch nicht eingesetzt. In den Hochgeschwindigkeitszügen werden alle drei Bremssysteme, abgestimmt auf ihre spezifische Ausrichtung und die Art der Bremsung, angewandt. Die Magnetschienenbremse dient nur als Notbremse.

Die Wirkung der Scheibenbremse bzw. Radbremse erfolgt über die Dissipation der kinetischen Energie der bewegten Masse in Wärme. Unter Berücksichtigung der hohen Massen und Geschwindigkeiten, die im Schienenverkehr auftreten, sind hierbei höchste Energiemengen umzusetzen. So dissipiert ein Intercity 125 beispielsweise bei einer Bremsung von 200 km/h 8,6 MJ bei 144 kW pro Bremsscheibe [1]. Hochgeschwindigkeitsschienenfahrzeuge bis 300 km/h fordern sogar Energieumsätze bis zu 15 MJ bei über 400 kW pro Scheibe. Da ca. 95% der Bremsleistung von der Scheibe aufzunehmen sind, resultieren Temperaturerhöhungen bis zu 400 K. [2]

Es ist daher ersichtlich, daß an die Werkstoffe der Bremsscheibe und des Bremsbelages höchste Anforderungen zu stellen sind, insbesondere bezüglich der maximalen Einsatztemperaturen. Als Scheibenmaterial finden je nach Anforderung verschiedene Stahlwerkstoffe Anwendung, Gußeisen mit Lamellen- oder Kugelgraphit (z.B. GG-15, GG-25), unlegierter Stahlguß (z.B. GS-52) sowie niedrig legierter Guß (z.B. GG-25CrMoNi) und Stahlguß bzw. Vergütungsstahl (z.B. GS-24CrMoV55, GS-38NiCrMoV844, GS-42CrMo4) aufgrund besseren Thermoschockverhaltens [1, 3, 4, 5]. Neuere Entwicklungen laufen auf den Gebrauch von partikelverstärkten Aluminiumlegierungsscheiben (z.B. Duralcan: G-AlSi9Mg + 20 Vol% SiC) heraus, um Gewichtseinsparungen gegenüber Stahlguß-/Stahlscheiben zu erreichen [1, 6, 7, 8]. Ebenso werden kohlenstoffaserverstärkter und SiC-faserverstärkter Kohlenstoff (CFC, SiCFC) auf seine Eignung als Scheibenwerkstoff untersucht [1].

Während die Entwicklung des Scheibenwerkstoffes erst mit Einsatz des Systems der Scheibenbremse in den 60er Jahren dieses Jahrhunderts an Bedeutung gewann [9], ist das Problem der Entwicklung eines geeigneten Friktionswerkstoffes als Gegenpartner zu einem Guß- oder Stahlwerkstoff schon länger bekannt. Die ersten Materialien, die als Friktionswerkstoffe in Radbremsen Anwendung fanden, waren natürlicher Art; hier sind vor allem Leder und Holz zu nennen. So bestanden die Bremsklötze der ersten Eisenbahnzüge aus Holz. 1853 ließ S. Morse Gußeisen als Friktionsmaterial für Schienenfahrzeuge patentieren. Gußeiserne Bremsklötze wurden zum Standardfriktionswerkstoff, da aufgrund der technischen Steuerung des Gußgefüges mit seinen eingelagerten Graphitpartikeln beachtliche Möglichkeiten auf die Auswirkungen des Bremsverhaltens bestanden. Bis jetzt noch wird Gußeisen als Bremswerkstoff bei vielen Bahnen eingesetzt, vor allem bei langsameren Gütertransportzügen und bei Anwendungen niedriger Belastung. H. Froot, der Begründer der Ferodo Ltd., experimentierte mit Friktionsmaterial aus Baumwollgewebe, welches mit Ölen,

Wachsen, Harzen und Kautschuk getränkt wurde, ein regelrechter Faserverbundwerkstoff auf organisch gebundener Basis. Dieser Werkstoff wurde 1907 von der Londoner Underground und schnell folgend von der Pariser Metro als Bremsklotz eingesetzt. Im Vergleich zu den Gußeisenbremsklötzen wurde ein komfortableres, gleichmäßigeres Bremsverhalten bei starker Geräuschreduzierung und vermindertem Verschleiß des Bremsklotzes und des Gegenpartners, des Zugrades, erzielt. Es wurde sogar möglich die Taktfrequenz der U-Bahn-Züge zu verdoppeln. In den 30er Jahren stellte Frood eine Komposition aus Asbestfasern, verschiedenen Füllstoffen und friktionsmodifizierenden Komponenten, gebunden in Phenolharz, vor, welche als klassischer, organisch gebundener Friktionswerkstoff für die nächsten Jahrzehnte anzusehen ist. Bei allen diesen Friktionsanwendungen bleibt zu beachten, daß als Gegenpartner zum Bremsklotz die stählerne Laufläche der Zugräder diene, deren eigentliche Funktion die Steuerung und das Tragen der Waggons und Triebwagen darstellt. Die gleichzeitige Mitbenutzung als Reibpartner des Bremsklotzes führte unweigerlich zu Verschleißerscheinungen auf der Radlaufläche und damit gekoppelt auch auf der Schiene, somit zu verschlechtertem Fahrverhalten und letztlich zu einem ökonomischen Problem; dies trotz der Tatsache, daß gegenüber den Gußbremsklötzen die organisch gebundenen Friktionswerkstoffe einen mehrfach höheren Verschleißwiderstand selbst und beim Reibpartner aufweisen. [10]. Mit zunehmender Geschwindigkeit der Transportmittel wurde dieses Problem immer gewichtiger aufgrund der erhöhten, zu dissipierenden Energiemenge und des damit verstärkt auftretenden Radverschleißes; schließlich führte dies zur Entwicklung und zum Einsatz von Scheibenbremssystemen auf Schienenfahrzeugen, die eine Entkopplung des Problems Fahrverhalten - Bremsverhalten ermöglichen.

Als Gegenpartner zur anfänglichen Gußbremsscheibe haben sich organisch gebundene Bremsbeläge bewährt, die aber aufgrund ihres Bindemittels insbesondere bei hohen Belastungen schnell an ihre thermische Belastungsgrenze stoßen. Dies führte zur Entwicklung thermisch hochbelastbarer sintermetallischer Bremsbeläge, die jedoch auch eine Modifizierung des Scheibenwerkstoffes von einfachem Gußeisen zu niedrig legiertem Stahlguß/Stahl notwendig machte, um der höheren umgesetzten Energiemenge und dem damit erforderlichen verbesserten Thermoschockverhalten gerecht zu werden. Gesinterte Friktionswerkstoffe waren bis dahin nicht neu. Schon in den 30er Jahren wurden für PKW-Automatikgetriebe erste naßlaufende sintermetallische Friktionsmaterialien für Kupplungsbeläge entwickelt [11]. Ebenso existierten Entwicklungen sintermetallischer Bremsbeläge für PKWs schon in den 40er Jahren [15]. Die für die Bremssysteme des Schienenverkehrs benötigten Sintermaterialien

wurden hiervon abgeleitet, stellten jedoch wesentlich höhere Anforderungen an das Bremsverhalten, die thermische Belastbarkeit und Kompatibilität zu den speziellen Bremsparametern der Eisenbahnen. Aufgrund der höheren Herstellungskosten im Vergleich zu organisch gebundenen Belägen finden sintermetallische Bremsbeläge hauptsächlich Anwendung in hohen Belastungsfällen, so insbesondere in den Hochgeschwindigkeitszügen. [1]. Gerade hier macht der Sicherheitsaspekt bei der Personenbeförderung den Sinterbremsbelag zu einem Werkstoff mit Schlüsselfunktion.

Obwohl verschiedene industrielle Anbieter mittlerweile taugliche Sinterbremsbeläge für Schienenfahrzeuge herstellen, ist die Suche nach einem optimalen Belagwerkstoff noch lange nicht abgeschlossen. Die wesentlichen Anforderungen beziehen sich hierbei auf niedrigen Verschleiß des Belages und seines Gegenpartners, der Scheibe, einen über weite Anwendungsbereiche konstanten Reibwert niedriger Schwankungsbreite und geräuscharmes Bremsen. Da der sintermetallische Bremsbelag wie auch der organisch gebundene Belag aus vielen Komponenten besteht, zusätzlich noch eine große Varianz der sintertechnischen Herstellungsparameter beinhaltet und alle diese Größen untereinander bedingten Einfluß auf das Bremsverhalten ausüben, ist durch die Komplexität des Systems Bremsbelag-Bremsscheibe und ihrer unterschiedlichen Betriebsbedingungen in der Praxis eine vollständige wissenschaftliche Beschreibung kaum möglich; allenfalls können Ansätze gefunden werden, die allein jedoch schon hohen experimentellen Aufwand benötigen. Zudem tritt als grundlegendes Problem aller tribologischen Phänomene die Schwierigkeit einer modellhaften Beschreibung selbst einfacher Systeme bei unterschiedlichen Beanspruchungsparametern auf. Werden normalerweise tribologische Systeme unter konstant gehaltener Gleitgeschwindigkeit getestet, so verzögert sich beim Bremsvorgang die Gleitgeschwindigkeit zwischen Scheibe und Belag von 200 km/h bis auf 0 km/h. Die hierbei auftretenden Wechselwirkungen zwischen Scheibe und Belag verändern sich während des gesamten Bremsvorganges, was dessen Beschreibung weiter erschwert.

Ziel dieser Arbeit ist es, sintermetallische Bremsbelagwerkstoffe für Schienenverkehrsanwendungen hoher Belastungsparameter, d.h. vor allem hoher Geschwindigkeiten, zu entwickeln.

Da die zu bearbeitende Problemstellung von hoher marktwirtschaftlicher Bedeutung ist, werden diesbezügliche Forschungs- und Entwicklungsarbeiten hauptsächlich von untereinander konkurrierenden Firmen der Friktionswerkstoffbranche durchgeführt oder in Auftrag gegeben,

so daß nur wenige Untersuchungsergebnisse zur Veröffentlichung gelangen. Es herrscht daher ein großer Mangel an zuverlässigen Daten, insbesondere was die Auswirkungen verschiedener Herstellungsparameter und Werkstoffkomponenten betrifft.

Um in dieser Arbeit überschaubare, wissenschaftliche Zusammenhänge aufdecken zu können, sollen Belagentwicklungen bei niedrig gehaltener Werkstoffkomponentenzahl verfolgt werden. Ökologische und ökonomische Aspekte legen die Entwicklung von Fe- und Cu-Basis-Belägen nahe. Nicht zuletzt gewährleisten diese Basiswerkstoffe hohe Temperatureinsatzbereiche. Cu-Basis-Werkstoffe, insbesondere Bronze, sind zudem bekannte Materialien mit vorzüglichen Gleiteigenschaften gegenüber Stahlwerkstoffen. Ebenso sind in der Technik eine Vielzahl von Fe- bzw. Stahlwerkstoffgleitpaarungen bekannt.

Ein ganz wesentlicher, bei der Belagentwicklung zu berücksichtigender Effekt ist die während des Bremsvorganges auftretende Verformung der Scheibenoberfläche. Diese wird im wesentlichen durch einen ungleichmäßigen Wärmeeintrag in die Scheibe verursacht. Hierfür gibt es mehrere Ursachen:

- Da Sinterbeläge zu einer Anordnung aus mehreren zylindrischen Sintersegmenten zusammengestellt werden (vgl. Abb. 5.2), kommt es zu einer ungleichmäßigen, radialen Verteilung des Traganteils bzw. der Belegungsichte der Scheibe durch die Sintersegmente [12]. Dies führt zu radial unterschiedlichen Wärmeeinträgen in die Scheibe. Es kommt zur Bildung von Temperaturgradienten und dementsprechend zu unterschiedlichem Wärmeausdehnungsverhalten. Die Scheibenoberfläche wird in radialer Richtung wellig.
- Zudem wird im äußeren Bremsradius eine höhere Reibgeschwindigkeit erzielt als im inneren Bremsradius, was bis zu 50 % höheren, umgesetzten Reibleistungen auf den entsprechenden Reibbahnen führen kann. Dadurch kommt es wiederum zu einem radial ungleichmäßigen Wärmeeintrag in die Scheibe. Es kann ein Temperaturgradient in radialer Richtung ausgebildet werden. Dementsprechend ist auch die Wärmeausdehnung der Scheibe im Bereich des äußeren Reibradius am größten.

Dieses Modell muß analog auch auf den kontaktierenden Belag angewandt werden. Die äußeren Belagsegmente erfahren den höheren Wärmeeintrag, die höhere Temperatur und stärkere Ausdehnung.

- Desweiteren kann eine durch Schwingungen auftretende Welligkeit der Scheibe zur Bildung einzelner heißer Flecken und Bereiche führen, welche durch das dort erhöhte Ausdehnungsverhalten noch verstärkt werden. Diese Zonen führen zu einer Welligkeit in tangentialer Richtung.

Insgesamt ist von einer Überlagerung aller dieser Effekte auszugehen; sie führen insbesondere in der Bremsanfangsphase zu ungleichmäßiger Kontaktierung zwischen Belag und Scheibe und provozieren zusätzlich unterschiedlichen Verschleiß auf den verschiedenen Reibbahnen. [13]. Letztlich können alle diese Probleme bei starken thermischen Wechselbelastungen zur thermoschockinduzierten Rißbildung und zum Versagen der Scheibe führen.

Diesen Erscheinungen kann durch die Entwicklung eines an die Scheibenoberfläche anpassungsfähigen Bremsbelages hoher Dämpfungskapazität entgegengetreten werden [14]. Der Bremsbelag sollte hierzu eine hohe Strukturelastizität oder eine hohe Plastizität der oberflächennahen Bereiche aufweisen. Erreicht wird dies durch die Verwendung entsprechender Basismaterialien, in die zusätzlich ein großer Anteil hochelastischer oder plastischer Phasen, am einfachsten aber ein großes Porenvolumen eingebaut werden. Die hierdurch erreichbare, bessere Kontaktierung zwischen Belag und Scheibe gewährleistet eine konstante Flächenpressung bei hoher Energieabsorption. Sie stellt die Voraussetzung für ein reproduzierbar gutes Reib- und Verschleißverhalten dar.

Zur Herstellung derartiger poröser Materialien, in die zwecks Trockenschmierung und Friktionsstabilisierung zusätzliche Phasen einzulagern sind, bietet sich die Technologie der Pulvermetallurgie in klassischer Weise an. Sie ermöglicht die gezielte Einstellung verschiedener Phasen und macht die Porosität steuerbar.

Da sich Stahlwerkstoffe als Bremsscheibenmaterial bisher bewährt haben, sollte in dieser Arbeit die Wahl auf einen kostengünstigen, unlegierten Stahl C45 fallen.

2. Grundlagen der Tribologie

2.1. Allgemeines zur Tribologie

Die folgenden Kapitel sollen einen kurzen Einblick in die für das Verständnis der hier behandelten Friktionswerkstoffe notwendigen Grundlagen liefern. Dies und Weiterführendes ist der einschlägigen Literatur zum Thema Tribologie zu entnehmen [z.B. 16, 17, 18, 19, 20, 21]. Der Begriff Tribologie entstammt dem Griechischen und bedeutet Reibungslehre. Nachdem zunächst nur sehr eingeschränkt an definierten Reib- und Verschleißproblemen gearbeitet worden war, wurde die Tribologie in der zweiten Hälfte dieses Jahrhunderts als Oberbegriff für eine fachübergreifende Wissenschaft begründet. Nach DIN 50323 „ist die Tribologie die Wissenschaft und Technik von aufeinander einwirkenden Oberflächen in Relativbewegung. Sie umfaßt das Gesamtgebiet von Reibung und Verschleiß, einschließlich Schmierung, und schließt entsprechende Grenzflächenwechselwirkungen sowohl zwischen Festkörpern als auch zwischen Festkörpern und Flüssigkeiten oder Gasen ein.“ Im ingenieurwissenschaftlichen Sinne versucht die Tribologie Reibungs- und Verschleißphänomene zu durchleuchten, um Material- und meist auch Energieverluste einzuschränken. - Im Falle der hier behandelten Friktionswerkstoffe wird jedoch ganz gezielt ein hoher Energieumsatz gefordert. - Die Motivation zu dieser Wissenschaft ist vor allem wirtschaftlicher Natur. Reibung, Verschleiß und die fachverwandte Korrosion verschlingen in den Industrieländern ca. 4,5 % des Bruttosozialprodukts; in Deutschland entstehen hierdurch jährlich etwa 70 Milliarden DM volkswirtschaftlicher Verluste hauptsächlich an Rohstoffen und Energie (BMFT Report 1983) [22]. Nach einer Studie der American Society of Mechanical Engineers (ASME) von 1977 [23] fallen ca. 25 % des Energieverbrauchs in Industrie und Transport tribologischen Prozessen zum Opfer. Jährliche Einsparungen von ca. 16 Milliarden US Dollar könnten durch konsequente Anwendung tribologischen Wissens eingespart werden. [16]

2.2. Beschreibung tribologischer Systeme

Die überwiegende Anzahl technisch interessierender, tribologischer Systeme besteht aus zwei in mittelbarem oder unmittelbarem Kontakt stehenden Körpern, die sich relativ zueinander bewegen; oft verharrt einer dieser Körper, meist Grundkörper genannt, im Zustand der Ruhe, während der Gegenkörper allein eine Bewegung ausführt. Stehen beide Körper in mittelbarem

Kontakt zueinander, so befindet sich im einfachsten Fall ein Schmierfilm zwischen ihnen. Zur genauen Beschreibung des tribologischen Systems werden folgende Parameter angegeben:

- Reibpartner mit Schmiermittelangabe
- Reibgeschwindigkeit v , Reibkinematik $v(t)$
- Normal-/Anpreßkraft F_N , Anpreßdruck p , Kontaktfläche A
- Reibweg s , Reibdauer t
- Oberflächenbeschaffenheit der Reibpartner
- Umgebungsmedium
- Umgebungsbedingungen
- Temperatur

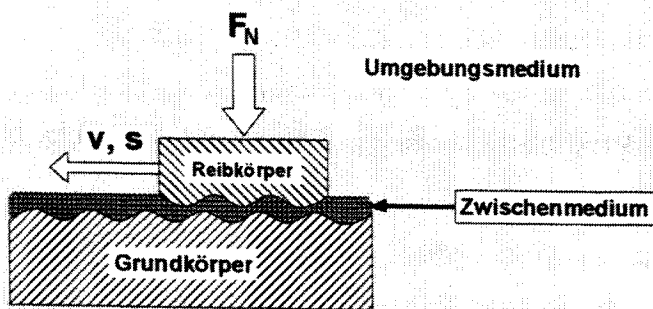
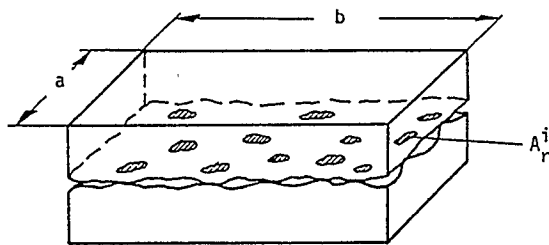


Abb. 2.1:
Schematische Darstellung eines Tribosystems;
 F_N : Normal-, Anpreßkraft,
 v : Reibgeschwindigkeit,
 s : Reibweg

Das Umgebungsmedium stellt in den meisten praktischen Fällen Luft dar, in manchen Fällen jedoch auch Wasser/Seewasser($\Rightarrow$ Unterwasseranwendungen, Off-Shore-Technik) oder Öl ($\Rightarrow$ Getriebe). Ebenso treten Anwendungen unter verschiedenen Inertgasatmosphären oder unter Vakuum auf. In Verbindung mit den Umgebungsbedingungen, wie z.B. Luft starken Feuchtigkeits- oder Staubgehalts, und der umgebenden Temperatur bzw. der Temperatur der Reibpartner können chemische Reaktionen oder Stoffeinträge auftreten, die die Oberfläche der Reibpartner oder das zwischen den Reibpartnern vorliegende Medium (z.B. Schmierfilm, Abriebpartikel) verändern und damit wesentlichen Einfluß auf das Reib- und Verschleißverhalten nehmen können.

Die Temperatur der Reibpartner wird von der Umgebungstemperatur und insbesondere von der in der Reibkontaktzone umgesetzten Reibleistung bestimmt. In kontaktflächennahen Bereichen der Reibkörper können sehr hohe Temperaturgradienten auftreten. In der Kontaktfläche selbst ist eine Temperaturangabe nur aufgrund mathematischer Modelle und nachträglicher materialkundlicher Untersuchungen abschätzbar. Hier spielt vor allem die Oberflächenbeschaffenheit der Reibpartner eine wichtige Rolle, da die wirkliche Kontaktfläche



$$A_0 = a \cdot b \gg A_r = \sum_{i=1}^n A_r^i$$

(n : Anzahl der Mikrokontakte)

Abb. 2.2: Vergleich zwischen wirklicher und geometrisch angenommener Kontaktfläche zweier Reibkörper [16]

im Vergleich zur geometrisch angenommenen Kontaktfläche wesentlich kleiner ist. Wirkliche Kontakte kommen nur an erhöhten Punkten und Bereichen der Reibkörperoberflächen, sogenannten Rauigkeitshügeln, zustande. Dort herrscht dann ein enormer Anpreßdruck und demzufolge werden an diesen Stellen höchste Temperaturen (Blitztemperaturen) erreicht, die von denen des Reibkörpers ganz erheblich abweichen.

Hierzu entwickelt M.F. Ashby ein Computerprogramm, das auf der Grundlage klassischer Wärmeleitungsbeziehungen für einfache, einphasige Reibpartner bei konstanten Reibbedingungen die Blitz- und Reibkörpertemperatur unterhalb der Nominalkontaktfläche in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit und der Flächenpressung liefert ($\Rightarrow$ temperature maps oder T-maps) [24, 25]. Reibgeschwindigkeit und Anpreßdruck nehmen direkten Einfluß auf die tribologischen Prozesse im Reibspalt und sind hauptsächlich für die auftretenden Temperaturen während des Reibprozesses verantwortlich.

Beim Reibweg ist zu beachten, daß Reib- und Verschleißprozesse normalerweise ein Einlaufverhalten zeigen. Zur Beurteilung der technisch interessierenden, tribologischen Verhältnisse sollte immer die Einlaufphase überschritten sein, da hier teilweise veränderte tribologische Bedingungen vorliegen. Die vorliegenden Temperaturverhältnisse sind noch nicht stationär, der Aufbau von Zwischenschichten oder Schmierschichten über verschiedene tribologische Prozesse ist noch nicht abgeschlossen, die Oberflächen der Reibpartner weisen noch nicht das für den eingelaufenen Zustand charakteristische Profil auf.

2.3. Beschreibung der Reibverhältnisse durch die Reibkennwerte

Um tribologische Systeme miteinander vergleichen zu können und eine Bewertung des Reibverhaltens zu ermöglichen, werden für die fraglichen Reibsysteme unter ihren speziellen Reibbedingungen und Belastungen die Reibkennwerte ermittelt. Hierunter zählen der Verschleiß und der Reibwert, auch Reibbeiwert, Reibungszahl, Reibkoeffizient oder Friktionskoeffizient genannt. In der Regel wird ein konstanter Reibwertverlauf innerhalb einer geringen Schwankungsbreite bei möglichst niedrigem Verschleiß beider Reibpartner gefordert.

Der Reibwert μ berechnet sich aus dem Verhältnis der Reibkraft F_R und der Normalkraft F_N , die auch über eine Flächenpressung p bezüglich der geometrischen Kontaktfläche A angegeben werden kann:

$$\mu = \frac{F_R}{F_N} = \frac{F_R}{pA} \quad \text{wobei } F_R = f \text{ (Tribosystemparameter)} \quad (1)$$

Zur Ermittlung des Reibwertes μ wird meist die Reibkraft F_R während des Reibprozesses gemessen. Wenn die Reibwertschwankungsbreite gefordert ist, läßt sich diese aus den aufgenommenen Reibwerten ermitteln.

Der Verschleiß W der Reibpartner kann linear Δl , volumetrisch ΔV oder als Massendifferenz Δm angegeben werden; alle diese Größen sind über die Dichte ineinander umrechenbar. Um Verschleißwerte unter verschiedenen tribologischen Bedingungen vergleichen zu können, empfiehlt es sich, den Verschleiß auf den Reibweg s zu beziehen. Dies ergibt die sogenannte Verschleißintensität W_I . Wird zusätzlich auf die Normalkraft F_N normiert, ergibt sich der sogenannte Verschleißkoeffizient W_K . Ist die umgesetzte Reibenergie E_R (oder der Reibwert zu allen Versuchszeiten) bekannt, so empfiehlt es sich, auf diese umgesetzte Energie zu normieren und den Verschleißkoeffizienten W_K^* zu ermitteln.

$$W = \Delta l, \Delta V, \Delta m \quad W = f \text{ (Tribosystemparameter)} \quad (2)$$

$$W_I = \frac{\Delta V}{s} \quad (3)$$

$$W_K = \frac{\Delta V}{F_N s} \quad (4)$$

$$W_K^* = \frac{\Delta V}{E_R} \quad (5)$$

$$= \frac{\Delta V}{\int F_R(s) ds} = \frac{\Delta V}{F_N \int \mu(s) ds}$$

$$= \frac{\Delta V}{F_R s} = \frac{\Delta V}{\mu F_N s}$$

wenn F_R oder μ konstant über s

Der reziproke Wert des Verschleißkoeffizienten W_K wird auch als Verschleißwiderstand bezeichnet.

Die Höhe, der Verlauf und die Schwankungsbreite des Reibwertes sowie der Verschleiß sind stark abhängig von den eingestellten Parametern des vorliegenden tribologischen Systems und reagieren auch auf Veränderungen dieser Parameter während eines Reibprozesses.

2.4. Verschleißmechanismen

Zum Verständnis tribologischer Prozesse wurden auf mikrostruktureller Ebene Modelle und Mechanismen entwickelt, die ein besseres Verständnis der Reib- und Verschleißphänomene ermöglichen. Hiernach werden vier grundlegende Reib- oder Verschleißmechanismen betrachtet:

- Adhäsionsverschleiß
- Abrasionsverschleiß
- Ermüdungs- bzw. Oberflächenzerüttungsverschleiß
- tribochemischer Verschleiß

Eine einfache Übersicht dieser Verschleißmechanismen liefert Abb. 2.3.

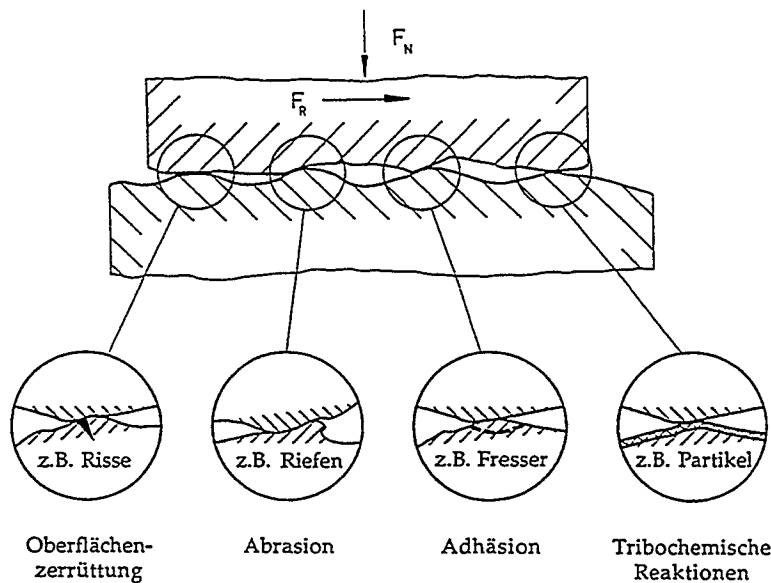


Abb. 2.3:
Schema der grundlegenden
Verschleißmechanismen [16]

2.4.1. Adhäsionsverschleiß

Infolge hoher lokaler Pressungen an kontaktierenden Rauheitshügeln kommt es zur Zerstörung schützender, oberflächenbedeckender Oxid- bzw. Anlaufschichten. Die ungeschützten Materialstrukturen der Reibpartner können unter hohen plastischen Verformungen direkt kontaktieren. Es kommt hierbei zu Wechselwirkungen auf atomarer Ebene, sogenannten Mikroverschweißungen. Oftmals sind diese Wechselwirkungen zwischen den Kontaktflächen beider Reibpartner stärker als die Bindungskräfte im arteigenen Material, so daß es zu Abscherungen oder Trennungen neben der ursprünglichen Kontaktfläche kommt. Sind beide Reibpartner metallisch, so wird bei den Kontaktbereichen von „Kaltverschweißungen“ und beim Abscheren vom „Fressen“ gesprochen. Das Abscheren/Abtrennen führt häufig zu einem Ausbrechen von Verschleißpartikeln. Typische Erscheinungsformen des adhäsiven Verschleißes sind Löcher, Mulden, Kuppen, verformte Schuppen und Materialübertragungen oder Freßerscheinungen. Die Adhäsionsneigung zweier Körper nimmt mit abnehmender Härte und steigender Temperatur zu als Folge zunehmender plastischer Verformbarkeit. Insbesondere sind hierbei weiche, homogene kfz-Metalle, wie beispielsweise austenitischer Stahl, gefährdet. Allerdings ist die chemische und physikalische Affinität der Materialstruktur beider Reibpartner zueinander entscheidend für die Adhäsionsneigung. Typische Adhäsionsverschleißformen treten oft bei Metall-Metall- Gleitkontakten auf. Ein anschauliches Beispiel stellt Abb. 2.4 dar.

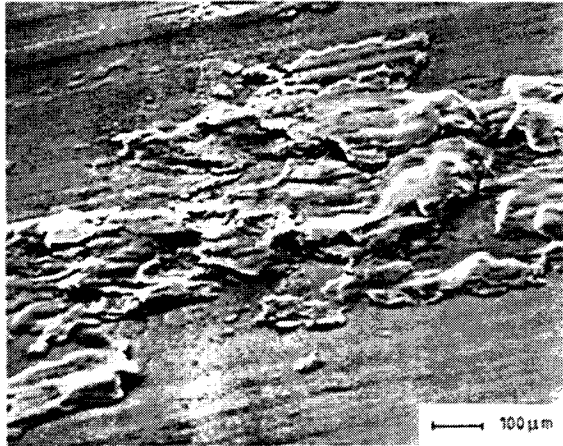


Abb. 2.4:
Adhäsiver Materialübertrag nach „Fressen“ einer
Stahl/Stahl-Gleitpaarung [16]

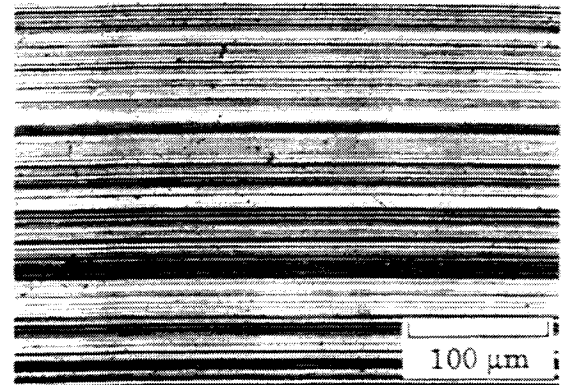


Abb. 2.5:
Abrasion einer Bronze durch einen Stahl
[16, 26]

2.4.2. Abrasion

Ist einer der Reibpartner wesentlich härter als der andere, so können einzelne Rauigkeitshügel den Gegenkörper abrasiv beanspruchen, also furchen. Ebenso können harte Phasen aus einem der Reibpartner oder im Reibspalt befindliche bzw. eingedrungene, harte Partikel zu Furchungen führen. Typische Erscheinungsformen von Abrasionsverschleiß sind Riefen und Kratzer. Abrasivverschleiß tritt häufig bei Gleitpaarungen von Metallen stark unterschiedlicher Härte oder bei Metall-Keramik-Paarungen und bei durch schräg auftreffende Partikelstrahlung beanspruchten Oberflächen auf. Zur Veranschaulichung dient Abb. 2.5.

2.4.3. Ermüdungs- oder Oberflächenzerrüttungsverschleiß

Beim Auftreten zyklischer Beanspruchungen kann es zu Ermüdungserscheinungen in den oberflächennahen Werkstoffbereichen kommen. Diese oberflächennahen Ermüdungserscheinungen ähneln stark der Ermüdung von Bauteilen unter Schwingbeanspruchung und können lokale Erscheinungen von Rastlinien liefern. Lokal hohe Flächenpressungen führen zur Anhäufung von Gitterfehlern (im wesentlichen Versetzungsaufstau) und ermöglichen an diesen Fehlstellen das Auftreten von Spannungsspitzen, durch die die örtliche Dauerfestigkeit überschritten werden kann. Zunächst bilden sich Ermüdungsrisse im Submikronbereich, die infolge weiterer Beanspruchung zu makroskopischen Rissen anwachsen können und letztlich zum Herausbrechen von Teilchen aus der Oberfläche eines der Reibpartner führen. Typisches Erscheinungsbild für Ermüdungsverschleiß sind daher (Quer)Risse, Löcher und Grübchen.

Auch die von N.P. Suh entwickelte Delaminationstheorie [27] geht auf eine Oberflächenzerrüttung zurück. Nach oben beschriebenem Mechanismus führt diese Ermüdungsform zum Abplatzen plättchenförmiger Verschleißpartikel. Die Oberflächenzerrüttung tritt infolge der Bedeutung des Versetzungsaufbaus als Rißinitiator hauptsächlich bei metallischen Oberflächen auf. Ein Beispiel für diesen Verschleißmechanismus liefert Abb. 2.6.

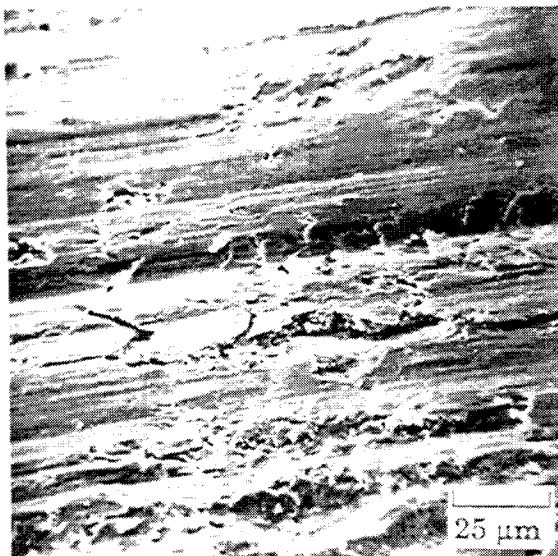


Abb. 2.6:
Oberflächenzerrüttung eines Eisenkörpers,
Reibpartner: Kobalt-Scheibe [16, 26]

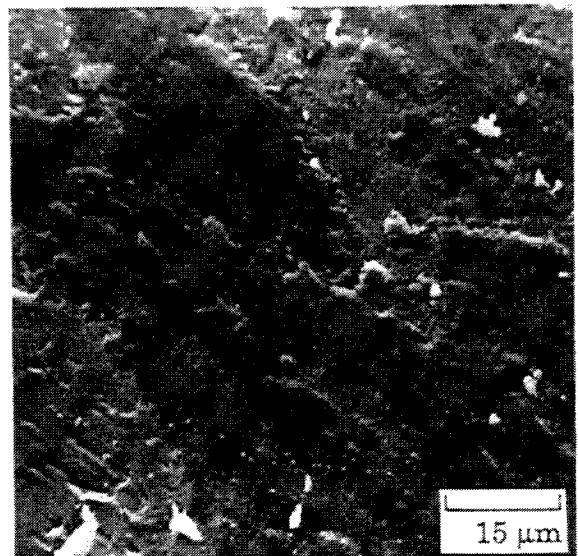


Abb. 2.7:
Tribochemische Reaktionsschicht [16, 26]

2.4.4. Tribochemischer Verschleiß

Aufgrund der mikrostrukturellen Prozesse und der Temperaturerhöhung im Reibspalt sowie der an kontaktierenden Rauigkeitshügeln auftretenden Blitztemperaturen kommt es zur Aktivierung der Oberflächen eines oder beider Reibpartner und des im Reibspalt befindlichen Zwischenmediums. Dadurch können zwischen den Reibpartnern, zwischen einem Reibpartner und dem Zwischenmedium oder zwischen Reibpartner bzw. Zwischenmedium und Umgebungsmedium chemische Reaktionen initiiert werden, die zu einer Veränderung der Oberflächen oder des Zwischenmediums führen und damit wesentlichen Einfluß auf das weitere Reib- und Verschleißverhalten nehmen. Von Bedeutung ist hierbei die tribochemisch gebildete Schichtdicke auf der Reibkörperoberfläche und deren Härte. Da solche, im allgemeinen spröde Schichten mit zunehmender Dicke zum Abplatzen neigen, ist ab einer kritischen Schichtdicke

mit vermehrtem Eintrag von abgeplatzten Schichtpartikeln in den Reibspalt zu rechnen. Ebenso sind tribochemisch gebildete Partikel im Zwischenmedium zu betrachten. Dies bedeutet, daß die infolge tribochemischer Reaktionen gebildeten Schichten und Partikel bei höherer Härte als einer der Reibkörper zu abrasivem Verschleiß führen können. Sind diese Schichten oder Partikel weich, können sie verbesserten Verschleißwiderstand bewirken, da sie eine Adhäsion der Reibkörper verhindern sowie Reibenergie selbst in Form von Scherprozessen aufnehmen und dadurch die Oberflächenzerrüttung begrenzen. Typische Erscheinungsform der tribochemischen Reaktion ist das Auftreten von Feinstpartikeln, Verzunderungsinselformen und -schichten. Unter atmosphärischen Bedingungen tritt bei metallischen Kontaktpartnern in der Regel Tribooxidation infolge von Luftsauerstoff- und Luftfeuchtigkeitseinwirkung als Sonderfall des tribochemischen Verschleißes auf. Beispiele für tribochemischen Verschleiß zeigen Abb. 2.7, 2.8.

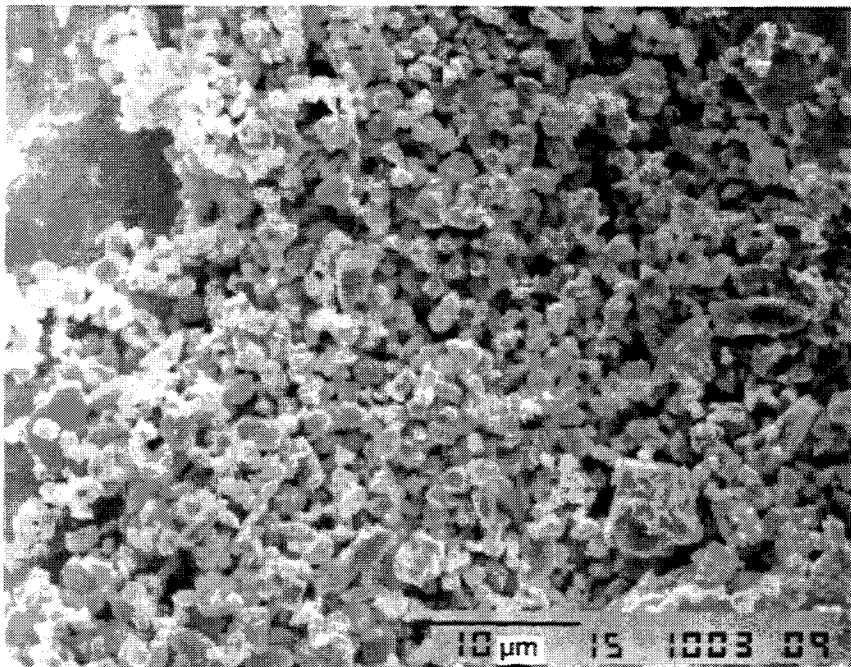


Abb. 2.8:
REM-Aufnahme
tribochemischer
Verschleißpartikel

In praktischen Fällen treten meist mehrere dieser Verschleißmechanismen gleichzeitig auf, zumal sie sich gegenseitig bedingen. Wenn beispielsweise über den Mechanismus der Oberflächenzerrüttung oder Adhäsion Verschleißpartikel von einem metallischen Reibpartner losgetrennt werden, diese dann im Reibspalt verbleiben und mit dem Luftsauerstoff über Tribooxidation zu harten Oxidpartikeln reagieren, sind letztlich Teilchen entstanden, die Abrasivverschleiß verursachen. In Fällen einfach aufgebauter Reibpartner kann jedoch oft ein dominierender Verschleißmechanismus erkannt werden.

3. Friktionswerkstoffe

Werkstoffe, die unter Reibbelastung stehen, werden in Friktions- und Antifriktionswerkstoffe unterteilt. Antifriktionswerkstoffe haben immer einen minimalen Reibwert und demzufolge geringste Energieumsätze zum Ziel, während Friktionswerkstoffe höhere Reibwerte anstreben, um bestimmte Energieumsätze zu ermöglichen. Die meisten Friktionswerkstoffe sind Verbundwerkstoffe aus vielen verschiedenen Komponenten, die alle zum Reib- oder Bremsverhalten einen Beitrag liefern. Die wesentlichen, in nahezu allen technisch interessanten Friktionswerkstoffen auftretenden Komponenten lassen sich in folgende Gruppen zusammenfassen.

- Bindemittel
- Feststoffschmiermittel
- Friktionsmodifizierer und Füllstoffe

Die Bindemittel sind metallisch oder organisch und bilden eine Matrix, in die alle weiteren Komponenten eingelagert werden. Feststoffschmiermittel verhindern ein Verschweißen oder Verkleben des Reibbelages mit seinem Gegenpartner und ermöglichen ein Gleitverhalten. Friktionsmodifizierer nehmen gezielt Einfluß auf die Reibwerthöhe und -konstanz sowie auf den Verschleiß beider Reibpartner. Füllstoffe sind Materialien, die meist aus wirtschaftlichen Gründen dem Belagmaterial zugesetzt werden, in aller Regel aber nicht ohne weiteres von der Gruppe der Friktionsmodifizierer zu trennen sind.

3.1. Organisch gebundene Friktionswerkstoffe

Diese Gruppe von Friktionswerkstoffen ist die weitest verbreitete. Ihre Werkstoffe finden breite Anwendungsfelder auf dem Gebiet der Kupplungs- und Bremsbeläge aller möglichen Getriebe und Fahrzeuge. Die Temperatureinsatzgrenze dieser Belagmaterialien liegt bei ca. 300°C. Organisch gebundene Friktionswerkstoffe bestehen in der Regel aus einem organischen Bindemittel, in welches Feststoffschmiermittel, friktionsmodifizierende Komponenten und Füllmittel eingelagert werden.

Als Bindemittel dienen Harze und Kautschuke, die allein oder gemischt in verschiedenen Gewichtsanteilen zum Einsatz kommen. Verwendete Harze sind z.B. Polybutadienharz sowie

Melamin- und vor allem Phenolharze [11, 28, 29, 30]; als Synthesekautschuke finden z.B. Styrol-Butadien-Kautschuk, Divinylkautschuk und insbesondere Nitril-Kautschuk Anwendung. Zur notwendigen Vernetzung der Bindemittel wird meist ein Härter, bei reinen Kautschukgemischen ein Vulkanisierungsmittel (im einfachsten Fall Schwefel) zugesetzt.

Schmierstoffe sind meist Koks, Ruß und Graphit, aber auch Sulfide wie z.B. MoS_2 mit scherfähigem, hexagonalen Schichtgitteraufbau [11, 30, 31, 32]. Zu beachten ist hierbei, daß die organische Bindemittelmatrix bei auftretenden hohen Belastungen und Temperaturen sich lokal zersetzen (pyrolysieren) und damit zusätzlich schmierenden Kohlenstoff in Graphitform beisteuern kann.

Als Friktionsmodifizierer dient eine Fülle verschiedener metallischer, keramischer, glasiger oder mineralischer Materialien, die als Pulver oder auch als Späne bzw. Fasern zur Verstärkung der organischen Bindemittelmatrix, eingesetzt werden. Eine exakte Trennung der Friktionsmodifizierer von den Füllstoffen ist kaum nachzuvollziehen. Es seien beispielhaft einige wichtige Friktionsmodifizierer und Füllstoffe genannt: Stahl, Messing, Kupfer, Baryt (BaSO_4), Magnesia (MgO), Tonerde (Al_2O_3), Sand (SiO_2). Als Fasermaterial wird häufig Baumwoll- oder Sisalgewebe, Kohlenstoff-, Aramid- oder Glasfasern und mineralische Fasern, wie früher vor allem Asbest, eingesetzt [11, 29, 30, 31, 33].

Die eingesetzten Mengen aller dieser Komponentengruppen variieren sehr stark; allgemein läßt sich etwa folgende Mengenverteilung angeben:

5-35 Gew% Binder

5-40 Gew% Schmierstoffe

10-65 Gew% Friktionsmodifizierer und Füllstoffe

Im üblichen Herstellungsablauf werden die verschiedenen Komponenten zunächst gemischt, dann mit Drücken bis 50 MPa kalt oder heiß gepreßt und anschließend im Ofen bei Temperaturen meist um 200°C bis zu 5 h gehärtet, was im chemischen Sinne einer Polymerisation der Harze bzw. Vulkanisation der Kautschuke entspricht. In schwierigeren Fällen, wenn z. B. beim Mischen ein Lösungsmittel zum Auflösen des Kautschuks beigelegt werden muß, ist die Belagmasse nach dem Mischen pastenförmig und muß erst getrocknet, dann gemahlen werden. Härtet die Mischung schon teilweise während des Mischprozesses und

verklumpt, muß ebenfalls ein Mahlprozeß zwischengeschaltet werden. Anschließend wird die pulverisierte Mischung nach einer eventuellen Vorbrikettierung verpreßt. [11, 30, 31]

3.2. Gesinterte Friktionsmaterialien auf metallischer Basis

Neben den organisch gebundenen Friktionsmaterialien übernehmen die Sinterwerkstoffe Anwendungsgebiete mit hohen Belastungen, d.h. insbesondere hohen Temperatureinsatzbereichen. Je nach Schmelzpunkt des zu Grunde liegenden metallischen Basismaterials können Einsätze bis ca. 700°C (Cu-Basis) oder 900°C (Fe-Basis) ermöglicht werden. Im Vergleich zu organisch gebundenen Friktionswerkstoffen zeigen Metall-Basis-Sinterwerkstoffe im allgemeinen ein besseres Naßfadingverhalten, d.h. ihr Reibwert fällt bei Nässeinwirkung wenig oder gar nicht ab.

Sintermetallische Friktionswerkstoffe besitzen eine metallische Bindephase, in der Feststoffschmiermittel und Friktionsmodifizierer eingebettet vorliegen. Die häufigsten Anwendungen benutzen als metallische Bindephase Cu oder eine Cu-Legierung oft auf Sn-Pb-Bronzebasis eventuell mit Zn als weiterem Legierungselement [11, 15, 34, 35, 36, 37]. Daneben treten auch Fe-Basismaterialien oft auf Fe-Cu-Basis auf [11, 38, 39, 40, 41], die bisweilen recht hohe Anteile an Cu oder anderen niedriger schmelzenden Materialien enthalten, so daß die eigentliche Bindephase beispielsweise eine Cu-Legierung darstellt, in der die Fe-Phase eingelagert ist [11, 39, 40]. Als weitere Basismaterialien sind auch Al, Ni, Cr und Mo bekannt [37, 42], sogar spröde intermetallische Phasen wie Ni_3Sn werden als Matrixmaterial untersucht und liefern beachtliches Reibverhalten [34].

Feststoffschmiermittel sind meist Graphite und Kokse eventuell mit Beimischungen aus MoS_2 , das aufgrund seiner Schichtgitterstruktur ebenfalls gute Gleiteigenschaften aufweist. Jedoch führt die Anwendung von MoS_2 zu Einschränkungen während des Sinterprozesses und im Temperatureinsatzbereich, da einige der metallischen Basismaterialien bei Anwesenheit von MoS_2 zur Sulfidbildung neigen. Als Besonderheit werden oft niedrigschmelzende Metalle wie Pb, Zn, Sb, Bi eingesetzt, die zusätzliche Schmierwirkung aufweisen. Jedoch ist eine Trennung zwischen Legierungselement der Bindephase, Schmiermittel und Friktionsmodifizierer nicht ohne weiteres durchführbar.

Die Friktionsmodifizierer sind ähnlich denen der organisch gebundenen Beläge. Es kommen eine Vielzahl keramischer, mineralischer und glasiger Materialien zum Einsatz, wie beispielsweise Kieselerde, Quarzsand, Bimssand, Tonerde, Mullit, Glimmer, Silikate, Cr-Karbide und Silikatglas. Auch höher schmelzende metallische Zusätze werden zu diesem Zwecke herangezogen, wie z. B. Cr, Ni, Mn, Mo. Da häufig kurze Sinterzeiten zur Belagherstellung gewählt werden, bleiben diese Metallphasen bis auf die durch Korngrenzendiffusion mit dem Basismetall legierten Kornränder meist erhalten.

Die Anteile der verschiedenen Komponenten schwanken etwa in folgenden Grenzen:

65-95 Gew% metallisches Bindemittel

5-30 Gew% Schmiermittel

0-30 Gew% Friktionsmodifizierer

Der Verfahrensprozeß der Sinterbelagherstellung folgt in der Regel einer normalen pulvermetallurgischen Prozeßroute. Die verschiedenen Ausgangsmaterialien werden gemischt und anschließend zur Formgebung kalt gepreßt bei Drücken etwa zwischen 50 MPa und 500 MPa. Die Sinterung unterscheidet zwischen Cu-Basis-Belägen, welche etwa zwischen 800°C und 950°C gesintert werden, und Fe-Basis-Belägen, deren Sintertemperatur zwischen 950°C und 1150°C liegt. Die Sinterzeiten betragen wenige Minuten bis zu etwa 1 h. In besonderen Fällen wird auch von der Möglichkeit des Heißpressens [43] und des heißisostatischen Pressens [44] Gebrauch gemacht. Es existiert ebenso ein Patent auf einen Fe-Basis-Bremsbelag, der nur kaltgepreßt wird und ohne Sinterung zum Einsatz kommt [45]. Desweiteren wird von einem Bremsbelag berichtet, der erst nach einer Ölimprägnierung zur Anwendung gelangt [32].

3.3. Friktionswerkstoffe auf Kohlenstoffbasis

In den letzten Jahren wurde verstärkt an der Entwicklung von Kohlenstoffbremsbelägen gearbeitet, die sowohl in ihren Reibeigenschaften gegenüber Stahl als auch arteigenem Material getestet werden. Anreiz hierzu sind Gewichtseinsparungen durch die niedrige Dichte der Materialien und vor allem der mögliche Betriebseinsatz bei höchsten Temperaturen. In Flugzeug- und Rennfahrzeugbremsen haben diese Materialien schon praktische Anwendung gefunden, jedoch konnte noch kein Durchbruch auf dem Gebiet der Schienenfahrzeuge erzielt werden, da das Bremssystem, die Bremsbedingungen und Anforderungen an einen sehr

konstanten Reibwert zu stark von denen der Flug- und Rennfahrzeuge abweichen. Vor allem bereitet hier ein für Carbonbremsen typisches breites Reibwertband bei den verschiedenen auftretenden Belastungen große Probleme [48]. Bei PKW-Anwendungen wird von einem stetigen Reibwertanstieg bei konstanten Belastungsparametern berichtet [49]. Die Temperatureinsatzbereiche gehen bis zu 2000°C in nichtoxidierender Atmosphäre [46], bis zu etwa 500-600°C in oxidierender Atmosphäre.

Als Binde- oder Basismaterial dieser Beläge fungieren verschiedene Kohlenstoffvorkörper, wie Harze, Pech oder Teere, und sinteraktive Koks- und Graphitpulver, die gleichzeitig die Funktion des Festoffschmiermittels übernehmen. Zur Verstärkung dieses Matrixmaterials wird oft eine noch nicht vollständig carbonisierte Kohlenstoffaser, hergestellt aus Polyacrylonitril (PAN) oder Pech, beigefügt, welche am besten zuvor mit einer artverwandten viskosen Komponente wie Pech oder Teer beschichtet wurde.

Friktionsmodifizierer bzw. Füllstoffe sind verschiedene keramische Pulver oder Fasern, wie SiO_2 , ZrO_2 , Al_2O_3 , SiC , B_4C , TiC , ZrC .

Die Mengenverteilung der Komponenten variiert in der Regel folgendermaßen:

0-80 Gew% Bindemittel

0-40 Gew% Fasern

3-20 Gew% Friktionsmodifizierer/Füllstoff

Zur Herstellung des Friktionswerkstoffes werden die Komponenten gemischt und anschließend verpreßt. Hierbei können alle bekannten Preßtechniken Anwendung finden (CP = Kaltpressen, CIP = Kaltisostatpressen, HP = Heißpressen, HIP = Heißisostatpressen). Die eingesetzten Drücke schwanken etwa zwischen 30 MPa und 1000 MPa, die Temperaturen zwischen 20°C und 500°C. Es schließt sich oftmals eine erste Verfestigungs- und Carbonisierungsbehandlung zwischen 700°C und 1500°C für 0,5-10 h an, die das Matrixmaterial in einen überwiegend amorphen Kohlenstoff verwandelt, bevor der letztliche Graphitisierungsschritt bei 2800 bis 3000°C für 0,5-10 h erfolgt. Ebenso existieren Verfahren, die über einen CVD (chemical vapour deposition)-Prozeß die Kohlenstoffmatrix und die Füllkomponente gleichzeitig abscheiden oder über einen CVI (chemical vapour infiltration)-Prozeß einen Vorkörper aus Kohlenstoffasergewebe und Füllstoffen mit Kohlenstoff infiltrieren. [1, 46, 47, 48, 49, 50]. Die

erzielten Reib- und Verschleißwerte sind stark abhängig von der Wahl des Herstellungsverfahrens, der Herstellungsparameter und der Faserorientierung [48, 49].

4. Entwicklung von Metall-Basis-Sinterfriktionswerkstoffen

4.1. Übersicht zum Reibverhalten von Metall-Basis-Sinterbelägen

Obwohl, wie in Kap. 1. erwähnt, sintermetallische Friktionswerkstoffe schon seit der ersten Hälfte dieses Jahrhunderts entwickelt werden, sind nur wenige, oft unvollständige Ergebnisse der Öffentlichkeit zugänglich gemacht worden. Dies liegt vor allem an der hohen Praxisrelevanz dieser Untersuchungen, die hauptsächlich von Firmen durchgeführt werden, die untereinander in einem marktwirtschaftlichen Wettbewerb stehen.

Dieses Kapitel soll eine Zusammenfassung verfügbarer Ergebnisse zum Reibverhalten sintermetallischer Friktionswerkstoffe gegen Stahl- bzw. Stahlgußwerkstoffe liefern. Es soll auf den Einfluß verschiedener Parameter, insbesondere der eingesetzten Werkstoffkomponenten, eingegangen werden. Aufgrund der Beschränktheit verfügbarer Informationen muß hierzu auch auf den Feldern benachbarter Friktionswerkstoffe gesucht werden.

Generell muß darauf hingewiesen werden, daß eine exakte Evaluierung nach Parameter und damit verbundenem Einfluß auf das Reibverhalten einer Idealvorstellung entspricht, die unter Berücksichtigung der unterschiedlichen, sich teilweise gegenseitig beeinflussenden Größen eines Tribosystems (vgl. Kap. 2.2.) nur in wenigen Fällen möglich ist. Insbesondere seien hier die oftmals unterschiedlichen Beanspruchungsparameter während des Reib- oder Bremstests und die sich gegenseitig beeinflussenden Werkstoffkomponenten im Friktionsmaterial erwähnt. Demzufolge müssen viele Aussagen dieses Kapitels, die sich auf spezielle Reib- oder Verschleißwerte beziehen, eher tendenziell betrachtet werden. Aufgrund der Zielsetzung dieser Arbeit und der wirtschaftlichen Praxisrelevanz wird, wenn nicht anders erwähnt, auf Cu- und Fe-Basis-Sinterbeläge eingegangen.

4.1.1. Basismaterial und metallische Zusätze

Zunächst soll der Einfluß des sintermetallischen Basismaterials erläutert werden. Mit Cu-Basis-Belägen wird in den meisten Fällen ein etwas höherer Reibwert als mit Fe-Basis-Belägen erzielt [48]. Als Richtwert für Cu-Basis-Beläge kann ein Reibwert etwa zwischen 0,3 und 0,5 angenommen werden. Fe-Basis-Beläge erzielen Reibwerte zwischen 0,2 und 0,4. In einer Studie verschiedener Flugzeugbremsmaterialien [42] zeigen Beläge auf Ni- oder Mo-Basis ebenfalls niedrigere Reibwerte als Cu-Basis-Beläge. Insbesondere bei höheren Temperaturen, d.h. höheren Reibgeschwindigkeiten, resultiert für Mo-Basis-Beläge ein sehr niedriger

Reibwert bis auf etwa 0,1 herab. Für Ni-Basis-Beläge werden Reibwerte von 0,25 bis 0,4 angegeben [34, 42]. Um die mechanische Festigkeit, Scherfestigkeit, Härte und Verschleißbeständigkeit des Cu-Basiswerkstoffes zu erhöhen wird Cu sehr oft mit 6-12 % Sn zu einer Bronze legiert, die im allgemeinen über gute bis sehr gute Gleiteigenschaften verfügt. [51, 52].

Z. Eliezer et al. [53, 54] finden für Cu-C-Faser-Verbundwerkstoffe unter sehr hohen Gleitgeschwindigkeiten mit zunehmendem Sn-Gehalt der Cu-Matrix zwischen 1 % und 8 % eine deutliche Reibwertverminderung um etwa 40-60 % und eine Verschleißminderung auf etwa 1/5 der Werte des 1 % Sn-Zusatzes (Abb. 4.1, 4.2). Während der Reibwert linear mit steigendem Sn-Gehalt abnimmt, verringert sich der Verschleiß vor allem im Bereich der 1-4 % Sn-Zugabe.

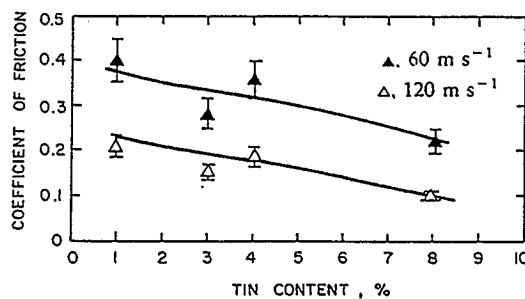


Abb. 4.1

Abb. 4.1, 4.2:

Reibwert und Verschleiß als Funktion des Sn-Gehaltes eines Bronze-C-Faser-Verbundes; A = 1,2 cm², F_N = 19,6 N, s = 50 km, [53]

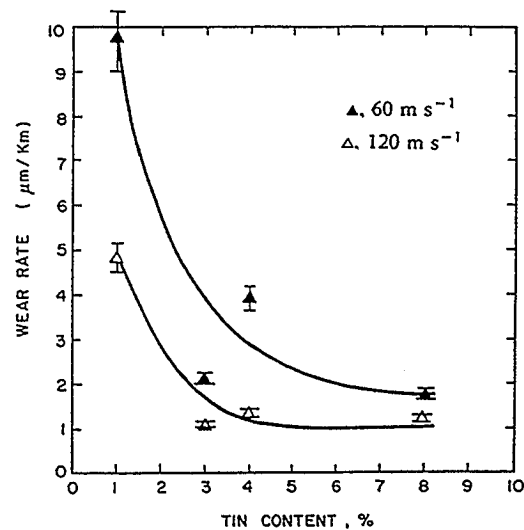


Abb. 4.2

In einer grundlegenden Arbeit zu Cu-Basis-Friktionswerkstoffen von J. Dedrick und J. Wulff [15] werden für Cu-Sn-Werkstoffe im Massenverhältnis 90:10 mit unterschiedlichen Graphitgehalten leicht erniedrigte Reibwerte und deutlich verringerter Verschleiß gegenüber den einfacheren Cu-Graphit-Werkstoffen gefunden (Tab. 4.1). Die durch den Sinterprozeß eingestellten Gefüge der Cu-Sn-Werkstoffe entsprechen einer α -Bronze. Es ist von der Einstellung einer CuSn10-Bronze auszugehen. Die angewandten Anpreßdrücke liegen zwischen 12 und 35 N/cm², die Reibgeschwindigkeit bei 6,5 bzw. 9,3 m/s.

4. Entwicklung von Metall-Basis-Sinterfriktionswerkstoffen

4.1. Übersicht zum Reibverhalten von Metall-Basis-Sinterbelägen

Obwohl, wie in Kap. 1. erwähnt, sintermetallische Friktionswerkstoffe schon seit der ersten Hälfte dieses Jahrhunderts entwickelt werden, sind nur wenige, oft unvollständige Ergebnisse der Öffentlichkeit zugänglich gemacht worden. Dies liegt vor allem an der hohen Praxisrelevanz dieser Untersuchungen, die hauptsächlich von Firmen durchgeführt werden, die untereinander in einem marktwirtschaftlichen Wettbewerb stehen.

Dieses Kapitel soll eine Zusammenfassung verfügbarer Ergebnisse zum Reibverhalten sintermetallischer Friktionswerkstoffe gegen Stahl- bzw. Stahlgußwerkstoffe liefern. Es soll auf den Einfluß verschiedener Parameter, insbesondere der eingesetzten Werkstoffkomponenten, eingegangen werden. Aufgrund der Beschränktheit verfügbarer Informationen muß hierzu auch auf den Feldern benachbarter Friktionswerkstoffe gesucht werden.

Generell muß darauf hingewiesen werden, daß eine exakte Evaluierung nach Parameter und damit verbundenem Einfluß auf das Reibverhalten einer Idealvorstellung entspricht, die unter Berücksichtigung der unterschiedlichen, sich teilweise gegenseitig beeinflussenden Größen eines Tribosystems (vgl. Kap. 2.2.) nur in wenigen Fällen möglich ist. Insbesondere seien hier die oftmals unterschiedlichen Beanspruchungsparameter während des Reib- oder Bremstests und die sich gegenseitig beeinflussenden Werkstoffkomponenten im Friktionsmaterial erwähnt. Demzufolge müssen viele Aussagen dieses Kapitels, die sich auf spezielle Reib- oder Verschleißwerte beziehen, eher tendenziell betrachtet werden. Aufgrund der Zielsetzung dieser Arbeit und der wirtschaftlichen Praxisrelevanz wird, wenn nicht anders erwähnt, auf Cu- und Fe-Basis-Sinterbeläge eingegangen.

4.1.1. Basismaterial und metallische Zusätze

Zunächst soll der Einfluß des sintermetallischen Basismaterials erläutert werden. Mit Cu-Basis-Belägen wird in den meisten Fällen ein etwas höherer Reibwert als mit Fe-Basis-Belägen erzielt [48]. Als Richtwert für Cu-Basis-Beläge kann ein Reibwert etwa zwischen 0,3 und 0,5 angenommen werden. Fe-Basis-Beläge erzielen Reibwerte zwischen 0,2 und 0,4. In einer Studie verschiedener Flugzeugbremsmaterialien [42] zeigen Beläge auf Ni- oder Mo-Basis ebenfalls niedrigere Reibwerte als Cu-Basis-Beläge. Insbesondere bei höheren Temperaturen, d.h. höheren Reibgeschwindigkeiten, resultiert für Mo-Basis-Beläge ein sehr niedriger

Reibwert bis auf etwa 0,1 herab. Für Ni-Basis-Beläge werden Reibwerte von 0,25 bis 0,4 angegeben [34, 42]. Um die mechanische Festigkeit, Scherfestigkeit, Härte und Verschleißbeständigkeit des Cu-Basiswerkstoffes zu erhöhen wird Cu sehr oft mit 6-12 % Sn zu einer Bronze legiert, die im allgemeinen über gute bis sehr gute Gleiteigenschaften verfügt. [51, 52].

Z. Eliezer et al. [53, 54] finden für Cu-C-Faser-Verbundwerkstoffe unter sehr hohen Gleitgeschwindigkeiten mit zunehmendem Sn-Gehalt der Cu-Matrix zwischen 1 % und 8 % eine deutliche Reibwertverminderung um etwa 40-60 % und eine Verschleißminderung auf etwa 1/5 der Werte des 1 % Sn-Zusatzes (Abb. 4.1, 4.2). Während der Reibwert linear mit steigendem Sn-Gehalt abnimmt, verringert sich der Verschleiß vor allem im Bereich der 1-4 % Sn-Zugabe.

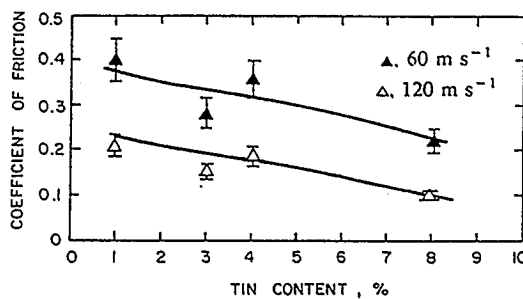


Abb. 4.1

Abb. 4.1, 4.2:

Reibwert und Verschleiß als Funktion des Sn-Gehaltes eines Bronze-C-Faser-Verbundes; $A = 1,2 \text{ cm}^2$, $F_N = 19,6 \text{ N}$, $s = 50 \text{ km}$, [53]

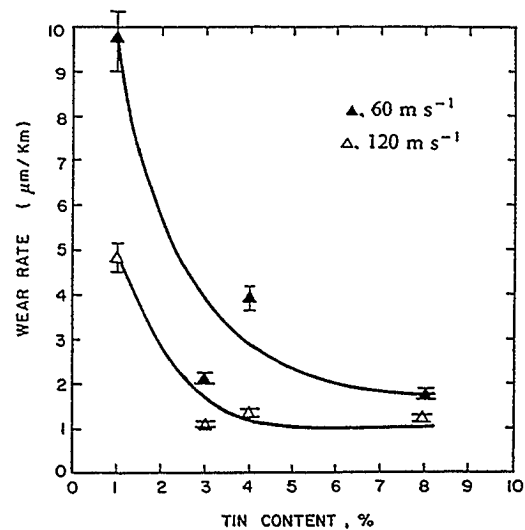


Abb. 4.2

In einer grundlegenden Arbeit zu Cu-Basis-Friktionswerkstoffen von J. Dedrick und J. Wulff [15] werden für Cu-Sn-Werkstoffe im Massenverhältnis 90:10 mit unterschiedlichen Graphitgehalten leicht erniedrigte Reibwerte und deutlich verringerter Verschleiß gegenüber den einfacheren Cu-Graphit-Werkstoffen gefunden (Tab. 4.1). Die durch den Sinterprozeß eingestellten Gefüge der Cu-Sn-Werkstoffe entsprechen einer α -Bronze. Es ist von der Einstellung einer CuSn10-Bronze auszugehen. Die angewandten Anpreßdrücke liegen zwischen 12 und 35 N/cm², die Reibgeschwindigkeit bei 6,5 bzw. 9,3 m/s.

Cu-Graphit			CuSn10-Graphit	
% Graphit	Reibwert μ	Verschleiß $\Delta l/t$ [cm/h]	Reibwert μ	Verschleiß $\Delta l/t$ [cm/h]
0	> 0,86	11,684	0,67	1,727
2,9	0,56	5,690	0,47	0,673
5,7	0,48	3,505	0,45	0,602
8,3	0,39	2,946	0,34	0,005
13,0	0,30	0,711	0,29	0,005

Tab. 4.1:

Reibwerte und Verschleiß von Cu-Graphit- und CuSn10-Graphit-Werkstoffen [15];

Reibwertermittlung bei $v = 9,3$ m/s und $p = 11,6$, $23,3$, $34,8$ N/cm², $A = 9,57$ cm²,

Verschleißtest bei $v = 6,5$ m/s, $p = 31$ N/cm², $t = 4$ h, $A = 9,57$ cm²

Ebenfalls vermindert ein Pb-Zusatz ab ca. 13 % zum Cu bzw. Cu-Sn (90:10) Reibwert und Verschleiß erheblich [15]. Hierzu sei auch ein Beispiel bei geringer Gleitgeschwindigkeit und relativ hoher Pressung angeführt (Abb. 4.3).

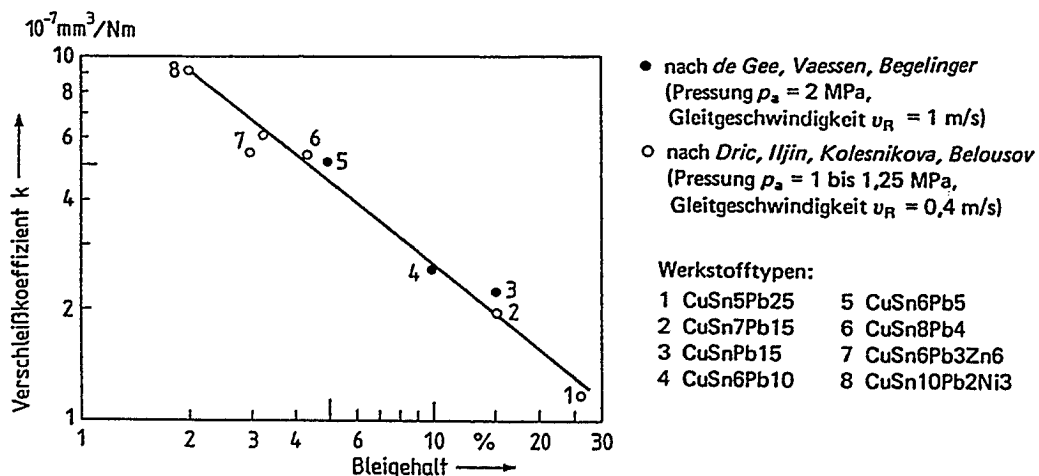


Abb. 4.3: Verschleiß von Cu-Sn-Pb-Legierungen [55]

Die Wirkung des Pb-Zusatzes ist zum einen in der Bildung einer Sn-Pb-Bronze, zum anderen - und dies insbesondere bei hohen Pb-Zusätzen - im Vorliegen einer weichen, niedrig schmelzenden Phase, die infolge Temperaturerhöhung bei Reibung einen Schmiereffekt ausmacht, begründet.

Zur Erhöhung der Einsatztemperatur wird zu Cu-Basis-Belägen oft Fe oder Mo beigemischt, um bei hohen Temperaturen auftretende Adhäsion und Fressen zu vermeiden [36, 59].

Metallische Sinterbeläge neigen im allgemeinen zu einem Reibwertanstieg gegen Bremsende, d.h. bei geringer Reibgeschwindigkeit; besonders stark erscheint dieses Verhalten bei Fe-Basis-

Sinterbelägen. [56, 57]. Dieses Problem ist in enger Beziehung zum Reibwertanstieg gegen Bremsende bei Graugußbremsschuhen zu sehen [10, 58]. Ursache ist ein verstärktes Auftreten adhäsiver Wechselwirkungen zwischen den arteigenen und phasengleichen Werkstoffkomponenten Stahl/Fe der Scheibe und Stahl/Fe des Belages bei längeren Kontaktzeiten.

Da bei Gußeisenfriktionsmaterialien die vielfältigen Möglichkeiten zur Gefügeeinstellung des Fe-Graphit-Systems ausgenutzt werden, ist auch bei gesinterten Fe-Graphit-Werkstoffen mit

derartigen Einflüssen auf das tribologische Verhalten zu rechnen.

Da Fe-Graphit-Friktionswerkstoffe je nach Sinterbedingungen ein ferritisch-perlitisches Gefüge aufweisen, ist die Bedeutung der härteren und festeren perlitischen Phase zu untersuchen.

Ein Beispiel zum Einfluß des Perlitanteils auf das Reibverhalten zeigt Abb. 4.4 [60]. Mit erhöhtem Perlitanteil sinkt der Reibwert.

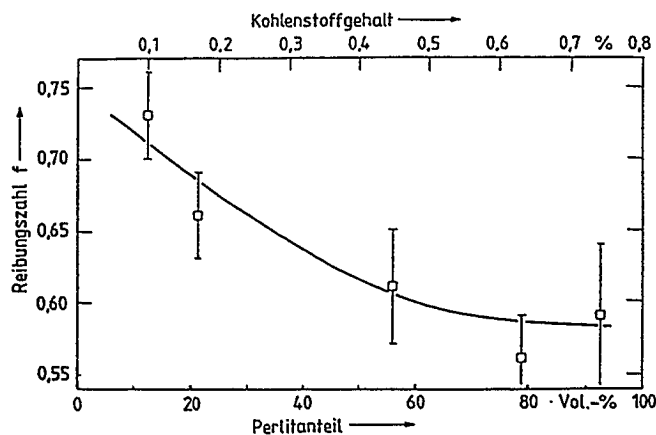


Abb. 4.4:
Reibwert von Stahlgleitpaarungen in Abhängigkeit vom Perlitgehalt der Stähle [60]

Abb. 4.5 [56] zeigt den Einfluß eines sintermetallischen (Fe-Graphit) Gefüges auf die Reibkennwerte.

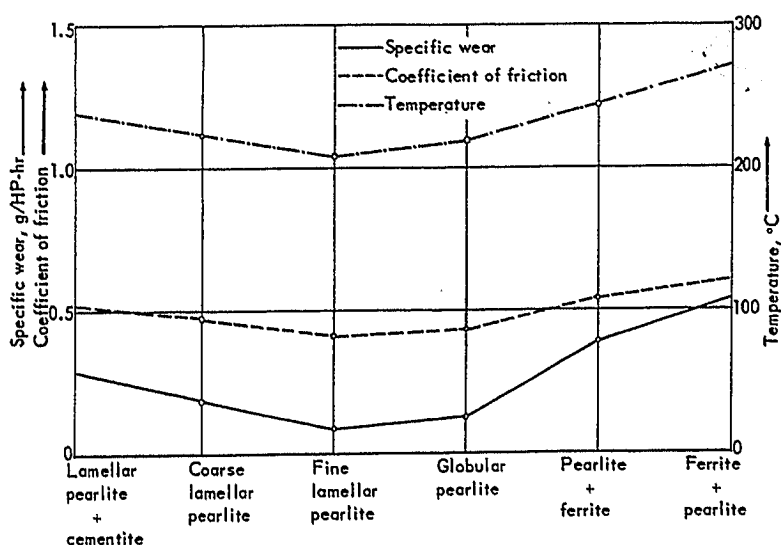


Abb. 4.5:
Einfluß der Gefügestruktur eines Fe-Graphit-Friktionswerkstoffes auf die Reibkennwerte [56];
 $p = 88 \text{ N/cm}^2$, $v = 10 \text{ m/s}$;

Bem.:
Verschleißangabe in
[g/HP hr], wobei
[HP] = [Horse Power]

Vollständig perlitische Gefüge zeigen die niedrigsten Reib- und Verschleißwerte. Am günstigsten ist ein feinlamellares Perlitgefüge zu beurteilen. Das Auftreten von Ferrit verschlechtert das Reibverhalten, weil Ferrit zum Fressen gegenüber einem Stahlgegenkörper mit ebenfalls ferritischen Anteilen neigt. [56]

Cu-Zusätze (Abb. 4.6) zum Fe-Basis-Material bewirken verstärkt die Bildung von Ferrit auf Kosten des perlitischen Anteils und die Ausscheidung von Graphit. Bis etwa 5 % Cu-Zusatz wird ein leichtes Absinken des Reibwertes beobachtet bei unverändertem Verschleiß. Ursache hierfür ist die anfängliche, leichte Härtesteigerung durch den Einbau von Cu ins Fe-Gitter. Ab ca. 5 % Cu steigen Reibwert und Verschleiß an aufgrund nun vorliegender erster Cu-reicher Mischkristalle. Ab ca. 10 % Cu besteht das Gefüge aus Ferrit, Cu-reichen Mischkristallen und Graphit. Der Perlitanteil verschwindet nahezu vollständig. Da Cu-haltiger Ferrit eine geringere Härte und mechanische Festigkeit als Cu-freier Perlit aufweist, verringert sich mit steigendem Cu-Gehalt die Festigkeit des Friktionswerkstoffes. [61]

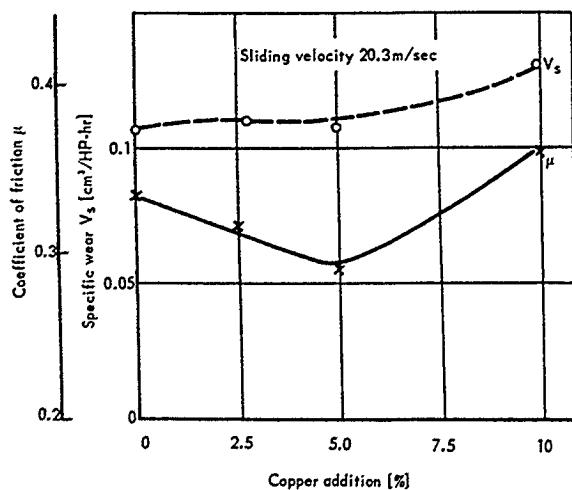


Abb. 4.6:
Reibkennwerte eines gesinterten Fe-Graphit-Friktionswerkstoffes mit Cu-Zugabe [61];
 $p = 59 \text{ N/cm}^2$, $t = 45 \text{ min}$;

Bem.: Verschleißangabe in [g/HP hr],
wobei [HP] = [Horse Power]

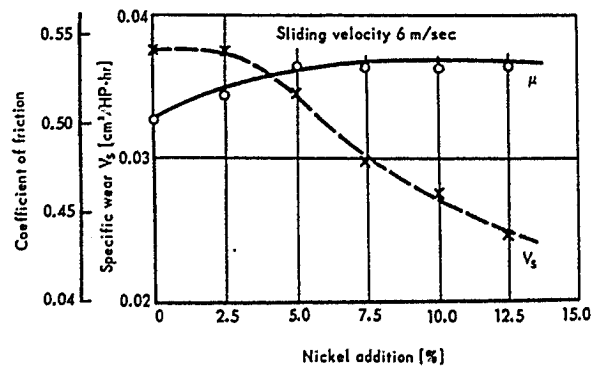


Abb. 4.7:
Einfluß eines Ni-Zusatzes in einem Fe-Graphit-Friktionswerkstoff [61];
 $p = 59 \text{ N/cm}^2$, $t = 45 \text{ min}$;

Bem.: Verschleißangabe in [g/HP hr],
wobei [HP] = [Horse Power]

Ni- Zusätze (Abb. 4.7) bis 12,5 % zum Fe-Basis-Werkstoff erhöhen stark die mechanische Festigkeit, es wird ein ferritisch-perlitisch-martensitisches Gefüge ausgebildet. Bei mehr als 2,5 % Ni erscheint Martensit auch bei sehr langsamen Abkühlgeschwindigkeiten. Eine hierdurch erreichte Verbesserung des Verschleißverhaltens bleibt allerdings auf den Bereich

niedriger Gleitgeschwindigkeit beschränkt. Der Reibwert steigt leicht an. Bei höheren Gleitgeschwindigkeiten ist kaum ein Einfluß auszumachen. [61]

Zusätze niedrig schmelzender Metalle (Abb. 4.8) können durch die Bildung einer schmierenden weichen oder sogar flüssigen Phase im Verlauf des Reibprozesses Reibwert und Verschleiß deutlich erniedrigen. Beispiele hierfür sind Pb-Zusätze ($T_m = 327^\circ\text{C}$) und Zusätze einer eutektischen Legierung aus 25 % Sn, 25 % Pb und 50 % Bi ($T_m = 94^\circ\text{C}$). Interessanterweise genügen oft schon geringe Zusätze des niedrig schmelzenden Metalls, um die Reibeigenschaften zu verbessern. Zusätze darüber hinaus zeigen wenig verbessernde Wirkung. [61]

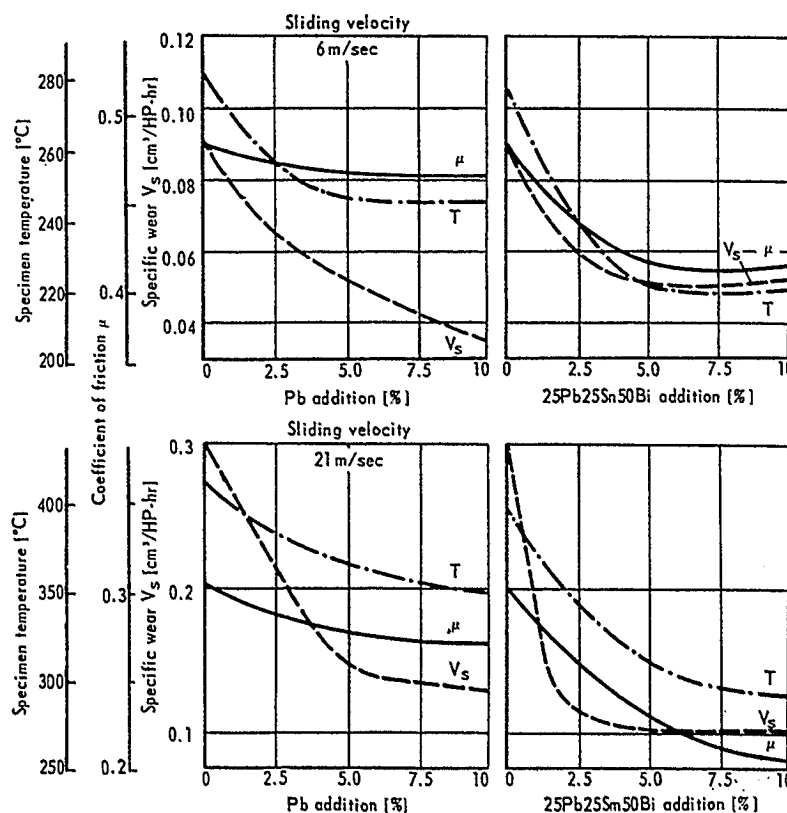


Abb. 4.8:

Auswirkung niedrig schmelzender Metallzusätze auf das Reibverhalten eines Fe-Graphit-Friktionswerkstoffes [61]; $p = 59 \text{ N/cm}^2$, $t = 45 \text{ min}$;

Bem.: Verschleißangabe in $[\text{g/HP hr}]$, wobei $[\text{HP}] = [\text{Horse Power}]$

K.E. Sanftleben und W.R. Tarr beschreiben im einem US-Patent [40] den Einfluß von 3-10 % Sn-Beimischungen zu einem Fe-Basis-Bremsbelag. Für den Verschleißwiderstand wird ein Optimum bei 5-6 % Sn-Gehalt gefunden, niedrigere oder höhere Sn-Zusätze verschlechtern das Verschleißverhalten geringfügig; eine beträchtliche Verschleißerhöhung resultiert für 10 % Sn-Gehalt. Diese Komposition bewirkt gleichzeitig eine deutliche Erniedrigung des Reibwertes, während für alle anderen Belagvarianten keine Auswirkungen auf den Reibwert festgestellt werden.

Für die Wirkungsweise niedrig schmelzender Metalle ist wichtig, daß im Verlauf des Sinterprozesses diese Metalle keine oder höchstens eingeschränkte Phasenbildung mit dem Grundwerkstoff Fe eingehen, damit es nicht zu stärkeren Schmelzpunkterhöhungen kommt. Für die Fälle Pb und Bi ist dies gewährleistet. [61, 62]

4.1.2. Feststoffschmiermittel

Neben weichen, niedrig schmelzenden Metallzusätzen, die bei Erreichen ihrer Schmelztemperatur oder ihres Schmelztemperaturbereiches eine Schmierwirkung zeigen, werden klassische Feststoffschmiermittel eingesetzt, die eine Schmierwirkung über den ganzen Temperatureinsatzbereich aufrecht erhalten. Das bedeutendste Feststoffschmiermittel ist Graphit.

P.K. Rohatgi et al. [63] geben in einer Literaturzusammenstellung verschiedener Metall-Graphit-Verbundwerkstoffe bei bis auf 20 Vol% erhöhtem Graphitgehalt eine deutliche Reibwerterniedrigung an. Ab 20 Vol% Graphitgehalt erreichen alle Systeme, weitgehend unabhängig von der metallischen Matrix, einen konstanten Reibwert um etwa 0,2. Als Ursache wird ein ab diesem Graphitgehalt sich über die gesamte Kontaktfläche ausbreitender, stabiler Graphitfilm angenommen, der den Metall-Metall-Kontakt verhindert und somit einen von der metallischen Matrix unabhängigen Reibmechanismus bewirkt. Die hierzu ausgewerteten Reibuntersuchungen wurden allerdings bei sehr langsamen Gleitgeschwindigkeiten (0,1-2,3 m/s) durchgeführt.

J. Dedrick und J. Wulff [15] finden für von 3 auf 13 % steigende Graphitzusätze ($< 44 \mu\text{m}$) in einer Cu- bzw. CuSn10-Matrix eine deutliche Reibwert- und Verschleißminderung (Tab. 4.1). Die Autoren vermuten bei Vorliegen hoher Graphitzusätze die Bildung von graphitischen Schichten auf Belag und Stahlgegenkörper, bei niedrigeren Graphitzusätzen die adhäsionsmindernde Bildung von Metalloxiden.

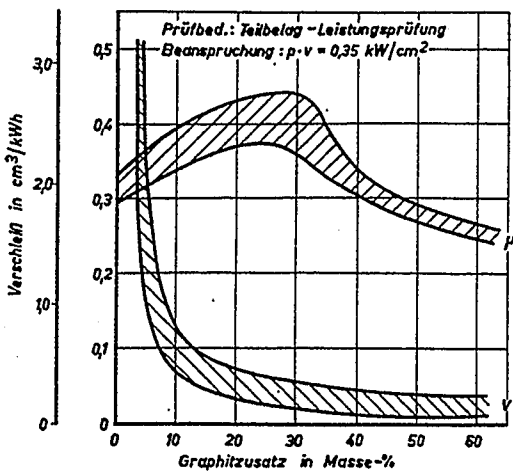


Abb. 4.9:

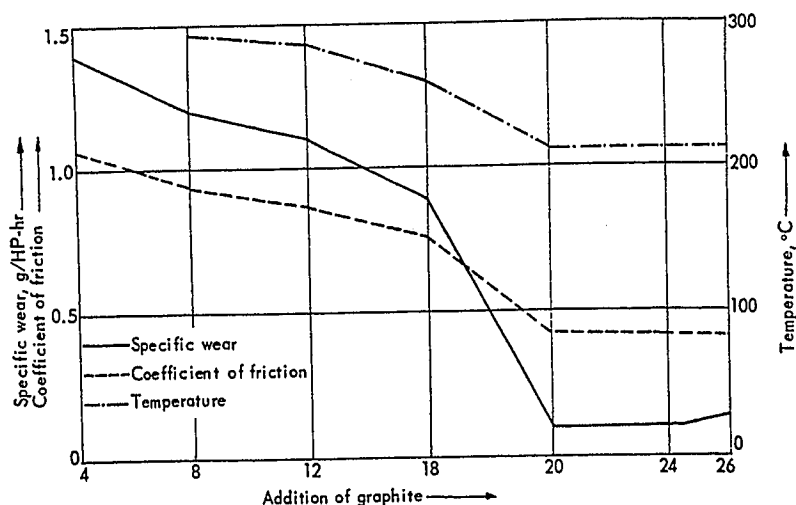
Einfluß des Graphitgehaltes auf das Reib- und Verschleißverhalten von Fe-Graphit-Friktionswerkstoffen [62]

H. Rebsch und M. Kühnel [62] (Abb. 4.9) finden für Fe-Basis-Friktionswerkstoffe eine deutliche Verschleißminderung im Bereich 5-10 % Graphitzusatz, weitere Graphitzusätze wirken sich nur noch wenig aus. Der Reibwert steigt zunächst bis etwa 30 % Graphitanteil an, um bei höheren Zusätzen deutlich abzufallen. Jedoch sind solch hohe Graphitzusätze technisch kaum beherrschbar, da durch den hohen Dichteunterschied zwischen Fe ($\rho_{\text{Fe}}=7,8\text{g/cm}^3$) und Graphit ($\rho_{\text{Graphit}}\approx 2,0\text{g/cm}^3$) für einen Fe-Graphit-Werkstoff im Massenverhältnis Fe : C = 70 : 30 ein

Volumenanteil nicht sinteraktiven Graphits von 63 Vol% auftritt. Solche Kompositwerkstoffe besitzen nahezu keine Festigkeit mehr. Der Reibwertanstieg bei Graphitgehalten bis 30 % wird damit begründet, daß leicht scherbare, graphitische Haftsichten mit niedrigen Reibwerten erst bei sehr hohen Graphitgehalten gebildet werden können. Die Ausbildung graphitischer Haftsichten wird grundsätzlich als eine wesentliche Ursache für Verschleiß- und Reibwertminderung angesehen.

Im allgemeinen wird jedoch eine harte, komplexe Schicht aus Oxiden, Karbiden, Nitriden, Graphit und metallischen Phasen aufgebaut, die gute Verschleißbeständigkeit aufweist und unterhalb einer Grenzbelastung selbstregenerierend ist. Diese Schicht wird insbesondere bei niedrigen Graphitgehalten die Verschleißreduzierung bewirken.

Hiervon abweichend stellen V. Procházka und V. Miskovic [56] in Abb. 4.10 ihre Untersuchungen verschiedener Graphitzusätze in fein perlitischen Fe-Graphit-Reibwerkstoffen dar. Reibwert und Verschleiß werden schon im Bereich 4-20 % Graphitgehalt durch erhöhten Graphitzusatz erniedrigt. Besonders deutlich fällt die Verringerung der Reibkennwerte ab ca. 18 % Graphitzusatz aus. Zwischen 20 und 26 % Graphitanteil ist keine wesentliche Änderung zu bemerken.

**Abb. 4.10:**

Reibkennwerte von Fe-Graphit-Friktionswerkstoffen als Funktion des Graphitgehaltes [56];

$p = 88 \text{ N/cm}^2$,

$v = 10 \text{ m/s}$,

Beanspruchung:

$p \cdot v = 0,88 \text{ kW/cm}^2$;

Bem.:

Verschleißangabe in

[g/HP hr], wobei

[HP] = [Horse Power]

K.E. Sanftleben und W.R. Tarr [40] finden für Graphitzusätze von 3-14 % bei einem Koksgehalt von ca. 7 % in einem Fe-Basis-Belag keine Verschleißänderung und keine eindeutige Reibwertänderung. Bei Variation des Koksgehaltes zwischen 2 und 12 % wird ein hoher Verschleiß für 2 % Koks Zusatz gemessen, zwischen 2 und 8 % ist nur ein geringer Unterschied festzustellen zu Ungunsten des 12 % Zusatzes. Der Reibwert steigt stark an mit steigendem Koksgehalt.

Bezüglich des Freßverhaltens (Metal Pickup) von Fe-Basis-Belägen gegenüber Stahl ist nach einer Studie von H.W. Lloyd [39] beim Austausch von Graphit (40 Vol%) durch kostengünstigeren Koks kein Nachteil zu erwarten.

Es wird auch von einem Reibwert- und Verschleißanstieg bei Erhöhung des Graphitgehaltes von 7 auf 35 % in einem Cu-Basis-Naßfriktionswerkstoff berichtet [64]. Dieses Verhalten wird durch den Einfluß der Elastizität des Friktionswerkstoffes auf die Reibkennwerte begründet. Durch eine Erhöhung der Porosität und des Graphitanteils, der als nichtmetallische Fremdphase mit niedrigem E-Modul einer zusätzlichen Porosität gleichgesetzt wird, erhöht sich die Elastizität des Werkstoffes. Unter Annahme eines elastischen Kontaktmodells können damit größere Kontaktflächen im Reibprozeß beansprucht werden; die Reibkennwerte steigen an. Es ist jedoch anzumerken, daß der betrachtete Friktionswerkstoff unter Öl getestet wurde und Reibwerte im Bereich 0,04 bis 0,16 erzielte, also deutlich unter dem in dieser Arbeit interessierenden Bereich liegt.

R. Verghese und K. Gopinath [38] untersuchten den Einfluß verschiedener natürlicher und synthetischer Graphite ($< 100 \mu\text{m}$) auf das Reibverhalten eines Fe-Cu-Graphit-

Friktionswerkstoffes. Niedrigsten Verschleiß und leicht erniedrigte Reibwerte werden für die Zugabe natürlicher Graphite, insbesondere Ceylon-Graphit, festgestellt. Dies wird für feinstkörnige Graphitzusätze in organisch gebundenen Friktionswerkstoffen von R. Holinski bestätigt [65]. Ursache ist die fehlerfreiere Struktur der meisten natürlichen Graphite gegenüber den synthetischen Graphiten und die damit verbundene, höhere mechanische Belastbarkeit. Ebenso nimmt das Maß der Verunreinigungen im Graphit Einfluß auf das Reibverhalten.

V.P. Migunov et al. [66] berichten über den Einfluß des Aschegehaltes im Graphit auf die Reibwerte. So resultieren mit Erhöhung des Aschegehaltes von 10 auf 18 % eine leichte Reibwerterniedrigung und ein stärkerer Verschleiß.

Ein Vergleich weiterer feinstkörniger, fester Schmierstoffe zeigt für die synthetischen Varianten von ZnS , Sb_2S_3 , CaF_2 und PbS bessere Ergebnisse als für die natürlichen Typen [65].

R. Holinski [65] findet in der Arbeit an feinstkörnigen Feststoffschmiermitteln für organisch gebundene Friktionswerkstoffe gute Ergebnisse mit einer Mischung aus Graphit und MoS_2 im Massenverhältnis 5:1. Beste Ergebnisse werden mit einer Mischung aus Graphit, MoS_2 , ZnS und CaF_2 bzw. für höheren Temperatureinsatzbereich bei Austausch des MoS_2 durch Sb_2S_3 erzielt.

In einem US-Patent [40] wird die Wirkung eines 0-2 %igen MoS_2 -Zusatzes zu einem Fe-Basis-Bremsbelag als verschleißerhöhend und reibwerterniedrigend beschrieben.

Für alle Feststoffschmiermittelanwendungen im Bereich der Friktionswerkstoffe bleibt jedoch Graphit die tragende Hauptkomponente. Ein hoher Temperatureinsatzbereich, die chemische Stabilität bei den hohen Sintertemperaturen in Nachbarschaft mit metallischen Phasen und günstige Kosten stellen die wesentlichen Vorteile des Graphits gegenüber anderen Feststoffschmiermitteln dar.

4.1.3. Friktionsmodifizierer

P.K. Rohatgi et al. [63] sehen allgemein für Metall-Keramik/Graphit-Komposite eine Verschleißreduzierung bei zunehmender Menge und Korngröße des Nichtmetalls.

J. Dedrick und J. Wulff [15] finden für Kieselerdezusätze von 3 bis 13 % zu einer Cu-Matrix zunächst einen Abfall, dann wieder einen Anstieg von Reibwert und Verschleiß. Das Verschleißniveau ist jedoch relativ niedrig. Ähnliches ergibt sich für Kieselerdezusätze zu einer Cu-Sn (90:10)-Matrix. Ab 6 % SiO_2 -Gehalt liegt hier zusammen mit dem Einfluß der mechanisch verstärkenden Bronze ein sehr niedriges Verschleißniveau vor. Der Anstieg des Reibwertes bei höheren Zusätzen wird mit der schlechten Verankerung eines vermuteten, während des Reibprozesses auf dem Friktionsmaterial gebildeten, silikatischen Oxidfilm begründet, der lokal abreißt und damit grobe Abrasivpartikel bildet. Zudem wird eine durch hohen Nichtmetallanteil geschwächte Matrix die SiO_2 -Partikel weniger stark halten können. Bei einem 6 % SiO_2 -Gehalt einer Cu-Sn (90:10) Matrix wurde die Korngröße der Kieselerde variiert in verschiedenen Kornbändern zwischen $< 20 \mu\text{m}$ und $> 150 \mu\text{m}$. Je feiner die Kieselerde, umso geringer zeigen sich Reibwert und Verschleiß, da ein vermutlicher, homogener Silikatfilm gebildet werden kann, der eine reibwerterhöhende Adhäsion zwischen Cu-Sn-Matrix und Stahlgegenkörper verhindert.

V. Procházka und E. Navara [67] finden für Kieselerdezusätze ($< 74 \mu\text{m}$) bis zu 10 % in einem Fe-Basis-Belag eine Reibwerterhöhung; allerdings wurden die Versuche bei niedriger Gleitgeschwindigkeit und stark überhöhten Anpreßdrücken durchgeführt.

Den Einfluß von Al_2O_3 (Tonerde) auf das Bremsverhalten eines semimetallisch-polymeren-Belages untersuchte G. Crosa et al. [33] bei hohen Anpreßdrücken. Zwei verschiedene Kornverteilungen wurden getestet, einmal $< 20 \mu\text{m}$ mit hohem Feinstanteil und zum anderen $< 25 \mu\text{m}$ mit geringerem Feinstanteil. Beide Zusätze in Höhe von 2 % lassen den Reibwert ansteigen aufgrund des Furchungseffektes der harten Keramikphase. Für die etwas gröbere Kornsorte fällt der Reibwertanstieg demzufolge höher aus. Beste Verschleißergebnisse liefert das feinkörnigere Al_2O_3 . Bei Erhöhung des Al_2O_3 -Gehaltes von 1 auf 4 % wird für beide Sorten ein Reibwertanstieg beobachtet. Während die gröbere Sorte den Verschleiß mit erhöhtem Gehalt ansteigen läßt, kann kaum eine Verschleißänderung bei der feineren Sorte ausgemacht werden.

Bei niedriger Reibgeschwindigkeit und sehr überhöhtem Anpreßdruck wird für Al_2O_3 -Zusätze bis 10 % in einem Fe-Basis-Belag zunächst ein schwacher Reibwertabfall und ab etwa 4 % Al_2O_3 -Zusatz ein Anstieg des Reibwertes in ein Plateau beobachtet [67].

Für einen Cu- Al_2O_3 -Verbund mit 10-40 Vol% (45-53 μm) Al_2O_3 finden N. Saka und D.P. Karalekas [68] bei Erhöhung des Al_2O_3 -Zusatzes einen Reibwertabfall in Annäherung an eine lineare Mischungsregel und einen Verschleißanstieg. Die Autoren weisen auf einen engen Zusammenhang zwischen Verschleißwiderstand und Duktilität des Materials hin. Eine Erhöhung der Al_2O_3 -Konzentration geht auf Kosten der Duktilität aufgrund der schwachen Kontaktkräfte zwischen Metall und Metalloxid. Zur Beurteilung dieser Ergebnisse muß jedoch darauf hingewiesen werden, daß bei sehr geringer Gleitgeschwindigkeit getestet wurde und der Reibpartner ein WC-Co beschichteter Stahlring war.

V.P. Migunov et al. [66] untersuchten den Korngrößeneinfluß von B_4C und SiC in einem Fe-Basis-Bremsbelag (Abb. 4.11). Mit B_4C -Korngrößen zwischen 30 und 160 μm ist kaum ein Einfluß auf den Reibwert festzustellen. Der Verschleiß erhöht sich ab etwa 120 μm Korngröße. Der Verschleiß der Gußeisenbremsscheibe vermindert sich bei steigender B_4C -Korngröße. Das Reibverhalten bei SiC -Zusätzen von 80-630 μm Korngröße erscheint gegensätzlich. Bis etwa 300 μm steigt der Reibwert mit steigender Korngröße, ab 300 μm bleibt er konstant. Der Verschleiß fällt mit steigender Korngröße bis 300 μm , ab 300 μm bleibt auch er konstant. Wahrscheinlich liegt bei 300 μm Korngröße eine Minimalgröße vor, um eine feste Bindung oder eher einen festen Sitz des SiC im Matrixmaterial zu gewährleisten. Der Verschleiß der gußeisernen Bremsscheibe steigt mit steigender SiC -Korngröße.

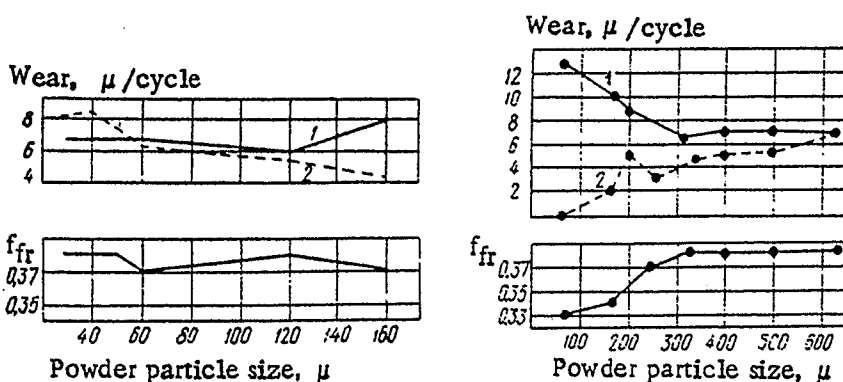


Abb. 4.11:
Einfluß von B_4C - und SiC -Korngröße auf Reibwert und Verschleiß eines Fe-Basis-Belages [66];
links: B_4C , rechts: SiC ;
1 = Belag, 2 = Scheibe

H. Rebsch und M. Kühnel [62] untersuchten einen Fe-Basis-Bremswerkstoff ohne und mit 12,5 % MgO-Zusatz (Abb. 4.12). Der MgO-Zusatz liefert bei Dauerbremsungen und insbesondere bei Haltebremsungen deutliche Verschleißreduzierung. Für den Fall der Haltebremsung wird auch eine Reibwertstabilisierung beobachtet. Dieses Verhalten wird durch die stabilisierende Wirkung der Keramik auf den Reibschichtaufbau erklärt.

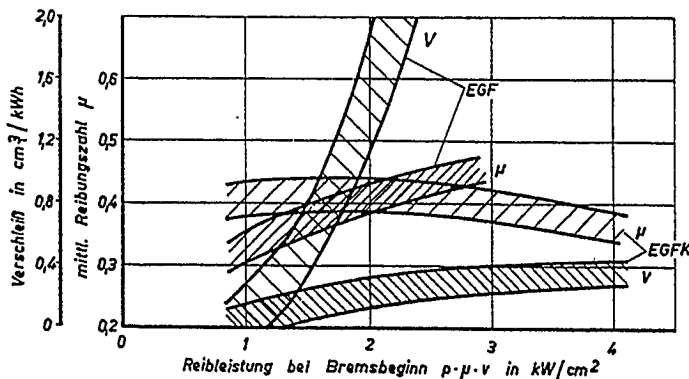


Abb. 4.12:

Einfluß eines MgO-Zusatzes auf Reibwert und Verschleiß eines Fe-Basis-Belages [62];
EGF = ohne MgO,
EGFK = mit MgO

Die Wirkung des Zusatzes von 0-3 % keramischen Pulvers (Mullit $\{2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2\}$, Kyanit $\{\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2\}$ oder Kieselerde $\{\text{SiO}_2\}$) auf einen Fe-Basis-Bremsbelag wird in einem US-Patent [40] beschrieben. Mit erhöhtem Keramikzusatz steigt der Verschleiß schwach an. Der Reibwert ist für alle Kompositionen mit Keramikzusatz in etwa gleich, jedoch höher als die Vergleichskomposition ohne Keramik.

Für organisch gebundene Kompositbremssohlen soll ein Schleifmittelzusatz von mindestens 5 Vol% bei einer Korngröße $< 1 \text{ mm}$ günstig sein [10]. Größere Körner lösen sich zu leicht aus dem Matrixmaterial. Bei Naßbremsungen kann das Schleifmittel insbesondere bei geringen Anpreßkräften als Distanzhalter zwischen Bremssohle und Rad dienen. Dadurch wird die Drainagewirkung und das Naßbremsverhalten verbessert.

Der Zusatz von Gläsern mit unterschiedlichen Schmelzbereichen zu einem Cu-Basis-Bremsbelag wurde von M. Eudier und H. Youssef [69] untersucht. Sie finden für niedrig schmelzende Glaszusätze niedrigere Reibwerte. Das Bremsverhalten wird wesentlich von der Stabilität eines auf dem Gegenpartner haftenden Glasfilmes bestimmt.

Der Einfluß verschiedener Zusätze auf das Freßverhalten (Metal Pickup) eines Fe-Basis-Belages gegenüber Stahl wird von H.W. Lloyd [39] beschrieben. Hiernach sind Zusätze von

Schwefel und Ferrophosphor (Phosphoreisen) kritisch zu betrachten. Beste Ergebnisse werden mit Ferrochrom-Zusätzen (50 % Cr_3C_7 , 50 % $\{\text{Fe}, \text{Cr}\}_3\text{C}_7$) zwischen 1 und 39 Vol% erzielt.

M. Eudier [34] beschreibt die oxidierende Behandlung einer Bronze für einen unter Öl laufenden Kupplungswerkstoff als besonders vorteilhaft zur Verbesserung des Verschleißverhaltens.

4.1.4. Bedeutung der Reibschicht

In nahezu allen Literaturstellen wird der sich unter dem Reibprozeß auf der Belagoberfläche bildenden Reibschicht größte Bedeutung zugemessen. Durch ihre Dicke und ihre mechanischen Eigenschaften, wie Härte, Scherfestigkeit, Verschleißwiderstand, soll sie ganz entscheidend die Höhe und Konstanz des Reibwertes sowie den Verschleiß des Belagmaterials und des Reibpartners bestimmen. Eine der wichtigsten Eigenschaft dieser Reibschicht ist die Fähigkeit zur Selbstregenerierung.

Die Konsistenz und die Dicke der Reibschicht hängt zum einen von den Belastungsparametern, wie Reibgeschwindigkeit, Bremsverzögerung und Anpreßdruck, und der sich hieraus ergebenden Temperaturgeschichte im Reibspalt ab, zum anderen von der Haftung der Schicht auf dem Belagwerkstoff. Niedrige Beanspruchungen reichen oftmals nicht aus, um Reibschichten zu bilden, insbesondere weil die hierzu notwendigen Temperaturen nicht erreicht werden. Dies führt zu relativ hohen Reib- und Verschleißwerten bei z.B. niedrigen Gleitgeschwindigkeiten.

Bei mittleren Belastungen wird eine ausreichend stabile Schicht gebildet, die selbstregenerierend ist und bei entsprechender Dicke auch eine gradierte Struktur bzw. Zwischenschichten besitzen kann, die die mechanische Stabilität der Gesamtschicht erhöhen. Reibwert und Verschleiß werden erniedrigt und stabilisiert.

Steigen die Beanspruchungen über einen Belastungshöchstwert, der durch die Stabilität der Schicht bestimmt wird, so wird die Schicht zerstört und kann sich auch selbst nicht wieder regenerieren. Es kommt zum Anstieg der Reibkennwerte. [10, 15, 42, 48, 62, 70, 71, 72]

Die Hauptbestandteile der gebildeten Schicht stellen Oxidationsprodukte der metallischen Belagmatrix dar [42, 48, 72]. Daneben treten metallische Bestandteile aus der Belagmatrix,

Graphit und die zugesetzten keramischen Friktionsmodifizierer auf [62]. Es ist auch mit Metall- bzw. Metalloxideintragungen des Gegenpartners zu rechnen [73].

Neben den Metalloxiden werden zudem Metallkarbide und -nitride vermutet. Für die Stabilität des Schichtaufbaus scheinen die keramischen Zusätze von großer Bedeutung zu sein. Alle Bestandteile der Schicht liegen in teilweise äußerst fein zerkleinerter Form vor [62].

Beim Vorliegen ausreichend hoher Graphitgehalte (vgl. Kap. 4.1.2.) wird mit der Bildung einer hauptsächlich graphitischen Schicht gerechnet [62, 63].

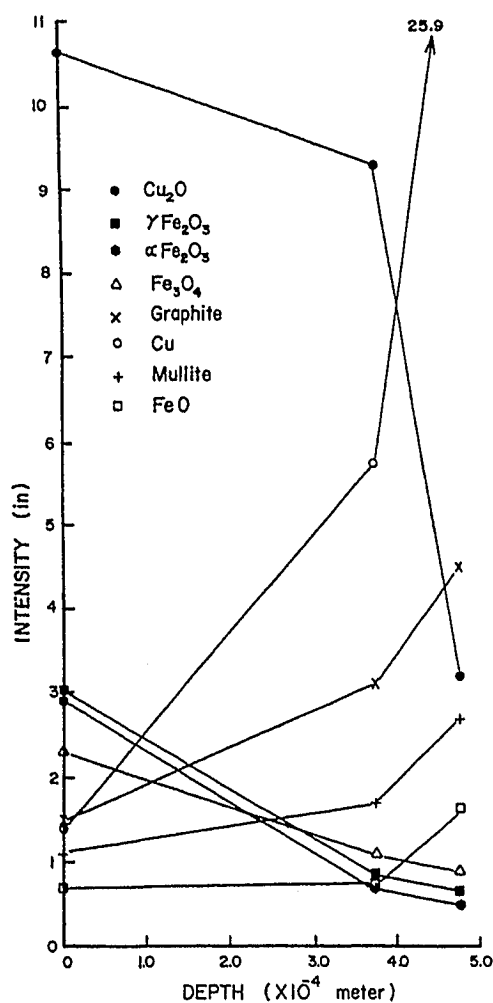


Abb. 4.13:
Röntgendiffraktometrische Intensität verschiedener Phasen in Abhängigkeit von der Tiefe unter der Bremsfläche [73]

T.L. Ho [73] untersuchte röntgendiffraktometrisch die Phasenbestandteile einer Reibschicht bzw. oberflächennahe Bereiche eines Cu-Basis-Bremsbelages. Hierzu wurden von der Oberfläche 0,4 bzw. 0,5 mm mittels Sandstrahlung abgetragen. Von den Intensitäten wurde auf die Konzentrationen der verschiedenen Phasen geschlossen. Es muß hierbei kritisch angemerkt werden, daß eine röntgendiffraktometrisch ermittelte Intensitätsabstufung zwischen verschiedenen Phasen nicht ohne weiteres als Konzentrationsabstufung dieser Phasen heranzuziehen ist. Auf der Oberfläche werden erwartungsgemäß höchste Konzentrationen an Cu₂O gemessen. Zudem treten alle Fe-Oxide auf in folgender Konzentrationsabstufung Fe₂O₃, Fe₃O₄, FeO. Mit der Tiefe (bis 0,5 mm unter der Oberfläche) verringern sich die Anteile der zufolge des Reibprozesses gebildeten Cu- und Fe-Oxide, mit Ausnahme FeO, dessen Konzentration sogar leicht ansteigt. Die Fe-Oxide liegen nun in der Konzentrationsabstufung FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃ vor, was auch dem Oxidationsablauf von Fe bei höheren

Temperaturen, also den freien Enthalpien der Oxide, entspricht. Der Graphit- und der als Friktionsmodifizierer eingesetzte Mullitgehalt steigen mit zunehmender Tiefe an. Auf der

Bremsfläche selbst wird kein erhöhter Graphitgehalt gefunden. Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Abb. 4.13 dargestellt.

Die Dicke der eigentlichen Reib-/Oxidschicht wird mit etwa 4 μm , auf alle Fälle unter 25 μm angegeben. Hieraus wird klar, daß die bei 0,4 mm und 0,5 mm gemessenen Phasenanteile durch Bulkoxidation und nicht primär durch den Reibprozeß gebildet werden. Die Fe-Oxide werden auf einen Materialtransfer von der Bremsscheibe auf den Bremsbelag zurückgeführt. Dies erscheint jedoch im Hinblick auf die Tiefe des Auftretens der Fe-Oxide unter der Belagoberfläche fraglich. Vielmehr muß berücksichtigt werden, daß der Belag selbst einen gewissen Anteil an Fe enthielt.

4.2. Grün- und Sinterverhalten von Metall-Basis-Friktionswerkstoffen

4.2.1. Pulverkomponenten und Mischungsparameter

Tab. 4.2 liefert eine Übersicht der in dieser Arbeit verwendeten pulverförmigen Werkstoffkomponenten. Cu-Basis-Beläge wurden auf der Grundlage eines Cu-Pulvers < 63 μm , Fe-Basis-Beläge auf Grundlage eines Fe-Pulvers < 150 μm hergestellt. In der Regel wurde mit groben Graphitpulvern gearbeitet (Graphit KS 150-600 μm). Der metallische Anteil der Belagwerkstoffe beträgt etwa 60 Vol%.

Zur Fertigung eines Belages wird eine Mischung aus den Pulverkomponenten zusammengestellt und trocken im Taumelmischer für ca. 4 h gemischt. Diese Mischungszeit im Taumelmischer genügt einer vollkommenen Homogenisierung der Pulvermischung. Als vorteilhaft stellt sich heraus, wenn die Pulverkomponenten nach Einbringung in das Mischgefäß durch einen kurzen, manuellen Rührprozeß vorgemischt werden; so wird die Homogenisierungszeit im Taumelmischer verkürzt. Mischprozesse, die lediglich auf einer horizontalen Rotation des Mischgefäßes um seine Achse beruhen, führen zu Entmischungserscheinungen der leichten Pulverkomponenten, vor allem des Graphits.

Pulver	Cu	Sn	Sn	Fe	Cr	Cr
Korngröße [µm]	< 63	< 44	< 71	< 150	< 44	< 74
Lieferant / Hersteller	Merck / Norddt. Affinerie	Alfa, Johnson Matthey	Alfa, Johnson Matthey	Merck	Alfa, Johnson Matthey	Aldrich
Bemerkung						

Pulver	Graphit	Graphit	Graphit	Graphit	Graphit	Koks	Koks
Korngröße[µm]	< 15	5-75	< 150	150-600	150-600	250-1500	< 400
Lieferant / Hersteller	Lonza / Timcal	Lonza / Timcal	Lonza / Timcal	Lonza / Timcal	Lonza / Timcal	Lonza / Timcal	Lonza / Timcal
Bemerkung	KS 15	KS 5-75	KS 150	KS 150-600	T 150-600	FC 250-1500	FC 400

KS-Typ hergestellt aus Petrolkoks, relativ runde Kornform, weicher als T-Typ

T-Typ hergestellt aus Antrazit, eher plättchenförmig, härter als KS-Typ

Pulver	SiC	SiC	SiC	SiC	Kieselgur	Kieselgur
Korngröße[µm]	1-10	12-40	53-90	212-300	< 63	< 100
Lieferant / Hersteller	Lonza / Timcal	Lonza / Timcal	ESK	ESK	F. Bertram / Struve	F. Bertram / Struve
Bemerkung	F 1000	F 360	F 180	F 60	Diamol GM	Diamol KM-W, kalziniert

Tab. 4.2: Verwendete Pulver zur Herstellung sintermetallischer Bremsbeläge

Um einen Vergleich verschiedener Belagvarianten mit unterschiedlichen Phasenbestandteilen zu ermöglichen, empfiehlt es sich, Phasenvariationen volumenmäßig zu erfassen, da der Einfluß einzelner Phasen auf das Reib- und Verschleißverhalten durch die Flächenanteile dieser Phasen an der Gesamtreibfläche zustande kommt. Die in der Literatur weit verbreitete Angabe der

Phase	Umrechnungsfaktor von Massen% auf Vol%
Graphit	3
Keramik	2

Tab. 4.3:
Faustformelfaktor zur Umrechnung
von Massen-% auf Volumen-%

Phasen in Massen% ist für diesen Zweck äußerst ungünstig. Um eine schnelle Umrechnung von Massen% in Volumen% zu ermöglichen, kann sich bei den hier dargestellten Belägen sowie bei Belägen gleichartiger Zusammensetzung der faustformelmäßigen Faktoren aus Tab. 4.3 bedient werden.

4.2.2. Grünverhalten

Die Pulvermischungen wurden uniaxial gepreßt mit Preßdrücken bis zu 600 MPa. Es wurde ein zylindrisches Preßwerkzeug aus Edelstahl X210Cr12 mit Innendurchmesser 45 mm verwendet. Die Höhe der hergestellten Preßlinge lag bei ca. 20 mm.

An einfachen Cu-Graphit-Mischungen wurde zunächst bei relativ geringem Verpreßdruck der Einfluß verschiedener Graphitgehalte und Graphittypen auf die Rückfederung in radialer Richtung nach Ausstoßen des Preßlings aus dem Preßwerkzeug gemessen (Abb. 4.14). Das Maß der Rückfederung in radialer Richtung beeinflusst Höhe und Tendenz der notwendigen Ausstoßkraft.

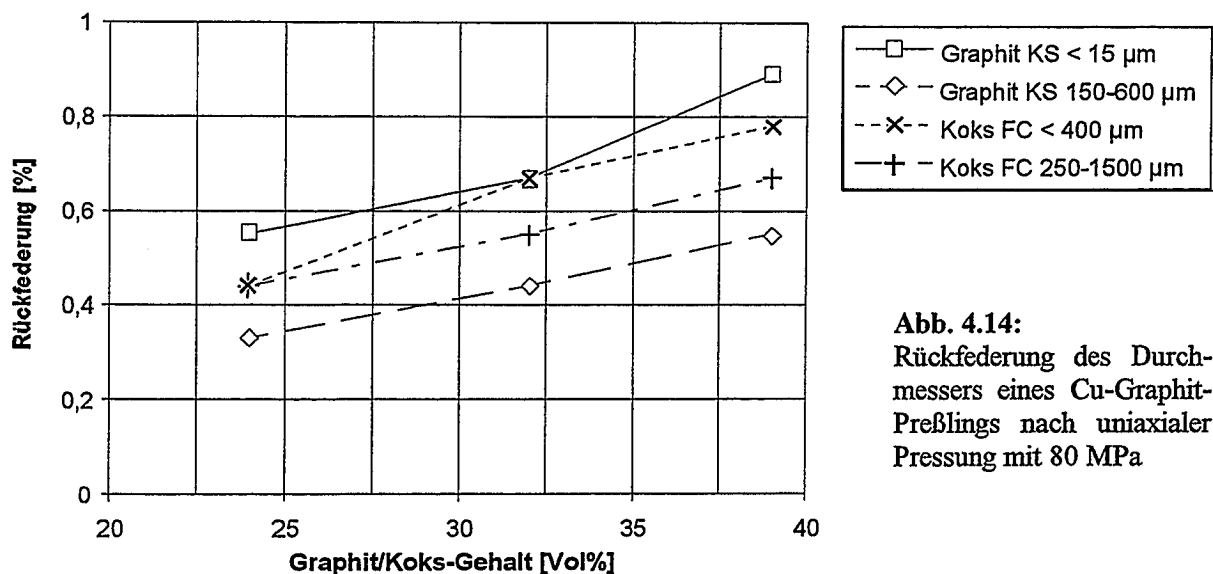


Abb. 4.14:
Rückfederung des Durchmessers eines Cu-Graphit-Preßlings nach uniaxialer Pressung mit 80 MPa

Es liegt ein linearer Anstieg der Rückfederung mit steigendem Graphitgehalt vor. Die höchsten Rückfederungswerte werden für den Einsatz des feinkörnigen Graphittyps KS < 15 µm erzielt, die niedrigsten Werte für den grobkörnigen Graphit KS 150-600 µm. Dazwischen liegen die Werte der Mischungen mit den grobkörnigen Koksen, wobei auch hier der grobkörnigere Koks die geringere Rückfederung bewirkt. Die Ursache der Rückfederung ist vor allem im elastischen und spannungsrelaxierenden Verhalten des Graphits zu sehen. Allein die elastische Stauchung im Druckbereich kann für Graphit über 1 % ausmachen [74]. Nach K.D. Streb [75] zeigen Graphitpreßlinge grober Körnungen Rückfederungen bis zu 30 %. Die Rückfederung des Graphits ist gegen eine schwächer rückfedernde Metallmatrix aufzubringen. Eine durch viele kleine Graphitpartikel stark gestörte Metallmatrix kann die Rückfederung des Graphits schlechter kompensieren als eine durch wenige große Graphitpartikel schwächer gestörte

Matrix. Hiermit erklären sich die geringeren Rückfederungswerte der Preßlinge grobkörnigen Graphit-/Koksgehaltes.

Zur näheren Untersuchung des Grünzustandes in Abhängigkeit von der uniaxialen Preßkraft wurden Grünlinge eines Cu-Basis-Belages bei verschiedenen Preßdrücken von 80, 250 und 430 MPa gepreßt und anschließend ein metallographischer Querschliff parallel zur Preßrichtung angefertigt. Die Ergebnisse sind in Abb. 4.15-4.17 dargestellt. (Infolge der schwierigen Präparation der Grünlinge treten bei den Schliffbildern der geätzten Proben künstlich erzeugte Ausbrüche aus der Matrix auf.)

Schon die Pressung bei 80 MPa erzeugt einen festen, gut handhabbaren Grünling, dessen Mikrostruktur jedoch nur eine lockere Formation der Cu-Körner mit schwacher Kontaktbildung untereinander zeigt (Abb. 4.15). Es ist keine Deformation der Cu-Körner erkennbar.

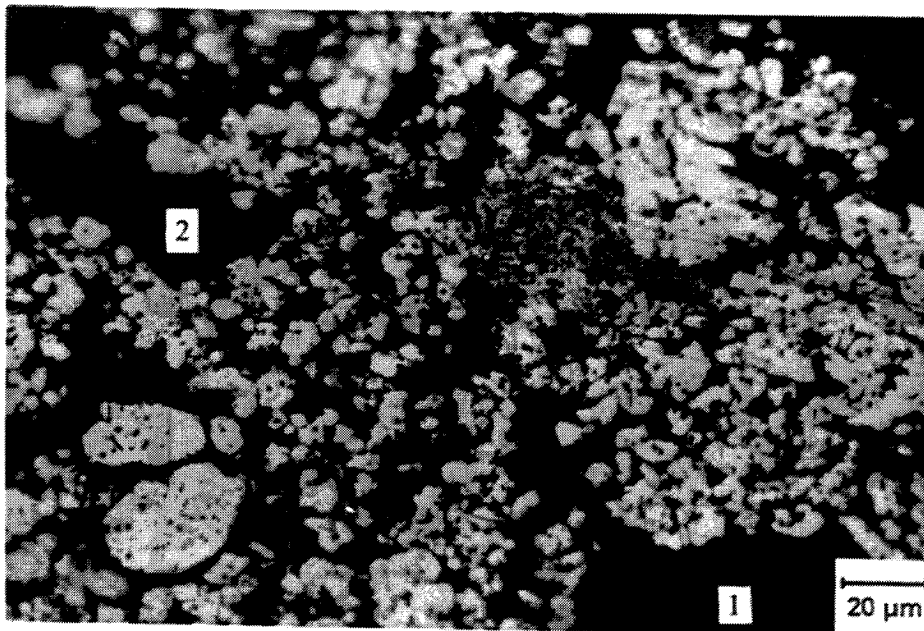


Abb. 4.15:
Grünling eines
Cu-Basis-Belages
nach uniaxialer
Pressung mit
80 MPa

1: Graphit
2: SiC

Die unter 250 MPa gepreßten Grünlinge (Abb. 4.16a, b) weisen ein stark verdichtetes Gefüge mit kleinen Poren um 1 µm auf. Es ist von der Deformation einiger Cu-Körner auszugehen. Eine leichte Ausrichtung der Cu-Körner senkrecht zur Preßkraft ist festzustellen.

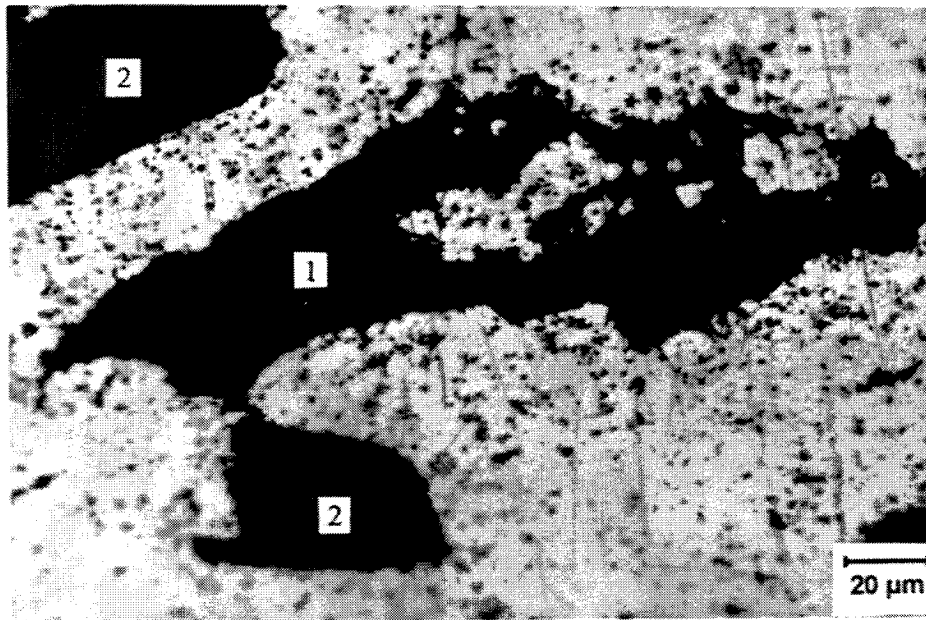


Abb. 4.16a:
Grünling eines
Cu-Basis-Belages
nach uniaxialer
Pressung mit
250 MPa

1: Graphit
2: SiC

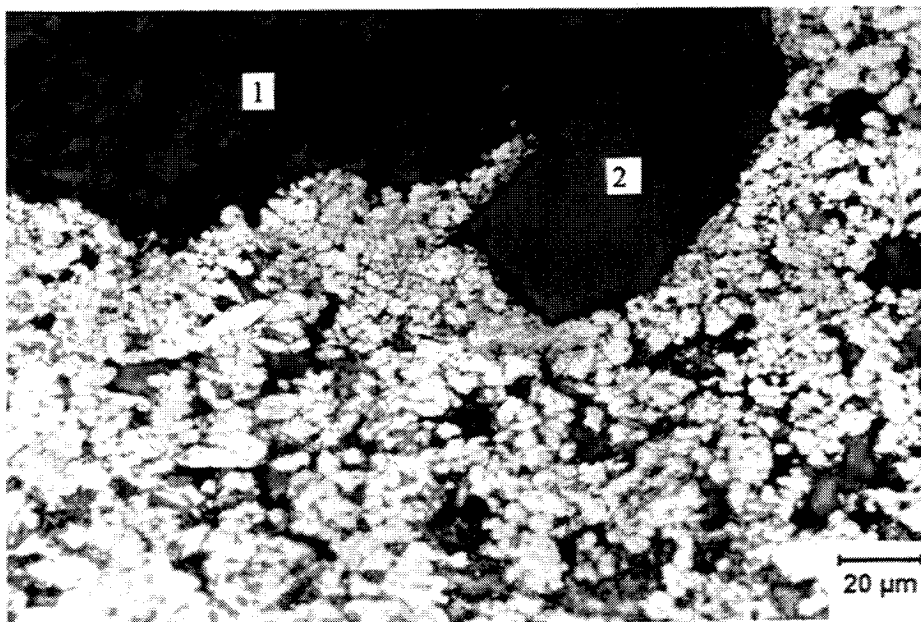


Abb. 4.16b:
Grünling eines
Cu-Basis-Belages
nach uniaxialer
Pressung mit
250 MPa;
geätzt

1: Graphit
2: SiC

Preßdruck [MPa]	80	250	430
Gründichte [%TD]	48,1	63,8	71,2

Tab. 4.4:

Gründichte eines Cu-Basis-Belages in Abhängigkeit von uniaxialen Preßdruck

Das Gefüge des bei 430 MPa gepreßten Grünlings (Abb. 4.17a, b) unterscheidet sich kaum von der bei 250 MPa gepreßten Variante. Es sind jedoch deutlich weniger, künstlich durch die Ätzpräparation erzeugte Ausbrüche zu erkennen, was auf eine noch dichtere Packung und Kontaktierung der Körner hinweist. Dies wird durch Messung der Gründichte bestätigt (Tab. 4.4).

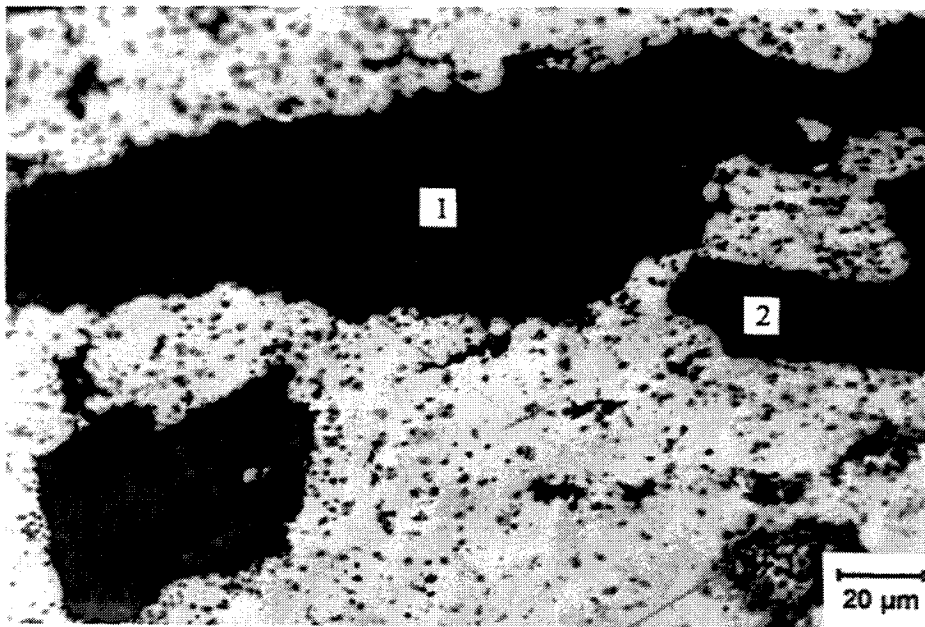


Abb. 4.17a:
Grünling eines
Cu-Basis-Belages
nach uniaxialer
Pressung mit
430 MPa

1: Graphit
2: SiC

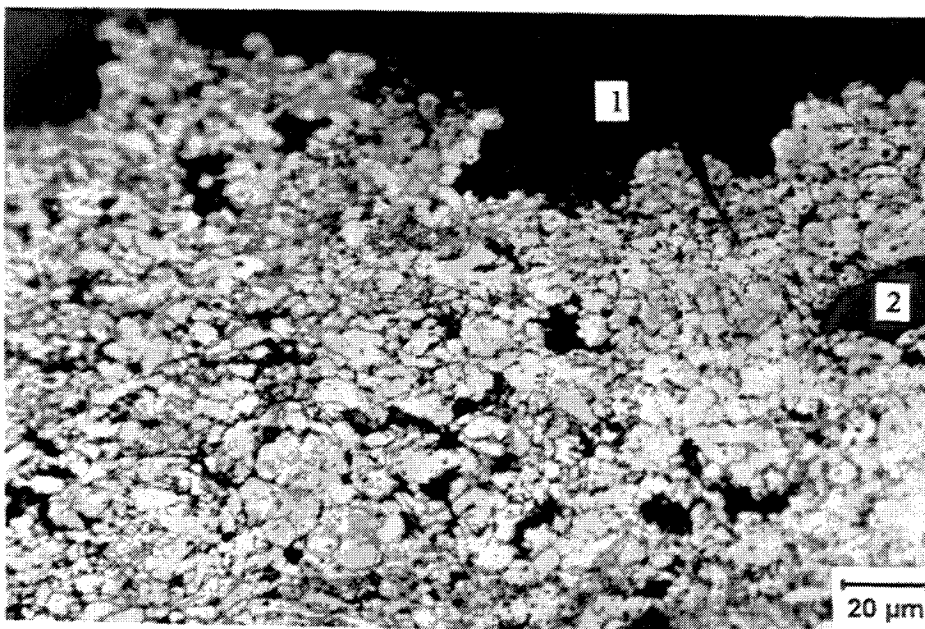


Abb. 4.17b:
Grünling eines
Cu-Basis-Belages
nach uniaxialer
Pressung mit
430 MPa;
geätzt

1: Graphit
2: SiC

4.2.3. Sinterverhalten

Cu-Basis-Beläge

Zur Studie des Sinterverhaltens von Cu-Basis-Belägen wurden Grünlinge einer Belagvariante mit Cu-Sn-Matrix im Massenverhältnis 92:8 bei verschiedenen Sinter Temperaturen für 1 h unter Argon als Schutzgas gesintert. Die Ergebnisse sind in Abb. 4.18 dargestellt.

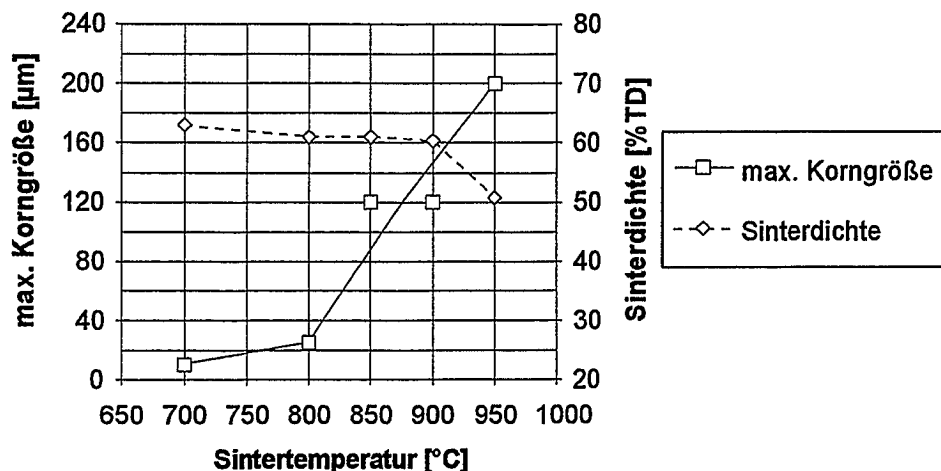


Abb. 4.18: Sinterstudie zu Cu-Basis-Belägen mit Cu-Sn-Matrix;
Sinterzeit: 1 h, Aufheizrate: 5 K/min, Ofenabkühlung, Argon, Gründichte: 70 %TD

Mit steigender Sinter Temperatur wird ein poröses, grobkörniges Gefüge erzielt bei gleichzeitiger, drastischer Verringerung der Sinterdichte. Die Sinterdichte liegt deutlich unter der Gründichte von 70 %TD. Das bei 700°C gesinterte metallische Gefüge ist noch nicht vollständig homogenisiert. Es treten vereinzelt stark Sn-haltige Bereiche auf. Die Sinterung bei 800°C erzielt ein homogenes Gefüge mit einer gleichmäßigen Verteilung des Sn in der gebildeten α -Bronze-Matrix (Abb. 4.19a, b). Dies wird durch EDX-Analysen an verschiedenen Stellen des Gefüges und durch einen EDX-Line-Scan über mehrere Bronzekörner nachgewiesen (Abb. 4.20). Die erzielten Gefüge mit Korngrößen um etwa 20 μm bewirken nach J.I. Farmer [76] gute mechanische Eigenschaften und zeigen nur sehr wenige untersinterte Bereiche.

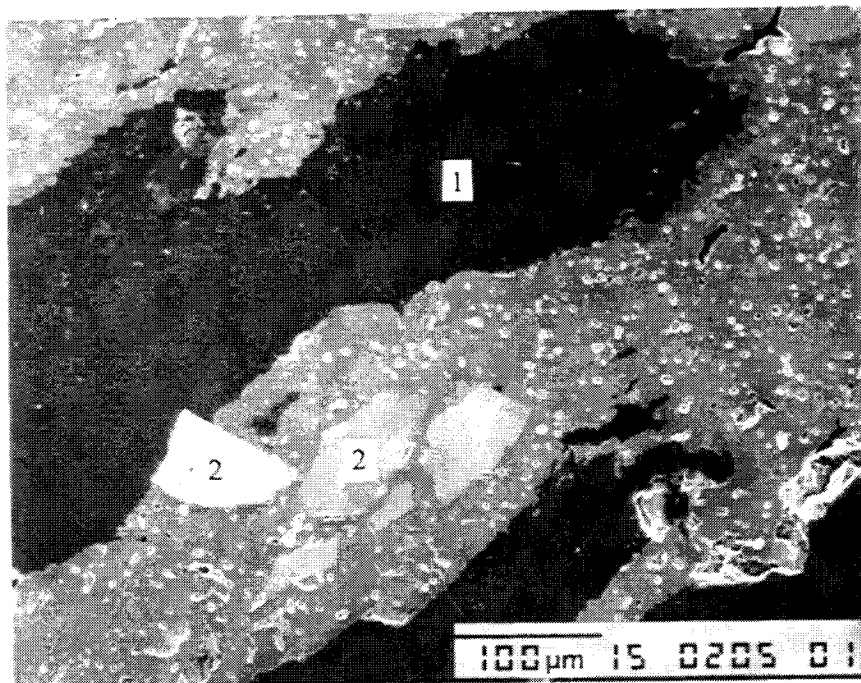


Abb. 4.19a:
REM-Aufnahme des
Gefüges eines Cu-
Basis-Belages mit
Bronzematrix

1: Graphit
2: SiC

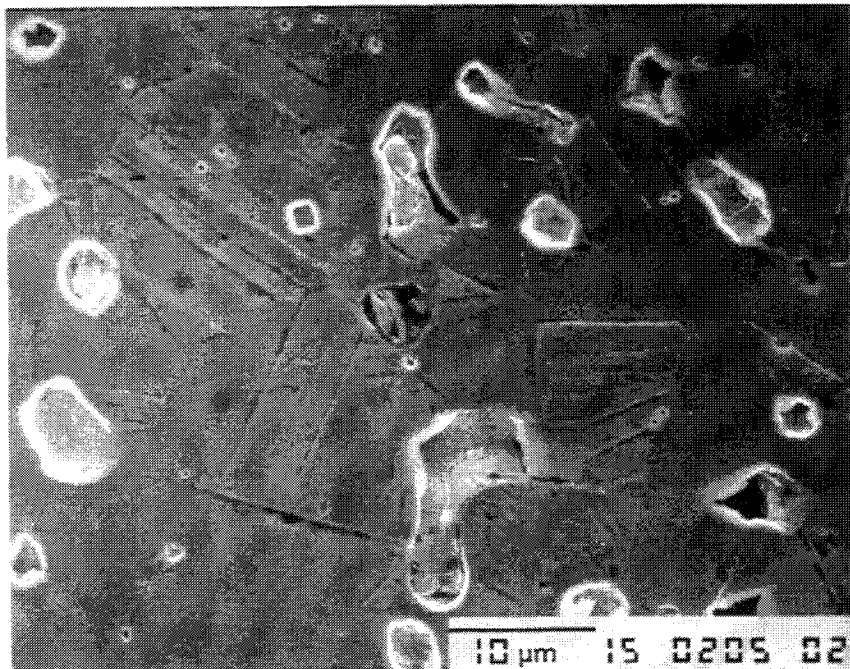


Abb. 4.19b:
REM-Aufnahme des
Gefüges eines Cu-
Basis-Belages mit
Bronzematrix;
geätzt

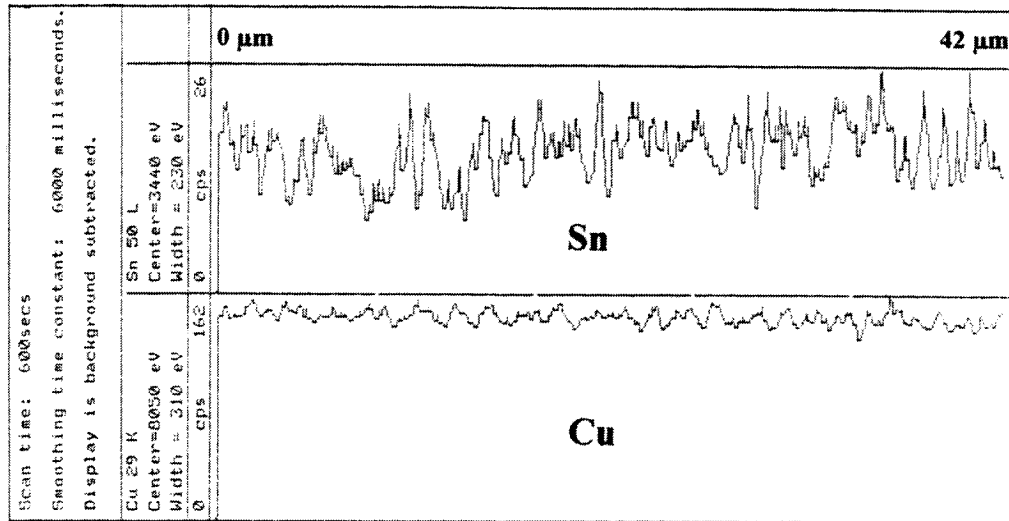


Abb. 4.20: EDX-Line-Scan über 42 µm der Bronzematrix aus Abb. 4.19b

Die erzielte Porosität ist im wesentlichen durch zylinderförmige Porenkanäle mit mittlerem Porendurchmesser um 5 µm gekennzeichnet.

uniaxialer Preßdruck [MPa]	Gründichte [%TD]	Sinterdichte [%TD]
90	52,4	50,6
600	73,3	58,9

Tab. 4.5: Verdichtung eines Cu-Basis-Belages

Ein Vergleich zweier Cu-Basis-Beläge unterschiedlicher Grünverpressung und resultierender, unterschiedlicher Sinterdichten zeigen Tab. 4.5 und Abb. 4.21-4.22.

Die geringere Grünverpressung resultiert in erhöhter Porosität. Es werden neben den hauptsächlich zylinderförmigen Porenkanälen auch Porenvolumina entlang Korngrenzen nicht versinterter Körner festgestellt. Vor allem fällt jedoch eine schwache Kontaktierung zwischen metallischer Matrix und Fremdphasenkörnern auf, die zu einem erheblichen Porenvolumen um diese Fremdphasen führt.

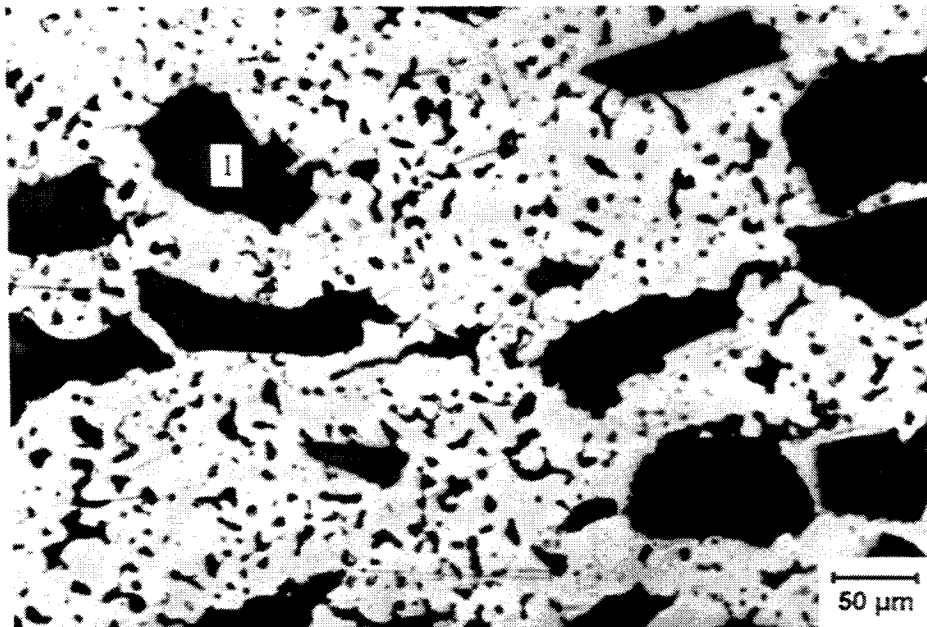


Abb. 4.21a:
Sintergefüge eines
unter 90 MPa
Preßdruck her-
gestellten Cu-
Basis-Balages

1: SiC

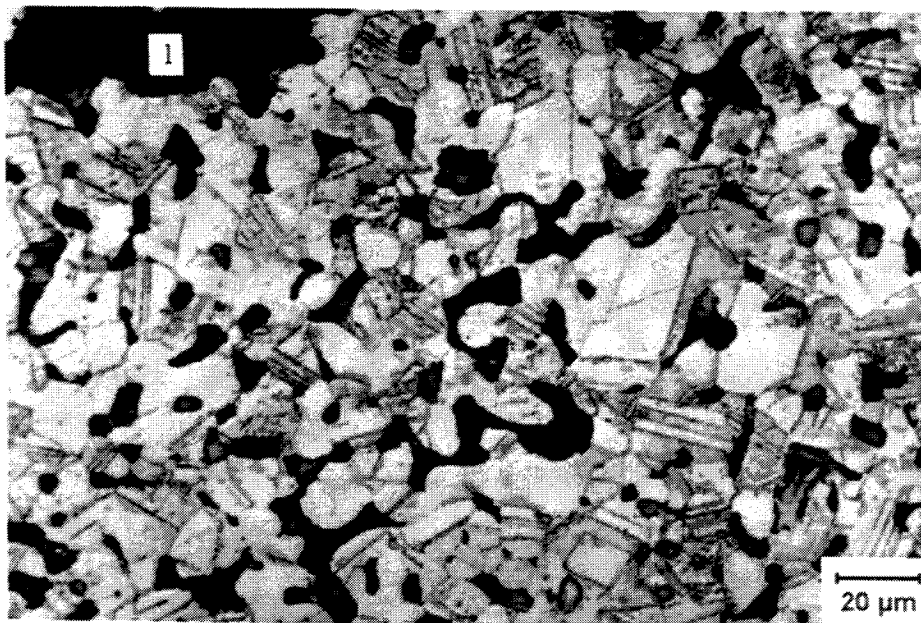


Abb. 4.21b:
Sintergefüge eines
unter 90 MPa
Preßdruck her-
gestellten Cu-
Basis-Belages

1: Graphit

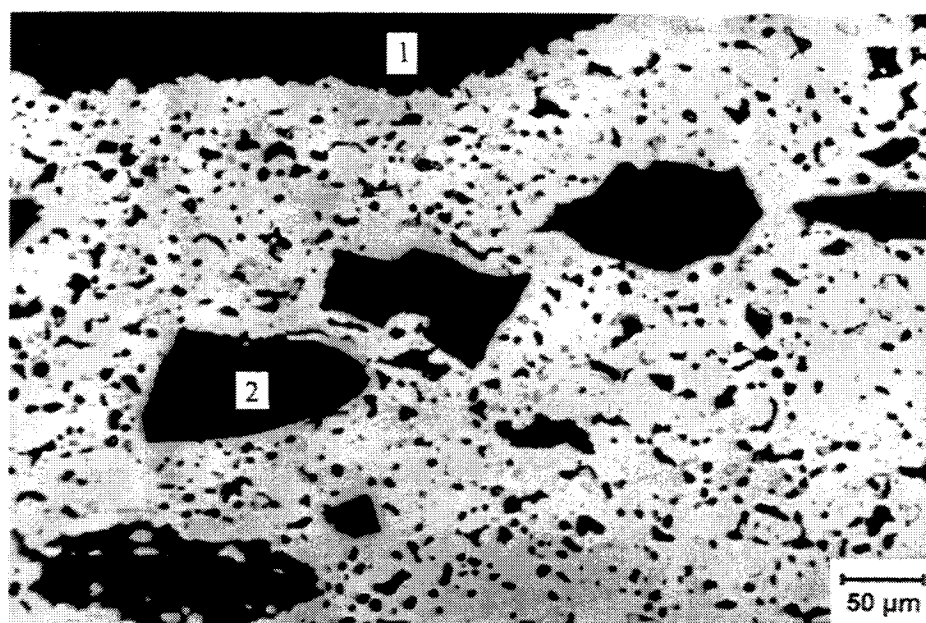


Abb. 4.22a:
Sintergefüge eines
unter 600 MPa
Preßdruck her-
gestellten Cu-
Basis-Belages

1: Graphit
2: SiC

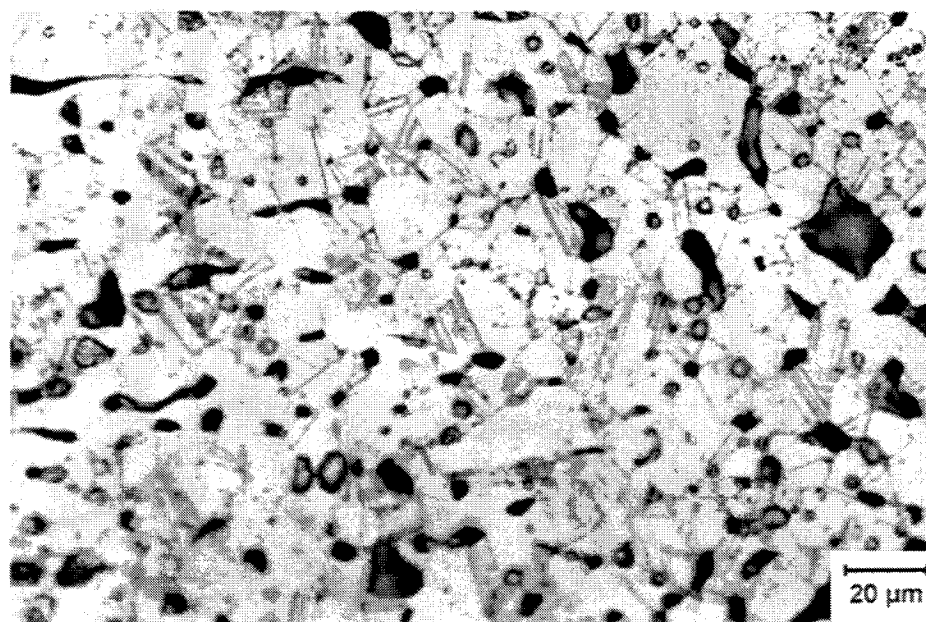


Abb. 4.22b:
Sintergefüge eines
unter 600 MPa
Preßdruck her-
gestellten Cu-
Basis-Belages

Für die anstehende Fertigung zur Bremsprüfung der Bremsbelagproben auf Cu-Basis wurden zur Erzielung einer homogenen Bronze hoher mechanischer Festigkeit die Sinterbedingungen, sofern nicht anders erwähnt, zu 800°C und 1 h bei 5 K/min Aufheizgeschwindigkeit unter Argon als Schutzgas gewählt (Tab. 4.6) Die hierbei erzielten Gefüge werden gut durch obige Beispiele repräsentiert.

Sintertemperatur	800°C
Sinterzeit	1 h
Aufheizrate	5 K/min
Abkühlung	im Ofen
Atmosphäre	Ar

Tab. 4.6:
Sinterbedingungen für Cu-
Basis-Beläge

Fe-Basis-Beläge

Das Sinterverhalten von Fe-Basis-Belägen wird in Abb. 4.23 dargestellt. Bei verschiedenen Temperaturen wurden Grünlinge einer Cr-haltigen Belagvariante für 0,5 h unter Argon als Schutzgas gesintert. Die erzielten Sinterdichten liegen mit ca. 61 %TD unter der Gründichte von ca. 67 %TD; es ist keine Veränderung der Sinterdichte mit steigender Sintertemperatur festzustellen. Jedoch zeigt der bei 900°C gesinterte Belag die schlechteste Versinterung der Fe-Körner untereinander. Mit steigender Temperatur wächst auch der gebildete Perlitanteil in den Fe-Körnern aufgrund der vorliegenden Graphitbeimischung (Abb. 4.24). Durch geringe Zugabe eines feinkörnigeren Graphits ($KS < 15 \mu m$) in der Größenordnung 2 Vol% kann bei einer halbstündigen Sinterung bei 1000°C der Perlitanteil von 15 Vol% auf 60 Vol% gesteigert werden.

Das Cr der eingesetzten Körnungen $< 44 \mu m$ und $< 74 \mu m$ liegt bei den beschriebenen Sinterbedingungen weitgehend als selbständige Phase vor und sollte daher nicht als metallisches Legierungselement, sondern als metallischer Friktionsmodifizierer betrachtet werden. Ausgehend von den Cr-Körnern bildet sich eine in benachbarte Fe-Körner hineinreichende Cr-Fe-Diffusionszone; in das Cr-Korn hinein wächst eine Zone kleinster Ausscheidungen ($\leq 1 \mu m$) (Abb. 4.24, 4.25). Die Dicke dieser Zonen wächst mit steigender Temperatur. EDX-Analysen weisen innerhalb der Ausscheidungszone relativ viel Sauerstoff und Kohlenstoff nach. Auf den Ausscheidungen selbst wird insbesondere viel Sauerstoff festgestellt, so daß wahrscheinlich Chromoxide in einer chromkarbidreichen Matrix oder in einer kohlenstoffreichen Cr-Matrix vorliegen.

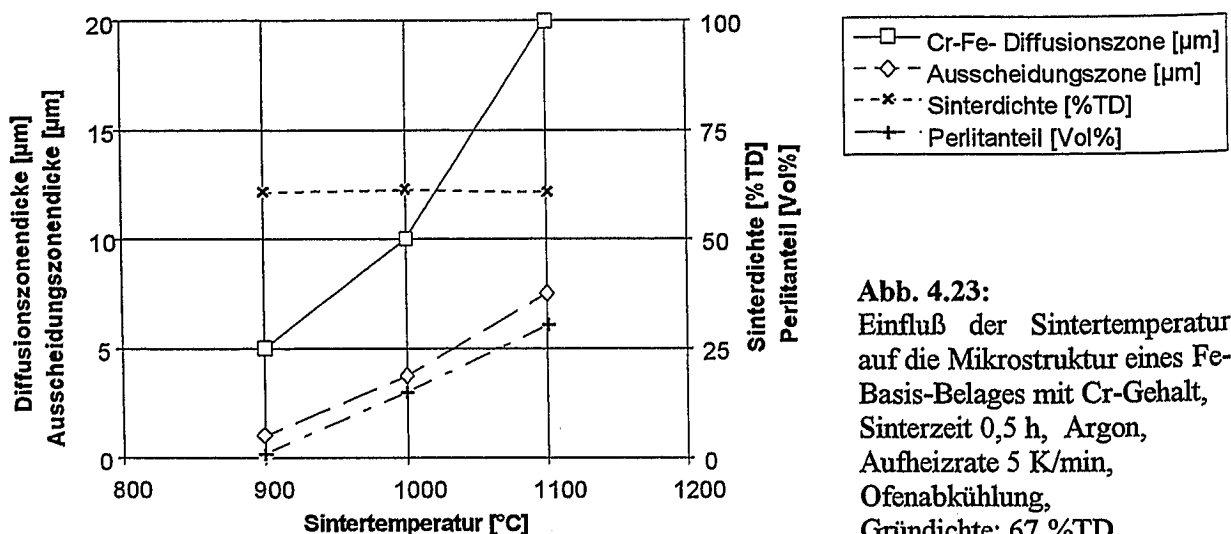


Abb. 4.23:
Einfluß der Sintertemperatur auf die Mikrostruktur eines Fe-Basis-Belages mit Cr-Gehalt, Sinterzeit 0,5 h, Argon, Aufheizrate 5 K/min, Ofenabkühlung, Gründichte: 67 %TD

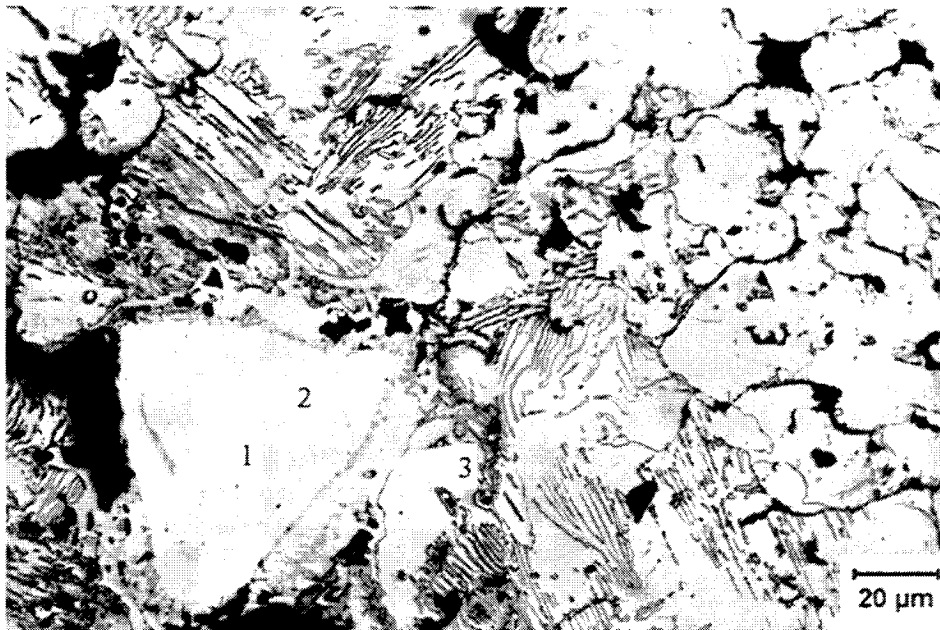


Abb. 4.24:
Fe-Basis-Belag mit
Cr-Zusatz;
Perlitbildung, Aus-
scheidungszone
und Cr-Fe-Diffu-
sionszone sind er-
kennbar;
Sintertemperatur
1000°C

- 1: Cr
- 2: Ausscheid. zone
- 3: Cr-Fe-Diff. zone

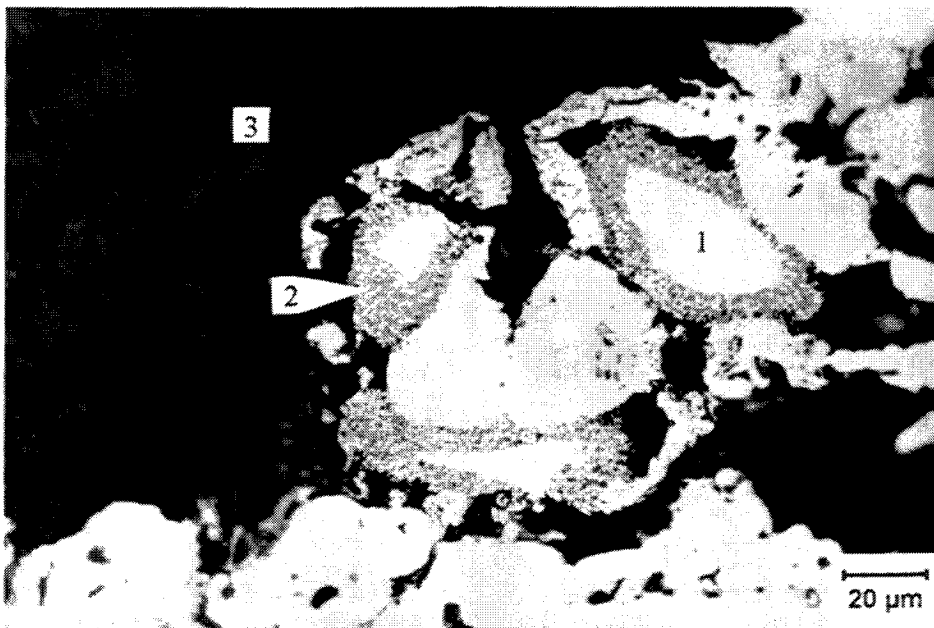


Abb. 4.25:
Cr-Körner im Fe-
Basis-Belag mit
Ausscheidungs-
zone;
Sintertemperatur
1100°C

- 1: Cr
- 2: Ausscheid. zone
- 3: Graphit

Die mittlere Korngröße des vorliegenden metallischen Gefüges liegt unabhängig von der Sintertemperatur in etwa bei den mittleren Korngrößen des verwendeten Fe-Pulvers um 80 μm . Ebenso bleibt die Porenstruktur, welche sich durch stark unregelmäßige Porenquerschnitte auszeichnet, im wesentlichen unbeeinflusst von der Sintertemperatur. Der mittlere Porendurchmesser liegt um 10 μm . Die Festigkeit der so erhaltenen Fe-Basis-Werkstoffe ist auffallend gering.

Zu bemerken bleibt, daß in den Fe-Körnern des Ausgangspulvers relativ viele oxidische Einschlüsse zu beobachten sind, die nicht ausschließlich aus Fe-Oxiden bestehen. Mittels EDX-Analyse werden diesen Einschlüssen die Elemente Mg, Al, Ti, V, Mn, Fe und O zugewiesen.

Für die anstehende Bremsprüfung der Fe-Basis-Beläge wurden, wenn nicht anders erwähnt, die Sinterbedingungen zu 1000°C bei 0,5 h mit 5 K/min Aufheizrate unter Argon als Schutzgas gewählt (Tab. 4.7). Es wird hiermit eine ausreichende Versinterung der Fe-Körner gewährleistet; eine eventuelle Cr-Beimischung liegt weitestgehend als eigenständige Phase vor.

Sintertemperatur	1000°C
Sinterzeit	0,5 h
Aufheizrate	5 K/min
Abkühlung	im Ofen
Atmosphäre	Ar

Tab. 4.7:
Sinterbedingungen für
Fe-Basis-Beläge

Dichteverteilung

Uniaxial gepreßte Formteile weisen aufgrund der Wandreibung im Preßwerkzeug in der Randzone verringerte Dichten auf. Wird beim Preßvorgang nur ein Oberstempel verfahren, so kommt es zusätzlich zu einem Dichteabfall über die Tiefe, da sich der Kraftfluß mit zunehmender Tiefe aufgrund Verdichtungs-, Verformungs- und Reibvorgängen der Körner abschwächt. Hierzu sollte eine Untersuchung näheren Aufschluß geben.

	Cu-Basis	Fe-Basis
AusgangsØ [mm]	45	45
EndØ [mm]	37	37
Ausgangsdichte [g/cm³]	4,33	4,22
Enddichte [g/cm³]	4,58	4,36
Dichteerhöhung [%]	5,8	3,3

Es wurden je ein Cu- und ein Fe-Basis-Belag mit 45 mm Durchmesser auf 37 mm abgearbeitet. Die beobachteten Dichteveränderungen in der 4 mm breiten Randzone sind als gering zu betrachten (Tab. 4.8).

Tab. 4.8:
Dichtveränderung von uniaxial gepreßten
Sinterbelägen in einem 4 mm starken Rand-
bereich

Desweiteren wurde an zwei Cu-Graphit/Koks-Sinterlingen mit unterschiedlicher Qualität und Körnung des Graphits/Kokses die Dichteverteilung aufgenommen (Abb. 4.26, 4.27). Hierzu wurde die Mantelfläche der zylinderförmigen Sinterlinge millimeterweise abgetragen und die Dichte der abgetragenen Zylinderringe bestimmt. Der Belag wurde zudem in eine obere und

untere Belaghälfte aufgeteilt. Die obere Belaghälfte lag beim uniaxialen Preßvorgang in Kontakt mit dem Preßstempel.

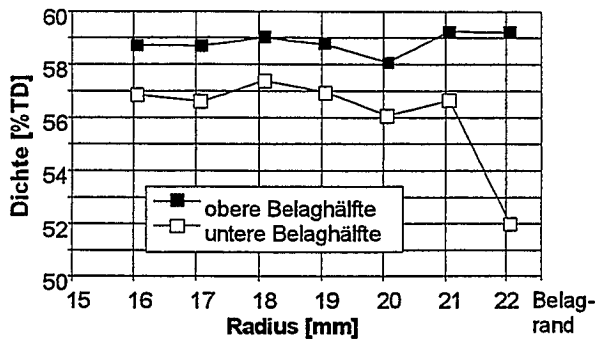


Abb. 4.26:
Dichteverteilung in einem Cu-Graphit-Sinterling; 24 Vol% Graphit KS < 15 µm

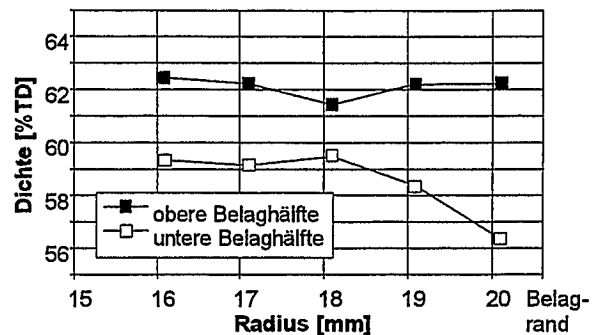


Abb. 4.27:
Dichteverteilung in einem Cu-Koks-Sinterling; 24 Vol% Koks FC 250-1500 µm

In der oberen Belaghälfte sind nur geringe radiale Dichtunterschiede auszumachen, während in der unteren Belaghälfte eine ausgeprägte Randzone mit abfallender Dichte zu erkennen ist. Der Belag mit feinkörnigem Graphitzusatz (Abb. 4.26) zeigt eine 1 mm breite Randzone mit starkem Dichteabfall; dagegen weist der Belag mit grobkörnigem Koksatz (Abb. 4.27) einen schwächeren Dichteabfall über eine 2 mm dicke Randzone auf. Beide Beläge besitzen in der unteren Belaghälfte die geringere Dichte. Zur Belagmitte hin ist nicht mehr mit einer wesentlichen Änderung der radialen Dichteverhältnisse zu rechnen.

Wird zur Bremsung die obere Belaghälfte belastet, so ist nur von einem vernachlässigbar kleinen Dichteunterschied in der Tiefe dieser oberen Belaghälfte auszugehen.

4.2.4. Grün- und Sinterverhalten in Abhängigkeit verschiedener Phasenbestandteile

[77]

Da das Reib- und Verschleißverhalten eines Friktionswerkstoffes in besonderem Maße durch zugesetzte, oft nichtmetallische Fremdphasen zur metallischen Matrix bestimmt wird, kommt dem Einfluß dieser Fremdphasen auf die Herstellung, d.h. auf das Grün- und Sinterverhalten, besondere Bedeutung zu. Da zudem der beträchtliche Porositätsanteil eines Belagwerkstoffes das Bremsverhalten mitbeeinflusst (vgl. auch Kap. 1), muß bei einem Vergleich verschiedener Belagvarianten die Porosität als eigenständiger Parameter berücksichtigt werden. Ein Vergleich verschiedener Zugaben einer bestimmten Fremdphase ist daher nur sinnvoll, wenn gleichzeitig die Porosität konstant gehalten wird. Diese Überlegungen machen die folgenden Grün- und Sinterstudien in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck des Grünlings, der als Mittel zur Dichte- und Porositätsbestimmung dient, notwendig.

Cu-Basis-Beläge

Die vorgestellten Studien zu Cu-Basis-Friktionsmaterialien beinhalten die in Tab. 4.6 erwähnten Sinterbedingungen. Abb. 4.28a, b stellen den Einfluß verschiedener Gehalte eines grobkörnigen Graphits auf die Grün- und Sinterdichte dar.

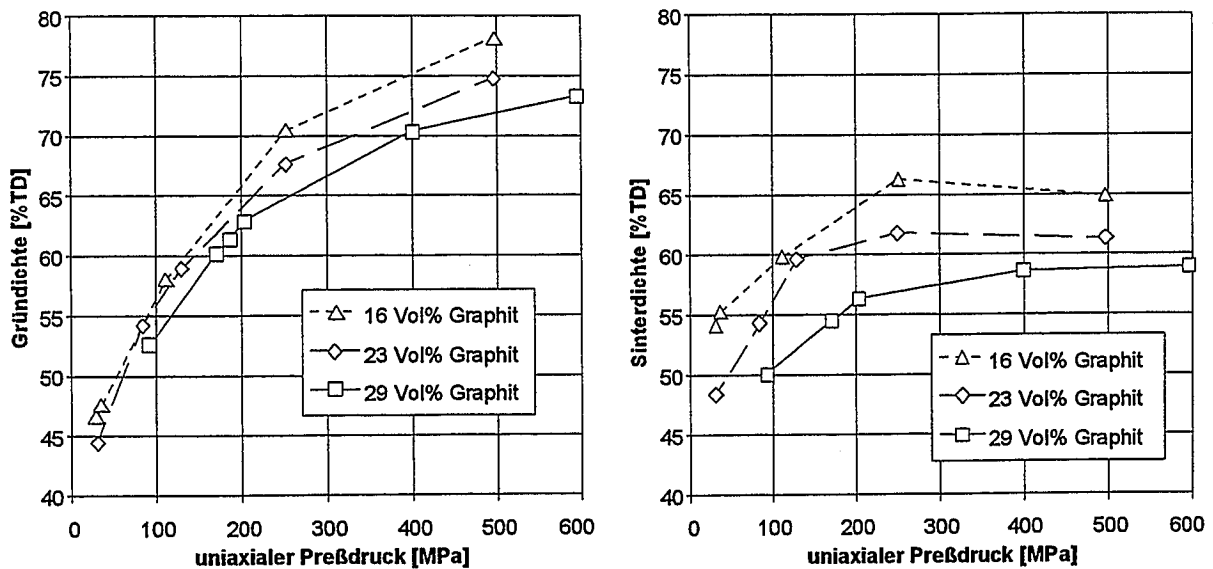


Abb. 4.28a: Einfluß eines grobkörnigen Graphitgehaltes auf die Grün- und Sinterdichte eines Cu-Basis-Belages in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
 Belag: Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC F180,
 Rest: Cu ($< 63 \mu\text{m}$) : Sn ($< 44 \mu\text{m}$) im Massenverhältnis 92:8

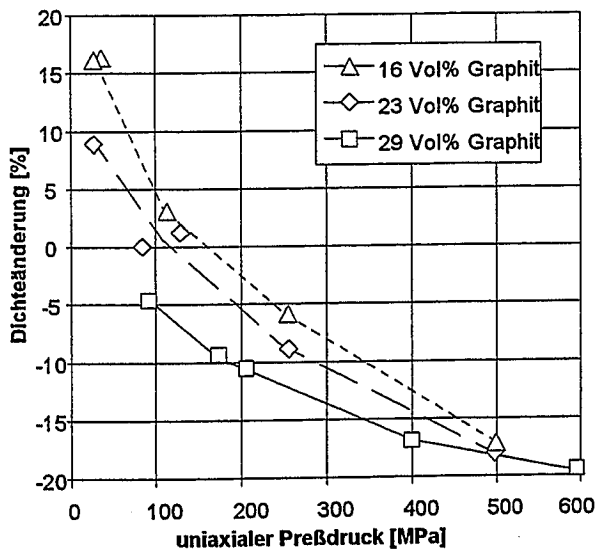


Abb. 4.28b:
 Einfluß eines grobkörnigen Graphitgehaltes auf die Verdichtung eines Cu-Basis-Belages nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
 Belagzusammensetzung gemäß Abb. 4.28a

Mit Preßdrücken über 400 MPa resultieren Gründichten zwischen 70 und 80 %TD. Nach Sinterung zeigen nahezu alle Proben eine Volumenexpansion, die die Sinterdichte deutlich unter 70 %TD reduziert. Nur bei Preßdrücken unter 100 MPa kann eine geringfügige Sinterverdichtung erzielt werden. Die Grün- und Sinterdichten sind stark abhängig vom Graphitgehalt. Hohe Dichten werden bei geringem Graphitgehalt erreicht. Die Sinterdichten der unterschiedlichen Varianten zeigen sich ab uniaxialen Preßdrücken um 300 MPa weitgehend unbeeinflusst. Die Dichteänderung durch die Sinterung kann direkt aus

Abb. 4.28b abgelesen werden. Es wird der starke Einfluß des uniaxialen Preßdruckes und des Graphitgehaltes auf die Sinterschwellung deutlich. Mit steigendem Preßdruck und Graphitgehalt nimmt die Volumenexpansion zu.

Ebenso nimmt die Graphitkorngröße in beträchtlichem Maße Einfluß auf das Verdichtungsverhalten (Abb. 4.29a, b).

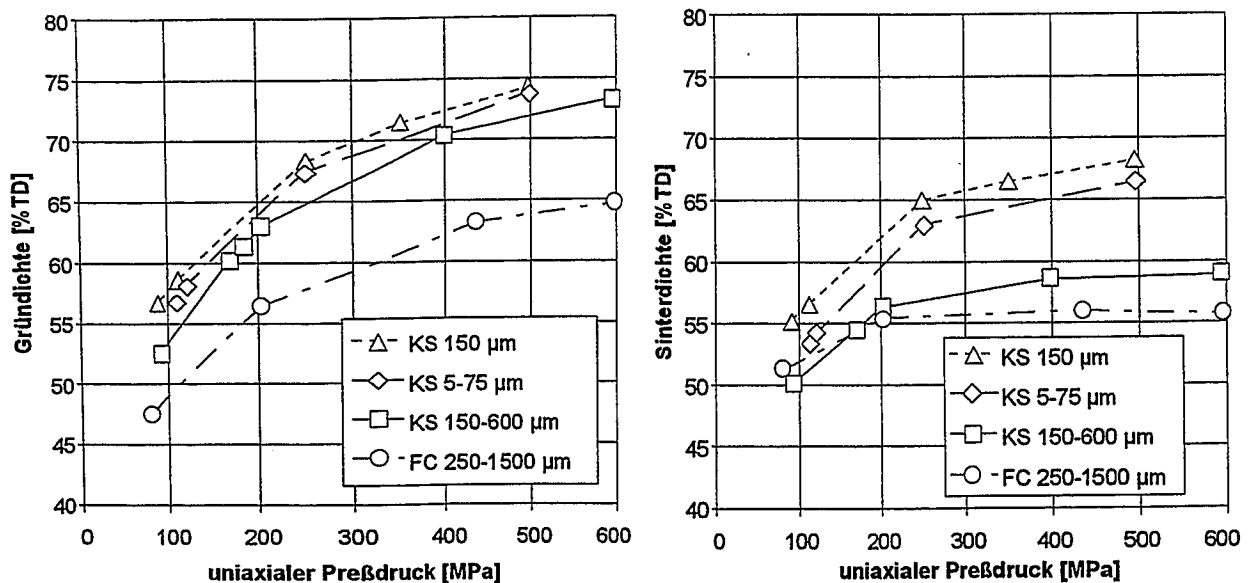


Abb. 4.29a: Einfluß der Graphitkorngröße auf die Grün- und Sinterdichte eines Cu-Basis-Belages in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
 Belag: 29 Vol% Graphit KS / Koks FC, 12 Vol% SiC F180,
 Rest: Cu (< 63 µm) : Sn (< 44 µm) im Massenverhältnis 92:8

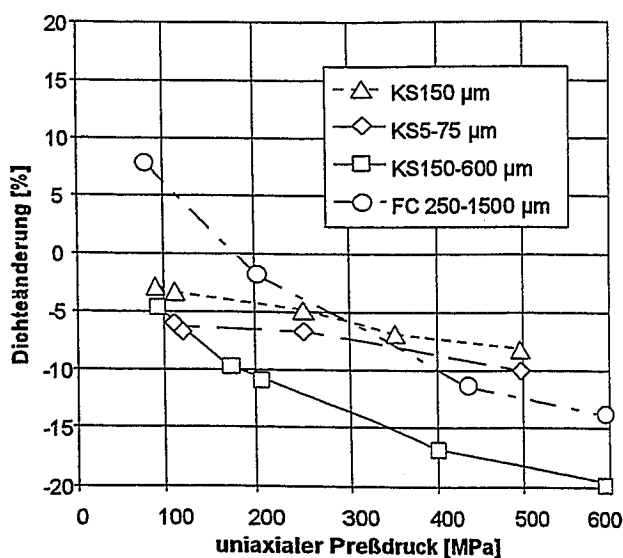


Abb. 4.29b: Einfluß der Graphitkorngröße auf die Verdichtung eines Cu-Basis-Belages nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck; Belagzusammensetzung gemäß Abb. 4.29a

Nach Abb. 4.29a sind die Dichteunterschiede zwischen den Belägen verschiedener KS-Graphitkornungen im Grünzustand relativ gering; sie vergrößern sich durch die Sinterung. Die geringsten Dichten werden durch den grobkörnigen Koks Zusatz erzielt. Nach Sinterung nähern sich die durch den grobkörnigen Graphit und den grobkörnigen Koks erzielten Dichten an. Die stärkste Dichteverringering (Abb. 4.29b) bzw. Volumenexpansion resultiert für die Belagvariante mit grobkörnigem KS-Graphitzusatz. Die Dichteverringering durch den grobkörnigen Koks Zusatz ist deutlich schwächer. Die Abhängigkeit des

Verdichtungsverhaltens vom uniaxialen Preßdruck fällt für Beläge feinkörniger Graphitgehalte schwächer aus als für Beläge grobkörnigen Graphitgehaltes (Abb. 4.29b).

Allgemein wird eine Sinterschwellung beobachtet.

Abb. 4.30a, b und Abb. 4.31a, b stellen die Dichteverhältnisse bei Anwendung konstanter Gehalte verschiedener Friktionsmodifizierer bei grobkörnigem Graphitgehalt dar.

Zum einen kam SiC in unterschiedlicher Korngröße (Abb. 4.30a, b) zur Anwendung, zum anderen zwei verschiedene Kieselgurtypen (Abb. 4.31a, b). Die Sinterung führt in allen Fällen zur Volumenexpansion.

Die aufgrund unterschiedlicher SiC-Korngröße erzielten Dichteunterschiede sind sehr gering. Die maximal erreichbare Sinterdichte liegt bei 59 %TD. Unterhalb 200 MPa Preßdruck bewirken die größeren SiC-Zusätze leicht erhöhte Dichten. Die Kieselgurzusätze erzielen Dichten etwa in der gleichen Größenordnung wie die SiC-Zusätze; oberhalb etwa 200 MPa Preßdruck liegt der Dichteschwund allerdings preßdruckunabhängig um 8 % und fällt damit geringer aus als bei den SiC-haltigen Belagvarianten, die mit steigendem Druck weitere Dichteverringerungen über 15 % erzielen.

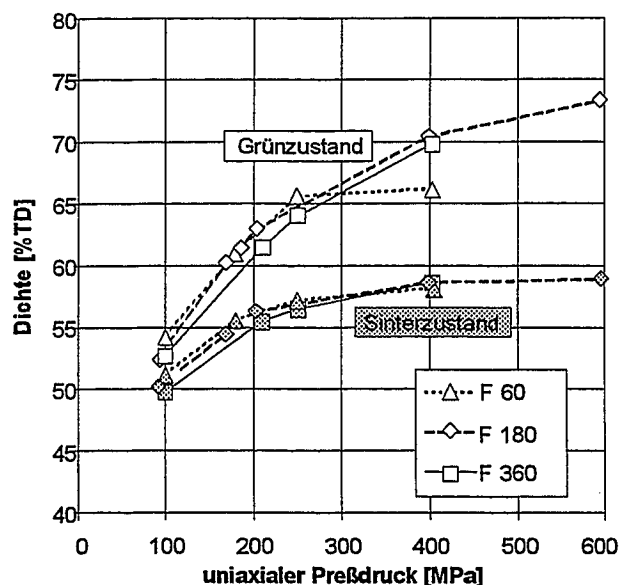


Abb. 4.30a:

Einfluß der SiC-Korngröße auf Grün- und Sinterdichte eines Cu-Basis-Belages in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;

Belag:

29 Vol% Graphit KS 150-600 μm ,

12 Vol% SiC,

Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8

Bem.: zur SiC-Korngröße vgl. Tab. 4.2

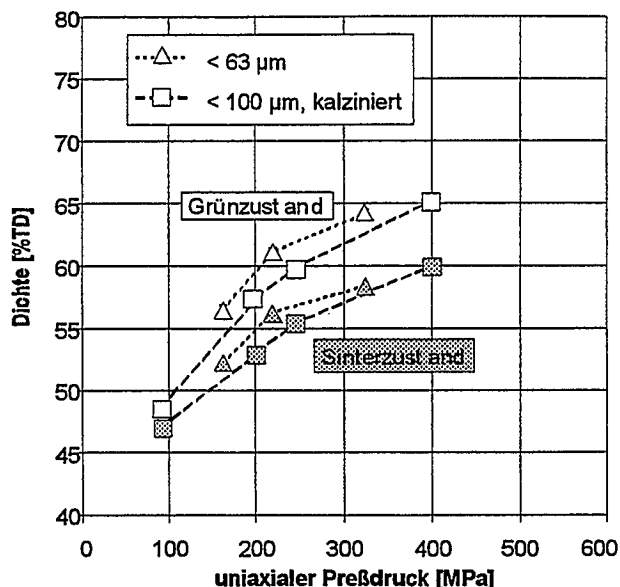


Abb. 4.31a:

Einfluß verschiedener Kieselgure (SiO₂) auf Grün- und Sinterdichte eines Cu-Basis-Belages in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;

Belag:

29 Vol% Graphit KS 150-600 μm ,

12 Vol% Kieselgur,

Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8

Bem.: zur SiC-Korngröße vgl. Tab. 4.2

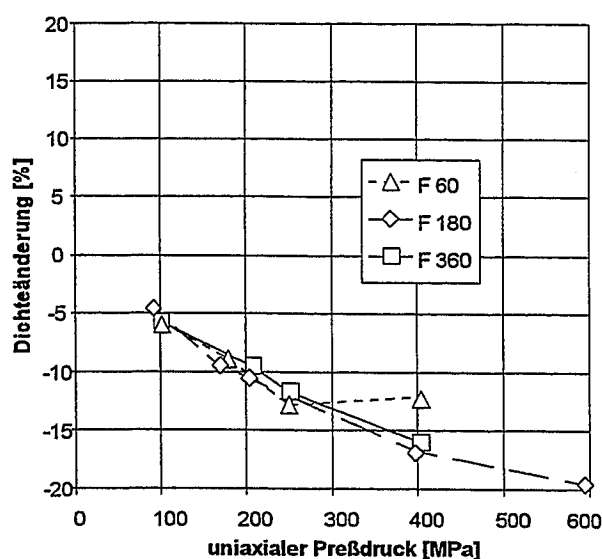


Abb. 4.30b:

Einfluß der SiC-Korngröße auf die Verdichtung eines Cu-Basis-Belages nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck; Belagzusammensetzung gemäß Abb. 4.30a;

Bem.: zur SiC-Korngröße vgl. Tab. 4.2

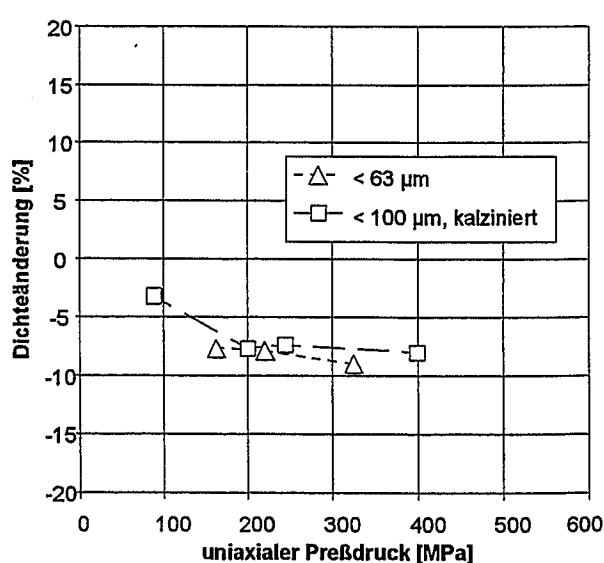


Abb. 4.31b:

Einfluß verschiedener Kieselgure (SiO₂) auf die Verdichtung eines Cu-Basis-Belages nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck; Belagzusammensetzung gemäß Abb. 4.31a;

Bem.: zur SiC-Korngröße vgl. Tab. 4.2

Fe-Basis-Beläge

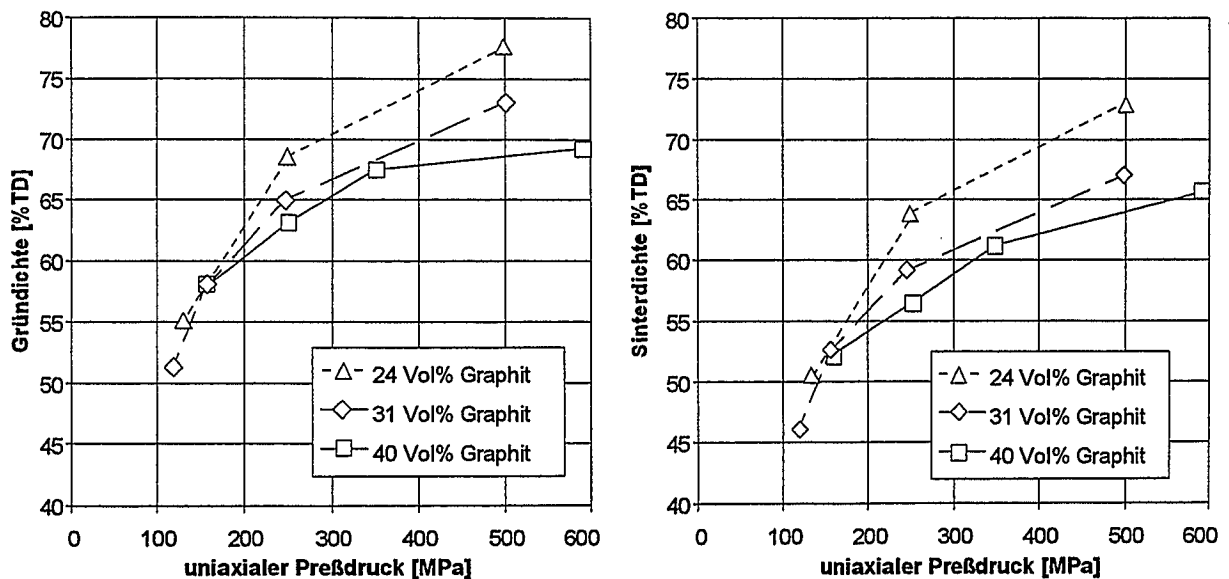


Abb. 4.32a: Einfluß des Graphitgehaltes auf Grün- und Sinterdichte eines Fe-Basis-Belages in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
Belag: Graphit KS 150-600 μm , 10 Vol% Cr < 74 μm , Rest: Fe < 150 μm

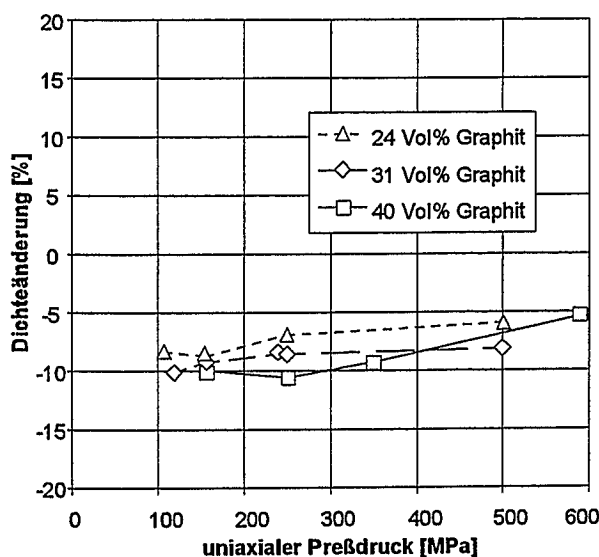


Abb. 4.32b: Einfluß des Graphitgehaltes auf die Verdichtung eines Fe-Basis-Belages nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
Belagzusammensetzung gemäß Abb. 4.32a

Mit Fe-Basis-Belägen werden ähnliche Ergebnisse wie mit Cu-Basis-Belägen erzielt. Es tritt auch hier immer eine Sinterschwellung auf. Eine Variation des grobkörnigen Graphitgehaltes zeigt höhere Grün- und Sinterdichten bei niedrigerem Graphitgehalt (Abb. 4.32a). Die Dichteabnahme wächst mit steigendem Graphitgehalt (Abb. 4.32b). Im Gegensatz zu den Cu-Basis-Belägen zeigt sich das Verdichtungsverhalten weitgehend unabhängig vom uniaxialen Preßdruck (Abb. 4.32b, 4.33b, 4.34b). Die erzielten Sinterdichten liegen über den Sinterdichten

der Cu-Basis-Beläge. Ein SiC-Zusatz in einem einfachen Fe-Graphit-Werkstoff reduziert die Grün- und Sinterdichte (Abb. 4.33a), das Verdichtungsverhalten nach Abb. 4.33b bleibt unbeeinflusst. Der Zusatz zweier unterschiedlicher Cr-Körnungen (< 44 μm und < 74 μm) läßt keinen eindeutigen Korngrößeneinfluß auf die Dichte erkennen (Abb. 4.34a).

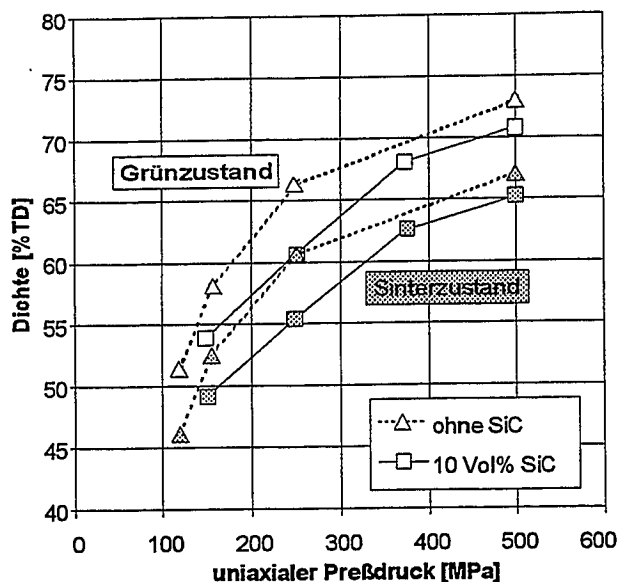


Abb. 4.33a:

Einfluß eines SiC-Zusatzes auf Grün- und Sinterdichte eines Fe-Basis-Belages in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;

Belag:

SiC F180, 31 Vol% Graphit KS 150-600 μm ,
10 Vol% Cr < 74 μm , Rest: Fe < 150 μm

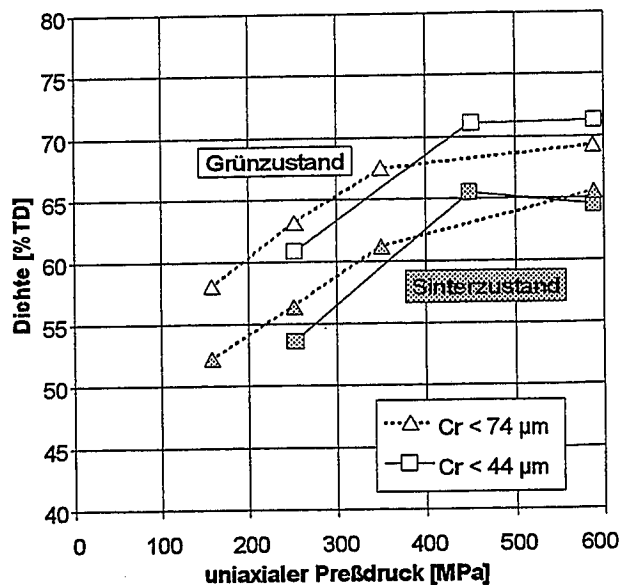


Abb. 4.34a:

Einfluß der Cr-Korngröße auf Grün- und Sinterdichte eines Fe-Basis-Belages in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;

Belag:

40 Vol% Graphit KS 150-600 μm ,
10 Vol% Cr, Rest: Fe < 150 μm

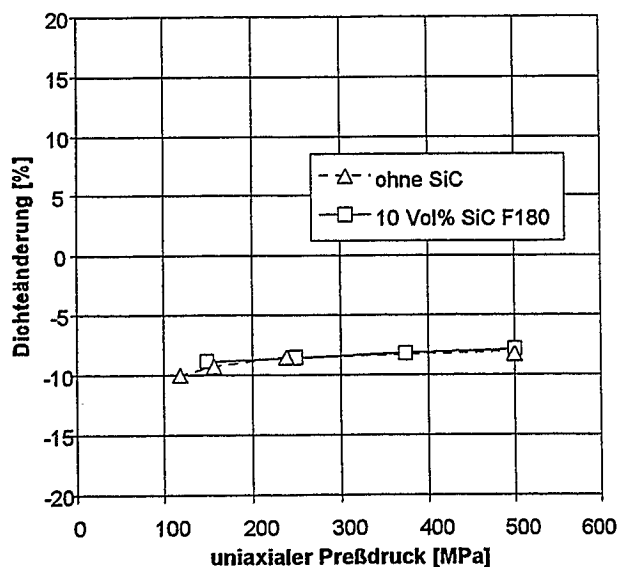


Abb. 4.33b:

Einfluß eines SiC-Zusatzes auf die Verdichtung eines Fe-Basis-Belages nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
Belagzusammensetzung gemäß Abb. 4.33a

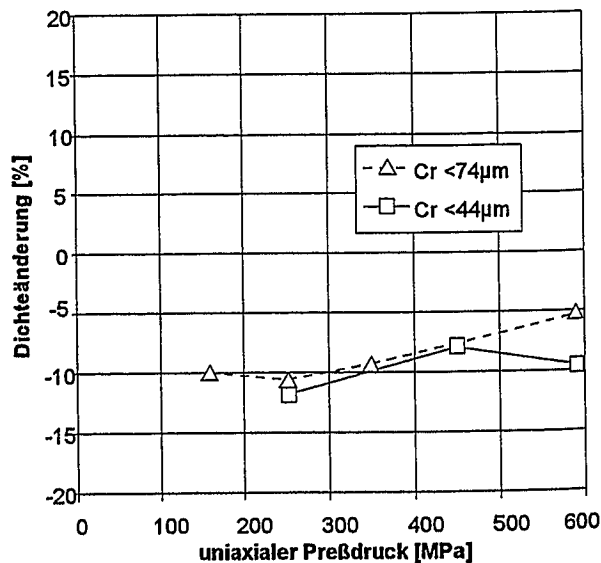


Abb. 4.34b:

Einfluß der Cr-Korngröße auf die Verdichtung eines Fe-Basis-Belages nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
Belagzusammensetzung gemäß Abb. 4.34a

4.2.5. Sinterschwellung von Friktionsmaterialien

Die in Kap. 4.2.4. dargestellten Ergebnisse zeigen für Friktionsmaterialien keine Sinterverdichtung, sondern in allen Fällen höheren Grünlingsverpreßdruckes das Phänomen der Sinterschwellung. Dieser Dichteschwund nach Sinterung beträgt für die untersuchten Cu-Basis-Materialien bis zu etwa 20 %; für die Fe-Basis-Werkstoffe resultiert ein geringerer, aber immer noch beträchtlicher Dichteschwund bis zu etwa 12 %.

Der Dichteschwund steigt mit zunehmendem Graphitgehalt (Abb. 4.28b, Abb. 4.32b).

Grobkörnige Graphitzusätze bewirken einen stärkeren Dichteverlust als feinkörnige Graphite (Abb. 4.29b).

Das Ergebnis eines grobkörnigen Koksgehaltes (Abb. 4.29b) legt ebenso einen Einfluß des „Graphit“-Typs auf die Verdichtung nahe.

Zusammen weist dies auf eine maßgebliche Abhängigkeit der Sinterschwellung vom Graphitzusatz hin.

Die Dichteänderung nach Sinterung ist für die Cu-Basis-Materialien stark preßdruckabhängig, mit steigendem Preßdruck wächst die Dichteabnahme; das Verdichtungsverhalten der Fe-Basis-Beläge ist preßdruckunabhängig. Unter Voraussetzung der Bedeutung des Graphitzusatzes auf die Sinterschwellung ist dieses Verhalten folgendermaßen zu erklären:

Das eingesetzte Cu-Pulver ($< 63 \mu\text{m}$) ist nicht nur feinkörniger als das verwendete Fe-Pulver ($< 150 \mu\text{m}$), sondern auch weicher und duktiler, so daß beim Preßvorgang das Cu-Basis-Material eine bessere, preßdruckabhängigere Einlagerung der Graphitkörner in die Metallmatrix gewährleistet. Hiermit dürfte ein auftretender Schwellmechanismus ebenso eine Preßdruckabhängigkeit aufweisen, da er an der Phasengrenze zwischen Metall und Graphit ansetzen müßte.

Der Einfluß von Friktionsmodifizierern auf das Verdichtungsverhalten fällt deutlich schwächer aus als der von Graphit.

In allen Fällen tritt die Sinterschwellung im wesentlichen in der Höhe des Sinterlings, also in der uniaxialen Preßrichtung auf. Während für die Cu-Basis-Werkstoffe im Durchmesser nur bei hohen Grünlingspreßdrücken eine Ausdehnung, ansonsten sogar ein Schrumpf festzustellen ist,

zeigen die Fe-Basis-Materialien im Durchmesser immer eine leichte Ausdehnung. Dies ist beispielhaft in Abb. 4.35 und Abb. 4.36 dargestellt. Höhen- und Durchmesseränderung verlaufen auffallend parallel. Dies weist darauf hin, daß der für die Höhenänderung verantwortliche Schwellmechanismus in abgeschwächter Form auch für die Durchmesseränderung verantwortlich ist.

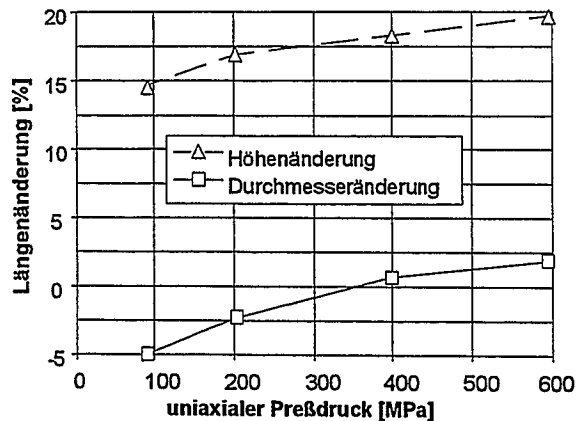


Abb. 4.35:
Änderung der Höhe und des Durchmessers
eines Cu-Basis-Belages in Abhängigkeit
vom uniaxialen Preßdruck

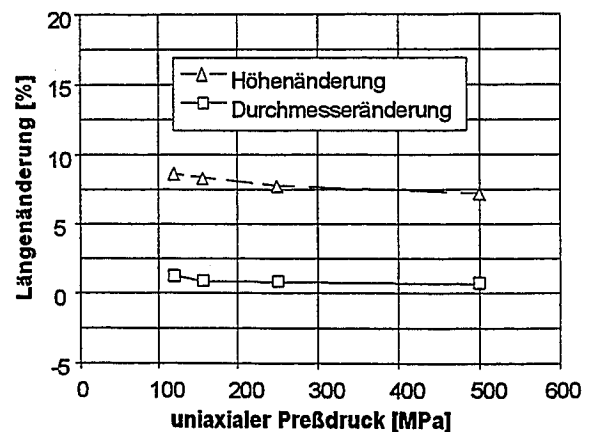


Abb. 4.36:
Änderung der Höhe und des Durchmessers
eines Fe-Basis-Belages in Abhängigkeit
vom uniaxialen Preßdruck

Um den Einfluß der einzelnen nichtmetallischen Phasen auf das Verdichtungsverhalten der Friktionswerkstoffe näher zu untersuchen, wurden rein metallische Proben verglichen mit Graphit-haltigen, mit SiC-haltigen sowie mit Graphit- und SiC-haltigen Proben (Abb. 4.37a,b). Die Zusätze wurden analog zu den in Kap. 4.2.4. beschriebenen Cu-Basis-Belagvarianten gewählt.

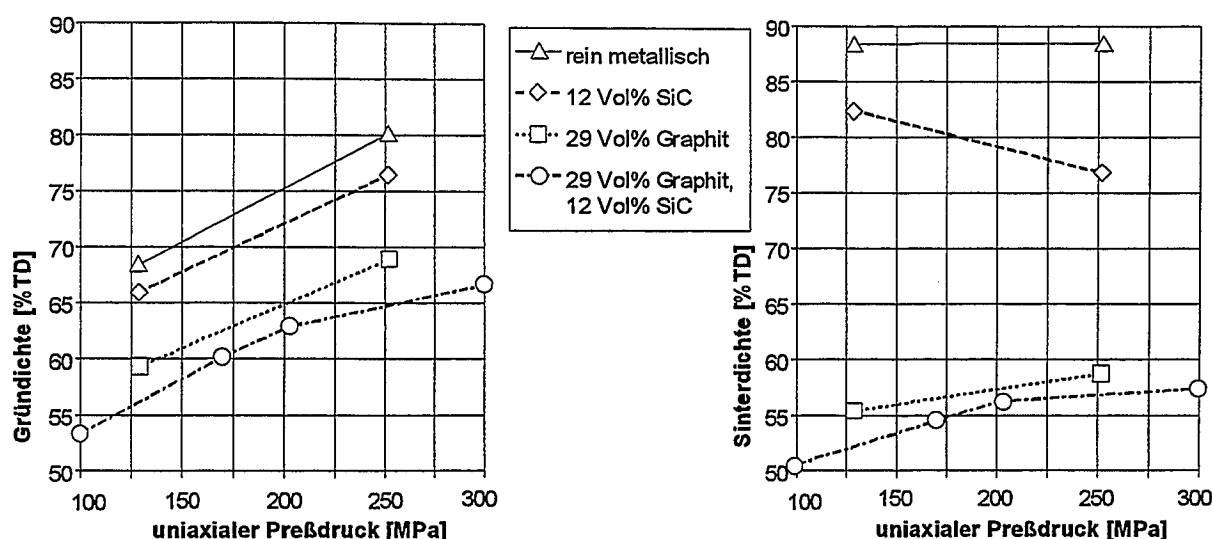


Abb. 4.37a: Einfluß von Graphit und SiC auf Grün- und Sinterdichte von Cu-Sn-Werkstoffen in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
Graphit KS 150-600 µm, SiC F 180,
Cu (< 63 µm) : Sn (< 44 µm) im Massenverhältnis 92:8

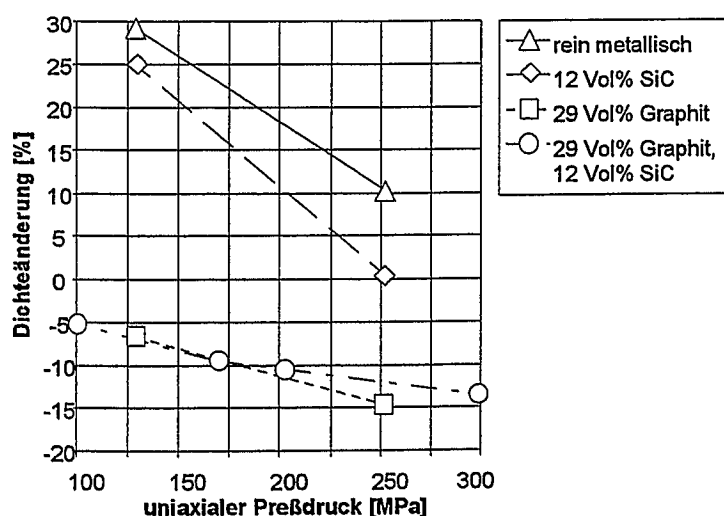


Abb. 4.37b: Einfluß von Graphit und SiC auf die Verdichtung von Cu-Sn-Werkstoffen nach Sinterung in Abhängigkeit vom uniaxialen Preßdruck;
Graphit KS 150-600 µm, SiC F 180,
Cu (< 63 µm) : Sn (< 44 µm) im Massenverhältnis 92:8

Während bei den Gründichten im untersuchten Preßdruckbereich bei Druckerhöhung allgemein eine klare Tendenz zur Dichtesteigerung resultiert, wird diese Tendenz nach der Sinterung stark nivelliert. Die höchsten Grün- und Sinterdichten erzielen die rein metallischen Materialien. Es wird ohne Hilfsmittel eine deutliche Dichtesteigerung, also Volumenschrumpfung, auf 89 %TD beobachtet. Ein 12 Vol% SiC-Zusatz führt zu geringeren Dichten, ermöglicht aber unterhalb

250 MPa Preßdruck ebenfalls eine Sinterverdichtung, allerdings auf geringerem Niveau etwa um 80 %TD. Ein 29 Vol% grobkörniger Graphitzusatz bewirkt eine weitere Dichteverringern. Die Sinterung ermöglicht nun keine Materialverdichtung mehr. Es werden Sinterdichten um 57 %TD erzielt. Wird ein derartiger Werkstoff zusätzlich mit 12 Vol% SiC

versehen, so daß ein regelrechter Bremsbelagwerkstoff vorliegt, so reduzieren sich Grün- und Sinterdichten nur geringfügig; dies bedeutet, daß die bei Friktionswerkstoffen zu beobachtende Sinterschwellung im wesentlichen auf dem Graphitzusatz beruht.

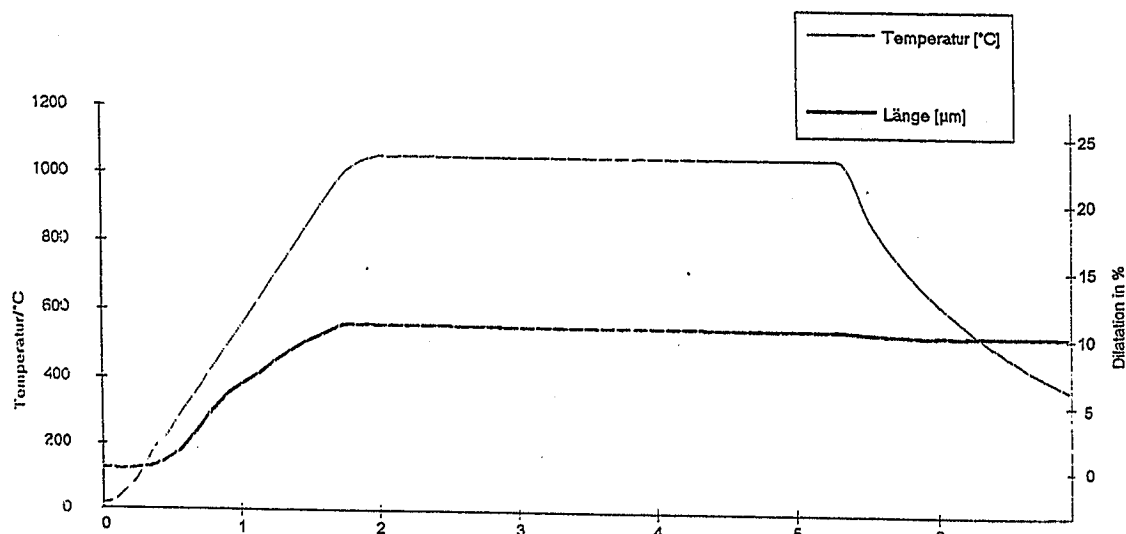
Der Einfluß der Sintertemperatur auf die Sinterschwellung kam schon in Abb. 4.18 zum Ausdruck. Mit zunehmender Sintertemperatur verringert sich die Sinterdichte eines Cu-Basis-Belages.

Für Fe-Basis-Beläge ist nach Abb. 4.23 und Tab. 4.9 eine wesentlich geringere Abhängigkeit der Sinterdichte von den Sinterbedingungen festzustellen.

	Fe-Cr-Graphit-Belag		Fe-Graphit-Belag	
Sintertemperatur [°C]	1000	1100	1000	1100
Sinterzeit [h]	0,5	2	0,5	2
Sinterdichte [%TD]	61,2	60,9	60,2	59,1

Tab. 4.9:
Sinterdichte von Fe-Basis-Belägen in Abhängigkeit von den Sinterbedingungen;
Gründichte 67,6 %TD

Näheren Aufschluß zur Temperaturabhängigkeit der Sinterschwellung liefern dilatometrische Untersuchungen von Cu- und Fe-Basis-Belägen, die durch die Abb. 4.38a, 4.38b repräsentiert werden. Die generelle Abhängigkeit der Sinterschwellung von der Sintertemperatur und die im Vergleich zu den Fe-Basis-Belägen stärkere Temperaturabhängigkeit der Sinterschwellung der Cu-Basis-Beläge wird bestätigt. Sowohl Cu- als auch Fe-Basis-Materialien zeigen eine beginnende Schwellung ab ca. 200°C, deren Schwellrate (= Ausdehnung pro Temperaturintervall) ab ca. 500°C abzunehmen scheint.



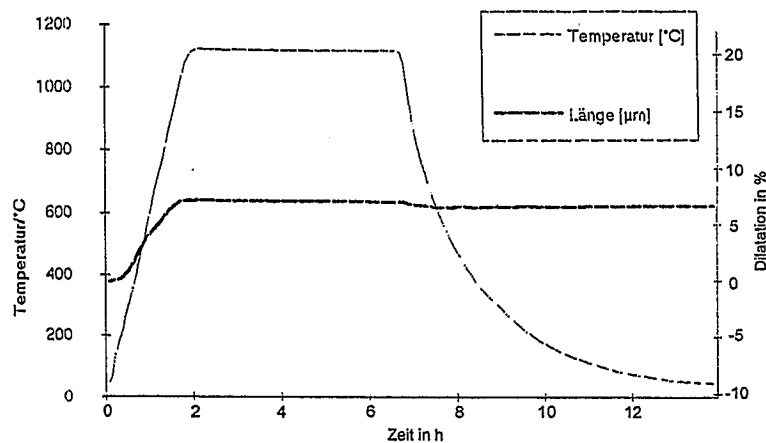


Abb. 4.38b: Dilatometrische Untersuchung zur Sinterschwellung eines Fe-Cr-Graphit-Belages

Das Phänomen der Sinterschwellung, insbesondere bei Cu- und Fe-Basis-Friktions-/Verbundmaterialien, wird in einigen Literaturstellen erwähnt [44, 78, 79, 80, 81]. H. Youssef und C. Comte [44] berichten beispielsweise von einer Volumenausdehnung bis zu 15 % und mehr beim Heißpressen von Cu-Basis-Bremsbelägen mit 700 °C. Auch hier tritt das Schwellen hauptsächlich in axialer Richtung auf. Die zugrunde liegende Ursache dieses Phänomens ist jedoch bisher nicht vollständig geklärt worden. Allgemein wird auf den Zusammenhang mit Fremdphasen im metallischen Gefüge, insbesondere Graphit, und niedrig schmelzenden Metallphasen wie Sn hingewiesen.

Ein hoher Anteil nicht sinteraktiver Fremdphasen, das sind in der Regel nichtmetallische Phasen wie Graphit und keramische Friktionsmodifizierer, stören den Sinterprozeß, indem Diffusionswege blockiert oder ausgedehnt werden. Jedoch sind diese aus vielen anderen Metall-Nichtmetall-Systemen bekannten Sinterbehinderungen höchstens für eine Volumenkonstanz des Sinterlings gegenüber dem Grünling, nicht jedoch für eine Schwellung des Sinterlings verantwortlich.

Erklärungsversuche zur Volumenausdehnung über den Kirkendall-Effekt sind nur auf Metall-Basis-Systeme mit mindestens zwei Legierungspartnern stark unterschiedlicher Diffusionsgeschwindigkeit anwendbar. Dies ist für Cu-Sn-Systeme der Fall. Jedoch verursacht dieser Effekt nur eine Mikroporosität, die im Endstadium der Sinterung bei ausreichender Homogenisierung des Gefüges verschwindet [80].

Grundsätzlich sind jedoch die berichteten Volumenausdehnungen durch Sinterschwellung bei weitem zu groß, um mit dem Kirkendall-Effekt in engere Verbindung gebracht zu werden. Zudem tritt der Sinterschwelleffekt auch bei einfachen Metall-Basis-Verbundsystemen, die keinen metallischen Legierungspartner enthalten, auf. Dies bedeutet gleichzeitig, daß kein Auftreten neu gebildeter metallischer Phasen geringerer Dichte für das Maß der beschriebenen Volumenexpansion verantwortlich gemacht werden kann. Eigene Beispiele belegen dies anhand der Sinterschwellung von einfachen Fe-Graphit- (Tab. 4.9) und Cu-Graphit-Werkstoffen bzw. Cu-Graphit-SiC-Werkstoffen (Abb. 4.38a, 4.39). Die Bildung neuer Phasen zwischen Metall und Keramik ist bei den vorliegenden Sintertemperaturen ausgeschlossen. Die nach Kap. 4.2.3. zu erwartende Aufkohlung des Fe ist relativ gering ($\leq 0,8 \% \text{ C}$) und führt zu keinen bedeutenden Dichteänderungen. Cu bildet mit Graphit weder Karbide, noch sonstige Phasen [82].

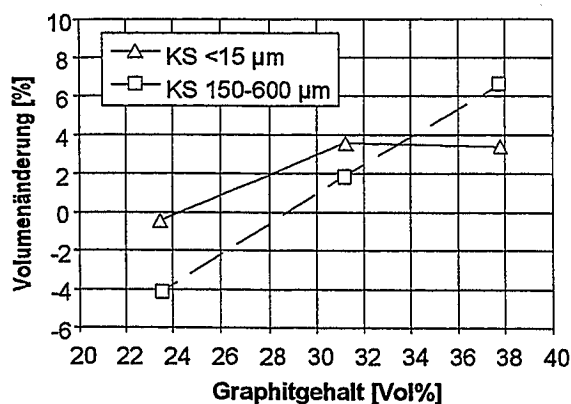


Abb. 4.39:
Sinterschwellung eines einfachen Cu-Graphit-Werkstoffes in Abhängigkeit vom Graphitgehalt; Graphittyp KS; uniaxialer Preßdruck: 85 MPa

Zudem können keine der bisher dargestellten Mechanismen eine ab ca. 200°C beginnende Schwellung erklären, die deutlich über das Maß der Wärmeausdehnung hinausgeht.

Eine blähend wirkende, gasproduzierende Reaktion zwischen den vorliegenden Phasen kann ausgeschlossen werden.

Auch eine Bildung gasförmiger Substanzen aus nicht vollständig pyrolysierten Anteilen des eingesetzten Graphits kommt nach einer entsprechenden Untersuchung nicht in Frage. Zudem liegt nach Herstellerangaben ein bei 3000°C nahezu vollständig graphitisiertes Produkt vor.

Grundsätzlich besteht auch die Möglichkeit, insbesondere bei den weichen Cu-Pulvern, unter hohen Preßdrücken Luft in Poren einzuschließen [80], die bei Temperaturerhöhung infolge Sinterung die Poren aufblähen und auch über Rißbildung an Korngrenzen zur Bildung neuer Poren führen kann. Bei den hier erzielten Gründichten von teilweise $< 70 \% \text{ TD}$ erscheint dieser

Mechanismus jedoch fraglich, da eine vollständig offene Porosität nahe gelegt wird. Außerdem ist hiermit keine Abhängigkeit der Schwellung vom Graphitzusatz zu begründen.

Es wird auch der geringe Elastizitätsmodul von Graphit im Vergleich zu den E-Moduli von Cu und Fe für eine Deutung der Sinterschwellung herangezogen (Tab. 4.10). Bei näherer Betrachtung wird jedoch deutlich, daß das beschriebene Maß der Volumenänderungen bis zu 12 % (Fe-Basis-Werkstoffe) und 20 % (Cu-Basis-Werkstoffe) mehrere Größenordnungen über der Möglichkeit eines elastischen Effektes aufgrund eines 20-50 Vol%igen Graphitanteils liegt. (Unter der begründeten Annahme, daß die Sinterschwellung hauptsächlich in axialer Richtung, also in der Höhe des Belages auftritt, müßte ein 30 Vol%iger Graphitgehalt eines Sinterbelages bei 10 %iger Sinterschwellung ein elastisches Dehnvermögen von ca. 30 % aufweisen!)

Ebenso scheiden Unterschiede im thermischen Ausdehnungsverhalten zwischen Cu bzw. Fe und Graphit als Ursache für die Sinterschwellung aus, da der Ausdehnungskoeffizient von Graphit um eine Größenordnung kleiner als der der Metalle Cu und Fe ist. (Tab. 4.10).

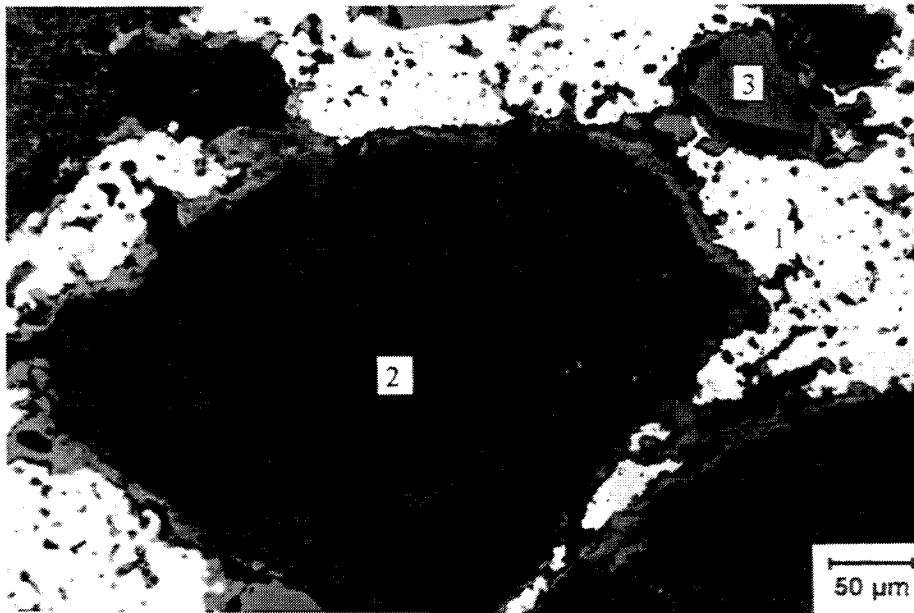
	Fe	Cu	Graphit
Elastizitätsmodul E [kN/mm ²]	200	130	5-13
Ausdehnungskoeffizient α [10^{-6} K^{-1}]	12,1	16,8	0,6-4,3

Tab. 4.10: Werkstoffdaten

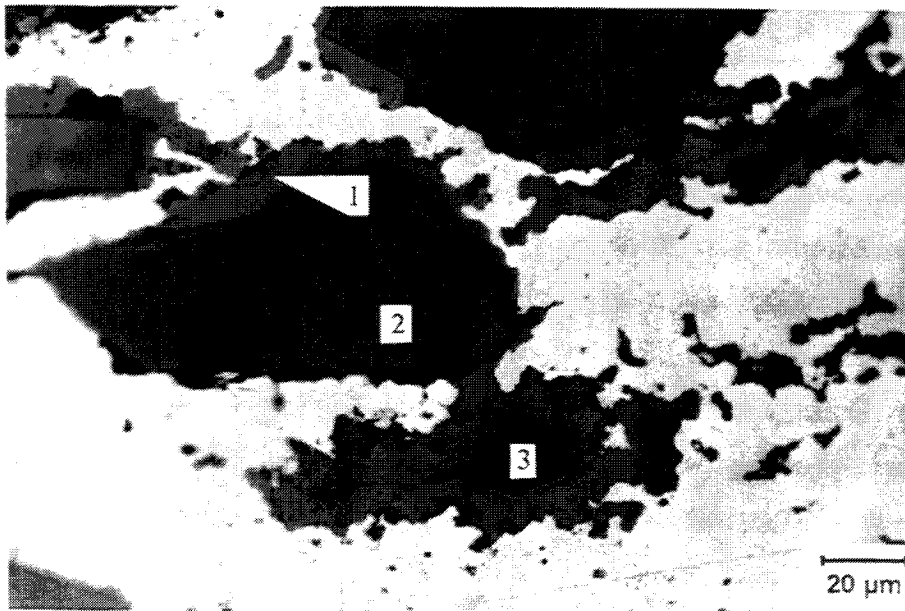
Eine weitere zu diskutierende Ursache der Volumenexpansion nach Sinterung könnte in einem Grenzflächenenergiephänomen zu finden sein.

Der hohe Volumenanteil der graphitischen, aber auch der anderen keramischen Phasen schafft durch hohe Preßdrücke einen Zwangszustand hochenergetischer Grenzflächen, nämlich der Metall-Nichtmetall-Kontaktflächen. Der Sintervorgang aktiviert sowohl im Submikronbereich grenzflächenabbauende Diffusionsprozesse als auch im Mikronbereich das durch die Oberflächenspannung ermöglichte, gegenseitige Abstoßen zweier Phasengrenzen voneinander, die keine Benetzbarkeit untereinander aufweisen. Demzufolge wird um diese Nichtmetallphasen herum zusätzliche Porosität geschaffen und der Friktionswerkstoff schwillt an. Da die hochenergetischen Grenzflächen durch den Preßvorgang vor allem senkrecht zur axialen Preßrichtung liegen, kommt es im wesentlichen zur Ausdehnung in axialer Richtung. Bestätigt wird dieses Grenzflächenphänomen durch die Untersuchung von Friktionsbelagproben, welche nach der Sinterung einer Oxidation unterzogen wurden. Es fällt hierbei

auf, daß insbesondere die Grenzflächen zwischen metallischer Phase und graphitischer oder keramischer Einlagerung dick mit Oxiden belegt sind, was auf die dortige, vor der Oxidation vorhandene Porosität hinweist, durch welche der Sauerstofftransport zum Ort der Oxidbildung ermöglicht wurde (Abb. 4.40).

**Abb. 4.40a**

- 1: Oxidphase
- 2: Graphit
- 3: SiC

**Abb. 4.40b**

- 1: Oxidphase
- 2: SiC
- 3: Pore

Abb. 4.40: Oxidische Phasen zwischen metallischem Gefüge und nichtmetallischer Einlagerung

Die Autoren L.I. Pugina et al. [79] und M. Humemik et al. [83] beschreiben Benetzbarkeitsprobleme zwischen Graphit und metallischen Phasen im Zustand des Flüssigphasensinterns. Die flüssige metallische Phase schwitzt aufgrund der schlechten Benetzbarkeit zum Graphit aus dem Verbundwerkstoff heraus.

Durch den Zusatz oberflächenaktiver Substanzen (z.B. eine Si-Ca-Legierung) kann dieses Problem eingeschränkt werden. Dennoch resultiert nach einem Beispiel von L.I. Pugina [79] eine erhöhte Porosität nach dem Sintern.

Mit den dargestellten Ergebnissen müßte dieses Benetzbarkeits- / Grenzflächenenergiephänomen auch auf die Grenzflächenverhältnisse zwischen Graphit bzw. Keramik und fester Metallphase ausgedehnt werden. Hiermit kann jedoch schwerlich die schon ab ca. 200°C einsetzende Schwellung der Cu- / Fe-Basis-Preßlinge begründet werden, wie sie in Abb. 4.38a,b zum Ausdruck kommt.

Eine nahe liegende Erklärung zur Sinterschwellung könnte auch in dem schon unter Kap. 4.2.2. erwähnten Rückfederungsverhalten von Graphit zu finden sein. Nach K.D. Streb [75] werden unter Raumtemperatur bei reinen graphitischen Preßlingen der in dieser Studie vorgestellten Graphitkörnungen Rückfederungen etwa zwischen 20 und 30 Vol% erzielt. Die Ursache der Rückfederung liegt wesentlich in einer Spannungsrelaxation der Graphitpreßlinge. Beim Vorliegen des Graphits in einer metallischen Matrix verhindert die Matrix weitgehend das Rückfedern des Graphits. Erst bei hinreichender thermischer Aktivierung, also während des Aufheiz- und Sintervorganges, wird der Entspannung des Graphits statt gegeben. Da im Metall-Matrix-Verbund die Graphitkörner nicht agglomeriert, sondern weitgehend singulär vorliegen, geht diese Entspannung hauptsächlich auf Effekte im Graphitkorn und nicht auf Effekte zwischen den Graphitkörnern zurück. Übereinstimmend wird der Härte, der Scherfestigkeit, der Kristallinität, der Mikroporosität und vorhandenen Verunreinigungen Einfluß auf das Rückfederungsverhalten von Graphit zugemessen [75, 84, 85]. Geringste Rückfederungen werden bei weichen Graphiten, insbesondere bei Naturgraphiten mit nahezu fehlerfreier Graphitstruktur, erzielt. Wahrscheinlich spielt auch die Orientierung des Graphitkorns, also die Anisotropie der Graphitstruktur, eine wichtige Rolle. Da aufgrund der Brückenwirkung der metallischen Matrix nur wenige Graphitkörner unter den uniaxialen Preßdrücken bis zu 600 MPa zerbrechen, kann eine von den Graphitkörnern aufgenommene Druckspannung etwa in Höhe der Druckfestigkeit von Graphit zu ca. 50 MPa [82] angenommen werden. Diese Spannung genügt, um schon bei leicht erhöhten Temperaturen die

Fließgrenze der umgebenden Metallmatrix zu erreichen ($R_{p0,2}(\text{Cu}) \approx 60 \text{ MPa}$, $R_{p0,2}(\text{Fe}) \approx 100 \text{ MPa}$, Daten bei Raumtemperatur). Die Graphitentspannung könnte dann mit einer plastischen Verformung der Metallmatrix einhergehen und so zur Schwellung des Preßlings/Sinterlings führen. Hiermit wäre auch die bei Cu- und Fe-Basis-Belägen ab ca. 200°C einsetzende Schwellung (vgl. Abb. 4.38a,b) erklärbar. Da sich der Beginn der Schwellung (ab ca. 200°C) und ein Abflachen der Schwellrate (ab ca. 500°C) unabhängig vom Basismaterial der Beläge darstellt, könnten deren Ursachen auch direkt im Entspannungsverhalten des Graphits zu suchen sein.

Wenn dieser Mechanismus letztlich zu vergleichbaren Ausdehnungen wie bei der oben beschriebenen Rückfederung der reinen Graphitpreßlinge bei Raumtemperatur führt, läßt sich hiermit auch das Maß der in dieser Studie vorgestellten Sinterschwellung sowie deren Richtung parallel zur uniaxialen Preßkraft erklären.

Die gegenüber den Fe-Basis-Belägen stark preßdruckabhängigen Dichteänderungen der Cu-Basis-Beläge könnten auf einer besseren Druckübertragung auf die in der Cu-Basis-Matrix eingelagerten Graphitkörner beruhen, so daß auch eine höhere Entspannung folgen würde.

4.3. Oxidationsverhalten sintermetallischer Friktionsmaterialien

Da sintermetallische Friktionsmaterialien in der Regel zu Anwendungen unter hohen Belastungsparametern herangezogen werden und demzufolge hohe Energieumsätze zu bewältigen haben, treten im gesamten Belagkörper, insbesondere natürlich in der Reibfläche und direkt unterhalb der Reibfläche hohe Temperaturen auf. Beispielsweise konnte auf einem eigenentwickelten Reibprüfstand, der in Kap. 5.2 beschrieben wird, bei entsprechenden Prüfbedingungen eine unter der Reibfläche liegende, ca. 2 mm tiefe, rotglühende Zone bei Cu- und Fe-Basis-Belägen beobachtet werden. Ca. 3 mm unter der Reibfläche wurden noch Temperaturen zwischen 300 und 400°C gemessen. Da die Reibung oder Bremsung immer unter normaler Atmosphäre stattfindet, laufen die Beläge äußerlich dunkel an. Die hohe Porosität der Belagwerkstoffe ermöglicht auch eine innere Oxidation.

Zur Aufnahme des Oxidationsverhaltens wurden thermogravimetrische Versuche unter normaler Atmosphäre mit Cu- und Graphit-/Kokspulvern sowie Cu-Graphit/Koks-Sinterlingen gefahren. Abb. 4.41-4.43 stellen den Oxidationsverlauf der reinen, pulverförmigen Komponenten dar.

Hiernach beginnt Cu merklich ab ca. 240°C zu Cu₂O (Cuprit, rot) zu oxidieren, nach einer Passivierung setzt ab ca. 320°C, wie auch in der Literatur angegeben [86], eine Phasenumwandlung von Cu₂O in CuO (Tenorit, opakschwarz) ein, die ein starkes Ansteigen der Oxidationskurve bewirkt. Ab ca. 600°C läuft die Oxidationskurve infolge Passivierung durch die gebildete Oxidschicht in ein Plateau ein. Die Härte der gebildeten Kupferoxide liegt zwischen 3 und 4 nach der Mohsschen Härteskala, die Dichte von CuO beträgt etwa 6,3 g/cm³, von Cu₂O etwa 6,1 g/cm³. [86]. Der Oxidationsbeginn des feinkörnigen Graphits KS < 15 µm liegt bei ca. 640°C (Abb. 4.42), der des grobkörnigen Kokes FC 250-1500 µm bei ca. 600°C (Abb. 4.43). Als Oxidationsprodukt wird Kohlendioxid gebildet.

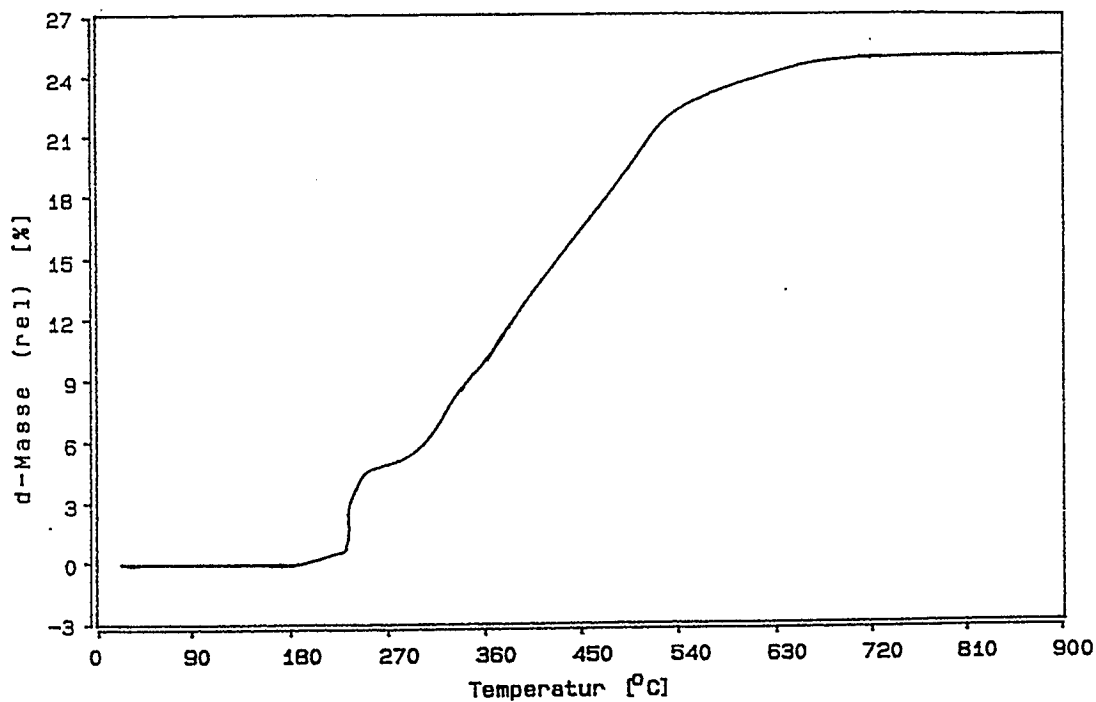


Abb. 4.41: Massenveränderung eines Cu-Pulvers (< 63 µm) durch Oxidation an Luft; Aufheizrate: 5 K/min

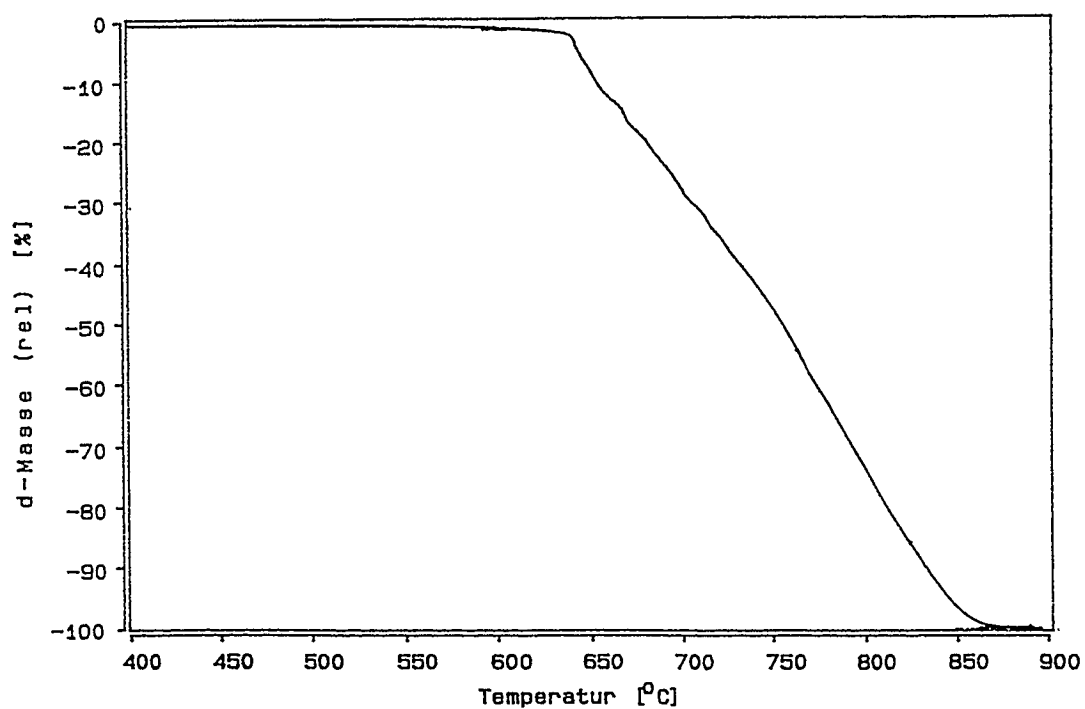


Abb. 4.42: Massenveränderung eines feinkörnigen Graphitpulvers KS < 15 µm durch Oxidation an Luft; Aufheizrate 5 K/min

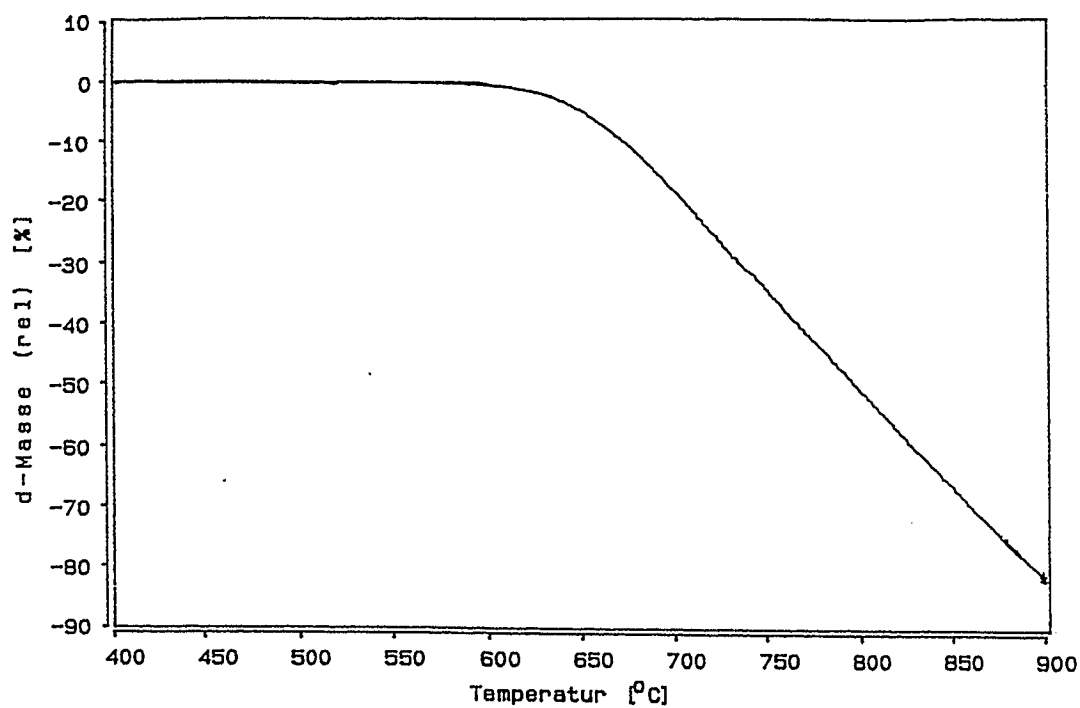


Abb. 4.43: Massenveränderung eines grobkörnigen Kokspulvers FC 250-1500 µm durch Oxidation an Luft; Aufheizrate 5 K/min

Die Oxidationskurven der entsprechenden Cu-Graphit/Koks-Sinterlinge (Abb. 4.44, 4.45) zeigen ein weniger stark ausgeprägtes Cu-Oxidationsverhalten, da die zur Verfügung stehende Cu-Oberfläche durch die Versinterung und Kompaktierung geringer und für den Luftsauerstoff über Porenkanäle schwieriger erreichbar geworden ist.

Bemerkenswerterweise beginnt die überlagerte Graphitoxidation im Cu-Graphit ($KS < 15 \mu m$)-Sinterling schon bei etwa $520^{\circ}C$, die Oxidation des Kokes im Cu-Koks ($FC 250-1500 \mu m$)-Sinterling schon bei ca. $500^{\circ}C$. Wahrscheinlich ist dies auf eine katalytische Wirkung des Cu auf die Oxidation des Graphits/Kokes zu CO_2 zurückzuführen. Katalysemechanismus könnte die Reduktion von CuO durch den in Kontakt vorliegenden Kohlenstoff sein. Nach dem Richardson-Ellingham-Diagramm bzw. den freien Enthalpien der Oxidationsreaktionen wäre eine derartige Reduktion möglich.

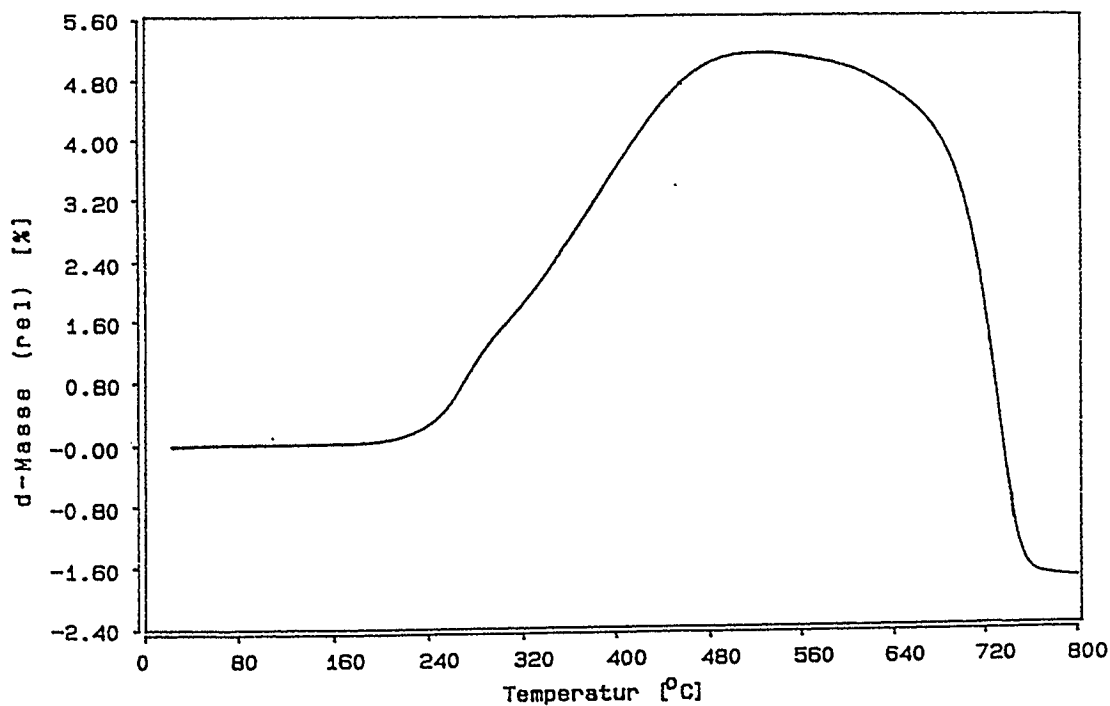


Abb. 4.44: Massenveränderung eines Cu-30 Vol% Graphit ($KS < 15 \mu m$)-Sinterlings durch Oxidation an Luft, Aufheizrate 5 K/min

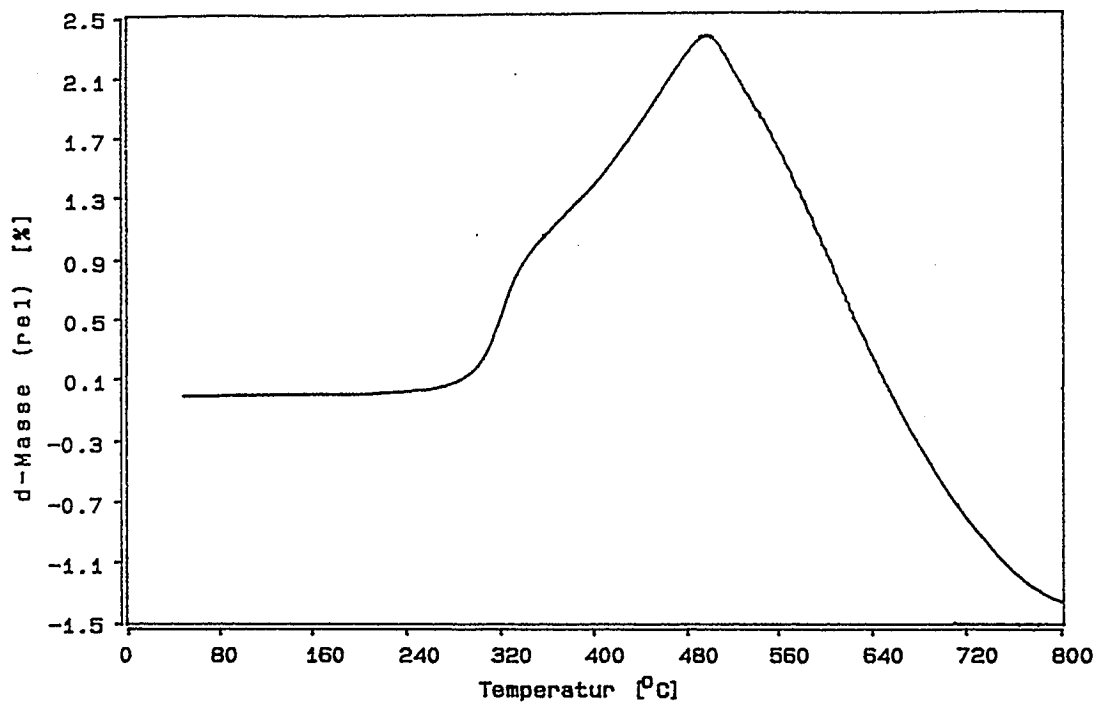


Abb. 4.45: Massenveränderung eines Cu-30 Vol% Koks (FC 250-1500 µm)-Sinterlings durch Oxidation an Luft, Aufheizrate 5 K/min

Die dargestellten Oxidationsuntersuchungen zeigen, daß die infolge Bremsung oder Reibung auftretende Temperaturerhöhung zu einer Massenzunahme durch die Oxidation der Metallmatrix führt und in einer eher schmalen Zone dicht unter der Reibfläche durch Kohlenstoffoxidation von einer Massenabnahme überlagert wird. Diese an Cu-Graphit-Sintern festgestellten Ergebnisse sind allgemein auf Cu-Basis-Beläge und analog auch auf Fe-Basis-Beläge anzuwenden. Eine Verschleißbetrachtung über die Massenbestimmung nach kurzzeitigen Brems- oder Reibtests ist daher kritisch zu betrachten.

Neben dem Einfluß der Oxidation auf die Bremsbelagmasse wurde auch die Auswirkung auf die geometrischen Abmessungen eines Belages untersucht.

Abb. 4.46 zeigt die Volumenänderung eines gesinterten Cu-Basis-Belages in Abhängigkeit der Glühzeit unter Luft bei 450°C. Es wird eine Volumenexpansion mit zunehmender Glühzeit festgestellt.

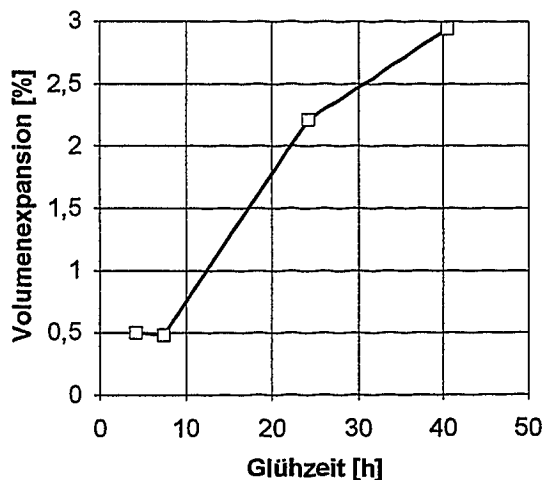


Abb. 4.46: Volumenexpansion eines Cu-Basis-Belages unter Glühung bei 450°C

Bis etwa 10 h Glühzeit beträgt die Ausdehnung im Volumen 0,5 %, ab etwa 10 h Glühzeit wird eine verstärkte Schwellung des Belages bis auf 2,9 % bei 40 h festgestellt. Die Volumenänderung vollzieht sich etwa gleichermaßen in der Höhe wie im Durchmesser der Beläge. Als Ursache kommt eine Ausdehnung aufgrund einer sich in den Poren bildenden Oxidphase geringerer Dichte ($\rho_{\text{Cu}_2\text{O}} \approx 6,1 \text{ g/cm}^3$, $\rho_{\text{CuO}} \approx 6,3 \text{ g/cm}^3$) als die der Ausgangsmetallphase ($\rho_{\text{Cu}} = 8,96 \text{ g/cm}^3$) in Frage

oder ein durch niedrigere Temperatur und Oxidationsbehinderung abgeschwächter Schwelleffekt gemäß der in Kap. 4.2.5 beschriebenen Sinterschwellmechanismen.

5. Testen von Friktionswerkstoffen

5.1. Prinzip verschiedener Reib- und Verschleißprüfeinrichtungen

Eine grundsätzliche Unterscheidung verschiedener Reib- und Verschleißprüfungen sollte anhand der auftretenden Kontaktgeometrien zwischen den Reibpartnern vorgenommen werden, da diese die Anpreßverhältnisse bestimmen. Demnach ist unter Prüfeinrichtungen mit Flächen-, Linien- und Punktkontakt zwischen den Reibpartnern zu unterscheiden.

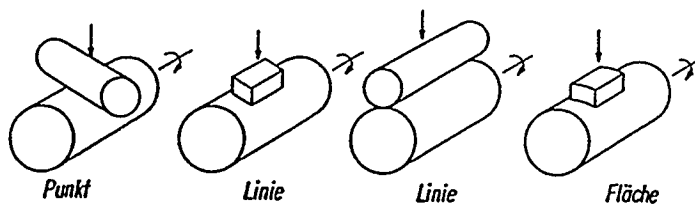
Einen flächenhaften Kontakt ermöglichen „Stift gegen Scheibe“- (pin on disk-), „Scheibe gegen Scheibe“- (disk on disk-), „Ring gegen Ring“- (ring on ring-) Versuche. Hierbei rotiert eine Scheibe oder ein Ring, während der Gegenkörper in Form einer Scheibe, eines Ringes oder meist als zylindrischer Prüfstift mit kreisförmiger Auflagefläche, angedrückt wird.

Ein linienförmiger Kontakt tritt auf, wenn eine zylinderförmige Probe in radialer Richtung gegen eine Scheibe oder einen Ring gepreßt wird (cylinder on disk, cylinder on ring), so daß nur eine Linie der Zylindermantelfläche die rotierende Scheibe oder den rotierenden Ring berührt. Ebenso verursacht die Anordnung eines feststehenden Zylinders oder Blockes gegen eine rotierende Zylindermantelfläche (cylinder on cylinder, block on cylinder) einen Linienkontakt.

Punktkontakte treten beim Andrücken einer Kugel gegen eine Scheibe (ball on disk) oder zweier axial senkrecht zueinander ausgerichteter Zylinder auf.

In der Regel wird bei konstanter Gleitgeschwindigkeit, d.h. bei konstanter Winkelgeschwindigkeit, oder bei Geschwindigkeiten wechselnden Vorzeichens, also bei oszillierender Gleitung, geprüft. Hierzu bietet sich insbesondere eine „Stift/Kugel gegen Platte“-Anordnung (pin/ball on flat) an. Eine Übersicht einiger Versuchsanordnungen zeigt Abb. 5.1.

Normalkraft radial



Normalkraft axial

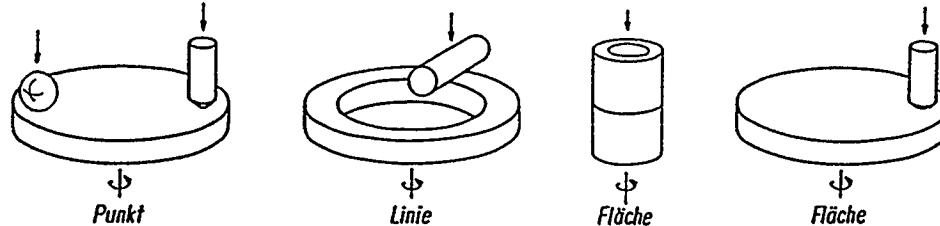


Abb. 5.1:

Reib- und Verschleißprüfanordnungen unterschiedlicher Kontaktgeometrien [16]

Bei Verschleißprüfungen abrasionsbeständiger Werkstoffe wird oft ein Stift oder ein Block des zu prüfenden Materials spiralenförmig oder mäanderförmig über ein definiertes Schleifpapier (definiert nach Schleifmittel und Körnung) gefahren. Letztlich bestimmt der spätere Anwendungsfall in der Praxis die Auswahl der Prüfeinrichtung und die Einstellung der Prüfparameter, wie Gleitgeschwindigkeit und Anpreßdruck oder Anpreßkraft. Für das Testen von Friktionswerkstoffen werden üblicherweise Versuchsanordnungen mit Flächenkontakt der Reibpartner gewählt. Für Kupplungsbelagmaterialien bietet sich beispielsweise die Anordnung „Ring gegen Ring“ oder „Scheibe gegen Scheibe“ an. Für die in dieser Arbeit interessierenden Bremsbelagmaterialien ist eine Anordnung des Typs „Stift gegen Scheibe“ vorteilhaft.

Der Verschleiß wird gravimetrisch, volumetrisch oder optisch bestimmt. Eine volumetrische Verschleißaufnahme kann auch on-line über eine Dimensionsänderung des Prüfkörpers, wie beispielsweise eine Längenänderung des Prüfstiftes, erfolgen. Für viele Anwendungsfälle ist eine Verschleißmessung ausreichend. Eine Aufnahme des Reibkoeffizienten erfolgt indirekt über die Messung der auftretenden Reibkräfte oder Reibmomente. Diese Größen werden im allgemeinen über Kraftmeßdosen oder Dehnungsmeßstreifen ermittelt.

5.2. Übertragbarkeitsproblem verschiedener Reib- und Verschleißprüfungen

Werden praktische Anwendungsfälle in vereinfachten Prüfeinrichtungen simuliert, so tritt grundsätzlich das Problem der Übertragbarkeit der erzielten Ergebnisse auf eine betriebsnahe Prüfung (und später auf eine Betriebsprüfung) auf. Aus technischen und wirtschaftlichen Gründen ist eine Nachstellung sämtlicher Parameter einer Betriebsprüfung in einer vereinfachten Prüfeinrichtung nicht möglich. Für die Beurteilung komplizierter tribologischer

Phänomene ist dies von herausragender Bedeutung. Einige Prüfbeispiele unterschiedlicher Friktionswerkstoffe - im folgenden Beläge A, B, C genannt - sollen diese Problematik erläutern. Als Reibpartner wurden Scheiben aus Stahl C45 (Härte HB 1/30 = 210) gewählt. Die eingehende Untersuchung dieser Beispiele spielte eine wesentliche Rolle bei der Erstellung dieser Arbeit.

Auf einer Stift-Scheibe-Anordnung im Labormaßstab wurden verschiedene Beläge miteinander verglichen. Es wird ein in der Praxis üblicher Anpreßdruck von 70 N/cm^2 eingestellt. Die Reibgeschwindigkeit lag versuchstechnisch bedingt konstant bei $2,6 \text{ m/s} \approx 9 \text{ km/h}$. Die Prüfstifte hatten einen Durchmesser von 6 mm und wurden auf einer Kreisbahn mit Radius 37 mm auf der Scheibe C45 getestet. Um den praktischen Fall einer hohen Anzahl von Bremsungen und das damit verbundene Verschleißverhalten anzunähern, wurde der Reibweg zu 200 km gewählt. In Tab. 5.1 werden exemplarisch die Ergebnisse dieses Tests anhand der Prüfkörper A und B dargestellt.

	Belag A	Belag B
Verschleiß [g]	0,448	0,398
Verschleiß [g/kWh]	0,85	0,54
Reibwert μ	0,52	0,62
Belagtemperatur T_B [°C]	45	70
Scheibentemperatur T_S [C]	40	50

Tab. 5.1:

Reib- und Verschleißtest auf der Stift-Scheibe-Anordnung im Labormaßstab;

Prüfparameter:

$p = 70 \text{ N/cm}^2$, $v = 9 \text{ km/h}$, $s = 200 \text{ km}$,
Scheibe: C45,

T_B 2 mm unter der Reibfläche gemessen

Der Belag B besitzt gegenüber Belag A einen erhöhten Reibwert bei verbessertem Verschleißverhalten. Die im Belag erzielten Temperaturen entsprechen keinesfalls betriebsnahen Verhältnissen.

Ein reiner Verschleißtest (Tab. 5.2) auf einer umgerüsteten Schleifmaschine bei dem gleichen Anpreßdruck von 70 N/cm^2 , einem Reibradius von 100 mm und einer Reibgeschwindigkeit von $29,3 \text{ m/s} = 106 \text{ km/h}$ lieferte für obige Prüfstifte mit 6 mm Durchmesser nach 53 km Reibweg tendenziell ähnliche Verschleißergebnisse wie der in Tab. 5.1 bei geringer Reibgeschwindigkeit durchgeführte Stift-Scheibe-Versuch. Die in den Belägen erzielten Temperaturen wurden allerdings deutlich angehoben.

	Belag A	Belag B
Verschleiß [g]	0,350	0,117
Belagtemperatur T_B [°C]	300	210
Scheibentemperatur T_s [°C]	70	70

Tab. 5.2:

Verschleißtest bei

 $p = 70 \text{ N/cm}^2$, $v = 106 \text{ km/h}$, $s = 53 \text{ km}$,

Scheibe: C45,

 T_B 2 mm über der Reibfläche gemessen

Ein weitergehender Test im erweiterten Labormaßstab mit höherer Leistungsumsetzung ermöglichte eine zum Reibprüfstand umgebaute Drehmaschine, zur Vereinfachung im folgenden nur „Reibprüfstand“ genannt.

Hierbei wurde die Reibscheibe auf eine Trägerscheibe montiert, welche selbst im Dreibackenfutter der Drehmaschinenspindel arretiert war. Um die Wärmeabfuhr aus der Reibscheibe über die Trägerscheibe zu reduzieren, lag die Reibscheibe auf spitzen Kanten auf, die aus der Trägerscheibe spanend herausgearbeitet worden waren. Der zu prüfende Belag wurde im Werkzeughalter eingespannt und der Anpreßdruck über eine pneumatische Ansteuerung des Obersupports aufgebracht. Die Reibkraftmessung erfolgte nach einer mechanischen Kalibrierung über die elektrische Leistungsaufnahme der Drehmaschine während des Reibprozesses. [87, 88]

Gegen die Stahlscheibe C45 wurde im mittleren Reibradius von 109 mm ein Prüfkörper mit Durchmesser 30 mm bei einem Anpreßdruck von 74 N/cm^2 gepreßt. Es wurden zwei Gleitgeschwindigkeiten $8,1 \text{ m/s} = 29 \text{ km/h}$ und $11,4 \text{ m/s} = 41 \text{ km/h}$ bei einer Versuchsdauer von jeweils 3 min, das entspricht Reibwegen von 1450 m und 2050 m und liegt in der Größenordnung längerer Bremswege (im Bremsradius), gefahren. Die Ergebnisse sind in Tab. 5.3 zusammengefaßt.

	Belag A	Belag B	Belag A	Belag B
Reibgeschwindigkeit v [km/h]	29	29	41	41
Verschleiß [g]	0,058	6,799	0,161	13,486
Verschleiß [g/kWh]	0,688	134,463	1,175	226,380
Reibwert μ	0,30	0,18	0,33	0,16
Belagtemperatur T_B [°C]	110	180	210	220
Scheibentemperatur T_s [°C]	130	120	220	160

Tab. 5.3: Reib- und Verschleißtest auf dem Reibprüfstand mit

$p = 74 \text{ N/cm}^2$, $v = 29 \text{ km/h}$, 41 km/h , $t = 3 \text{ min} \Rightarrow s = 1450 \text{ m}$, 2050 m , Scheibe: C45

Im Gegensatz zu den Ergebnissen der Laborversuche Tab. 5.1, 5.2 zeigt Belag B im Vergleich zu Belag A extrem hohen Verschleiß - ca. 100 fach höheren Massenverschleiß - bei stark erniedrigtem Reibwert. Weder Verschleiß- noch Reibwerte korrelieren mit den Ergebnissen aus Tab. 5.1, 5.2. Die auf Belag und Scheibe nach Versuchsende gemessenen Temperaturen zeigen im Vergleich zu den Ergebnissen aus Tab. 5.1, 5.2 ein deutlich höheres Temperaturniveau des Systems Belag-Scheibe, hervorgerufen durch die erhöhte Leistungsumsetzung beim Reibprozeß.

Eine praxisgerechte Untersuchung sollte in einer Bremsprüfung auf einem 1:1-Bremsprüfstand der Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid, erfolgen. Der 1:1-Bremsprüfstand ermöglicht Bremsprüfungen im Realmaßstab, d.h. sowohl Belag als auch Scheibe werden in Originaldimensionen, wie sie auch im Eisenbahnbetrieb vorliegen, getestet.

Je zwei Belagträgerbleche mit 9 zylinderförmigen Belägen ($\varnothing$ 41 mm, Höhe 20 mm) pro Trägerblech (Abb. 5.2) werden beidseitig gegen eine Massivbremsscheibe TGV-A, Werkstoff 28CDV5 (ähnlich 28CrMoV551) bei mittlerem Reibradius von 316 mm gebremst. Der innerste und äußerste Reibradius betragen 250 mm und 375 mm. Die Bremsung erfolgt von 90 km/h im Reibradius auf 0 km/h bei einem Anpreßdruck von 45 N/cm² und wird als Tastversuch dreimal wiederholt. Die Bremsdauer einer Einzelbremsung liegt bei unter 30 s. Eine Zusammenfassung der Ergebnisse liefert Tab. 5.4.

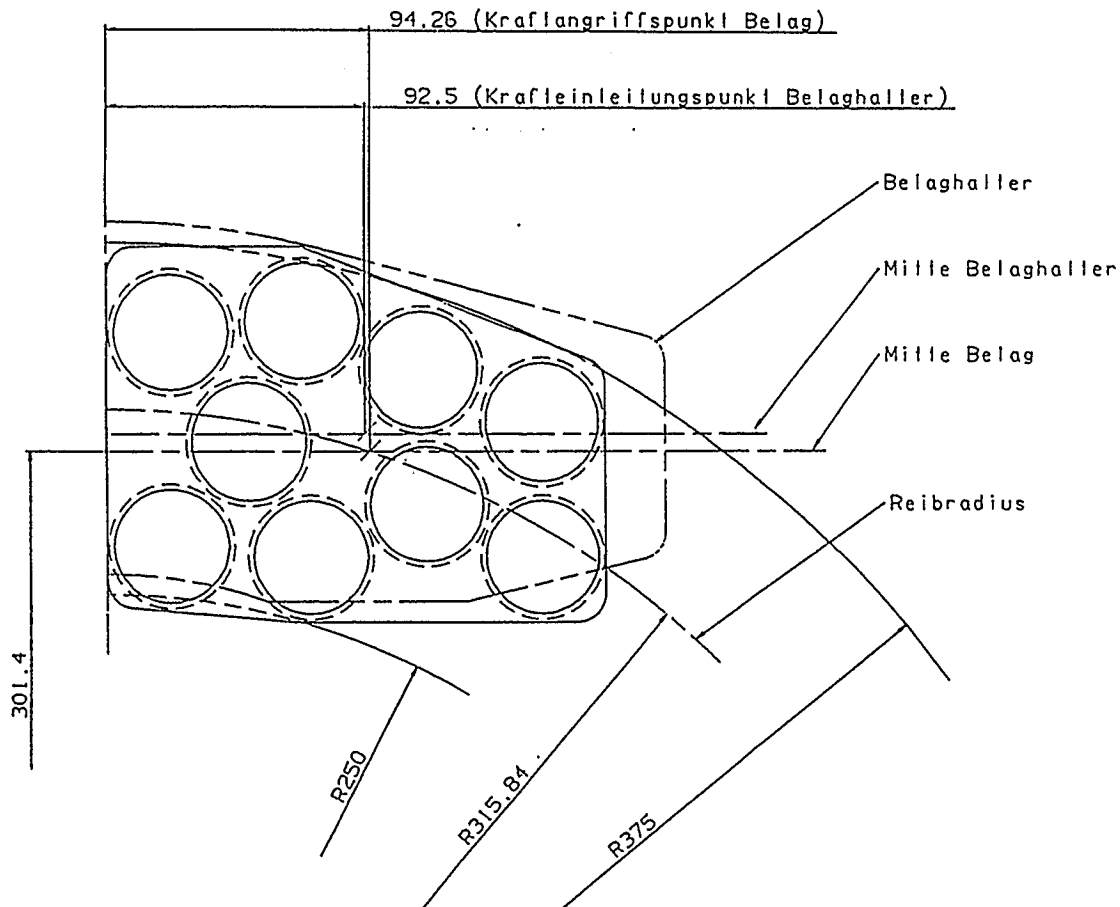


Abb. 5.2: Anordnung der Beläge auf einem Trägerblech/Belaghalter;
Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid

	Belag A	Belag B
Verschleiß [g]	35,1	763,5
Verschleiß [g/kWh]	11,259	162,081
Reibwerte μ zwischen	0,28-0,36	0,21-0,44
mittlerer Reibwert μ	0,33	0,34
μ ($v = 9$ km/h)	0,30	0,39
μ ($v = 29$ km/h)	0,33	0,32
μ ($v = 41$ km/h)	0,34	0,28
Scheibentemperatur T_s [°C]	200	130

Tab. 5.4:

Bremsprüfung auf dem 1:1-Bremsprüfstand der Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid;
 $p = 45 \text{ N/cm}^2$, $v_{\text{Anfang}} = 90 \text{ km/h}$,
 $t < 3 \cdot 30 \text{ s} \Rightarrow s < 3 \cdot 400 \text{ m}$

Es tritt ein auffallend hoher Verschleiß - ca. 20 fach höherer Massenverschleiß - des Belages B gegenüber Belag A auf. Dies korreliert mit den Versuchen auf dem Reibprüfstand (Tab. 5.3). Ebenso zeigt die Tendenz der Reibwerte bei den Geschwindigkeiten 29 km/h und 41 km/h sowie die Reibwerthöhe des Belages A Parallelen. Jedoch stimmt die Höhe der erzielten Reibwerte für Belag B nicht mit den Ergebnissen aus Tab. 5.3 überein. Die erzielten

Bremsscheibentemperaturen liegen bei Bremsende in der gleichen Größenordnung wie Tab. 5.3. Allerdings muß in diesem Zusammenhang auf Unterschiede in der Versuchsdauer und im Reib-/Bremsweg hingewiesen werden.

Die unterschiedliche Wahl des Scheibenwerkstoffes spielt für diese zunächst eher tendenzielle Betrachtung keine Rolle.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß praxisnahe Verschleißwerte nicht mit kleineren Prüfapparaturen (Tab. 5.1, 5.2) gewonnen werden können. Eine tendenzielle Übereinstimmung der Verschleißergebnisse liefert nur ein Prüfstand mit erhöhter Leistungsumsetzung (Tab. 5.3). Jedoch bleibt hierbei eine Beurteilung der Reibwerte schwierig.

In einem nächsten Prüfschritt sollte Belag C mit dem schon erwähnten Belag A auf dem Reibprüfstand verglichen werden (Tab. 5.5). Um eine starke Erwärmung des Stahlgegenpartners zu provozieren, wurde anstelle einer Stahlscheibe ein mit Speichen versehener Stahlring aus C45 verwandt. Es kamen wiederum Beläge mit $\varnothing$ 30 mm zum Einsatz, die mit 67 N/cm^2 Anpreßdruck bei einer Reibgeschwindigkeit von 42 km/h getestet wurden. Der mittlere Reibradius betrug 159 mm; es wurde dreimal ein Reibweg von jeweils 5000 m gefahren.

	Belag A	Belag C
Verschleiß [cm^3/kWh]	0,068	0,026
mittlerer Reibwert μ	0,42	0,38
Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$	0,07	0,07
Scheibentemperatur T_s [$^{\circ}\text{C}$]	230	200

Tab. 5.5:
Reib- und Verschleißtest auf dem
Reibprüfstand;
 $p = 67 \text{ N/cm}^2$, $v = 42 \text{ km/h}$,
 $s = 3 \cdot 5000 \text{ m}$

Beide Belagvarianten wurden anschließend auf einem 1:4-Bremsprüfstand der Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid, getestet, um praxisrelevantere Prüfbedingungen einzustellen. Dieser Bremsprüfstand stellt eine Verkleinerung einer Eisenbahnbremse im Maßstab 1:4 dar. Die Testergebnisse zeigen in der Regel relativ gute Korrelation zu denen des 1:1-Bremsprüfstandes [57]. Beidseitig werden hierbei je 5 auf ein Trägerblech montierte Beläge mit $\varnothing$ 37 mm, Höhe 20 mm, gegen eine Stahlscheibe C45 mit mittlerem Reibradius 190 mm gepreßt. Es wurden Bremsungen von 185 km/h Anfangsgeschwindigkeit im Reibradius bis auf 0 km/h bei Anpreßdrücken von

26 N/cm², 47 N/cm² und 65 N/cm² durchgeführt. Die Ergebnisse dieses Tests sind in Tab. 5.6 dargestellt.

	Belag A	Belag C
Anzahl der Bremsungen	155	10
Verschleiß [cm ³ /kWh]	1,082	15,855
Verschleiß [g]	577	361
mittlerer Reibwert μ	0,45	0,55
Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$	0,16	0,33
Scheibentemperatur T_s [°C]	290	280

Tab. 5.6:

Bremsprüfung auf dem 1:4-Bremsprüfstand der Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid;
 $p = 26 \text{ N/cm}^2, 47 \text{ N/cm}^2, 65 \text{ N/cm}^2$,
 $v_{\text{Anfang}} = 185 \text{ km/h}$

Ein Vergleich der Ergebnisse dieses 1:4-Bremsprüfstandtests (Tab. 5.6) mit denen des Reibprüfstandes (Tab. 5.5) führt zu folgenden Feststellungen.

Die Höhe der ermittelten Verschleißwerte (in cm³/kWh) ist nicht vergleichbar. Während im Reibprüfstand beide Beläge Verschleißwerte in gleicher Größenordnung bei einer erhöhten Verschleißresistenz des Belages C aufweisen, zeigt Belag C auf dem 1:4-Bremsprüfstand um eine Größenordnung höheren Verschleiß als Belag A. Die Höhe des für Belag A ermittelten Reibwertes wird in beiden Versuchen in etwa gleich ermittelt, jedoch sind keine Parallelen in der Reibwerthöhe des Belages C sowie im Vergleich beider Belagreibwerte untereinander und in der Reibwertschwankungsbreite zu erkennen. Die erzielten Scheibentemperaturen des 1:4-Prüfstandtests liegen über denen des Reibprüfstandtests.

Um die Aussagekraft der Reib- und Verschleißergebnisse des Reibprüfstandes in Bezug auf einen praxisnahen Vergleich mit den Ergebnissen des 1:4-Bremsprüfstandes näher zu untersuchen, wurden weitere Reibtests auf dem Reibprüfstand mit oben erwähnten Belagvarianten durchgeführt und mit den Testergebnissen des 1:4-Bremsprüfstandes (Tab. 5.6) verglichen.

Da der Test des 1:4-Bremsprüfstandes bei 185 km/h Anfangsgeschwindigkeit und verschiedenen Anpreßdrücken durchgeführt wurde, sollte für einen neuen Versuch auf dem Reibprüfstand die konstante Reibgeschwindigkeit auf 87 km/h erhöht und die Auswirkung der verschiedenen Anpreßdrücke untersucht werden (Tab. 5.7).

Die Verschleißwerte beider Belagvarianten liegen in der gleichen Größenordnung; es ist für Belag A ein höherer Verschleiß festzustellen. Dies widerspricht den Verschleißergebnissen des 1:4-Bremsprüfstandes (Tab. 5.6).

Die bei den verschiedenen Anpreßdrücken ermittelten Reibwerte sind in Abb. 5.3 dargestellt.

	Belag A	Belag C
Verschleiß [cm³/kWh] bei 26 N/cm² Anpreßdruck	0,286	0,075
Verschleiß [cm³/kWh] bei 45 N/cm² Anpreßdruck	0,075	0,036
Verschleiß [cm³/kWh] bei 67 N/cm² Anpreßdruck	0,251	0,100

Tab. 5.7:
Verschleißergebnisse des Reibprüfstandtests
bei unterschiedlichen Anpreßdrücken;
 $v = 87 \text{ km/h}$, $s = 5000 \text{ m}$

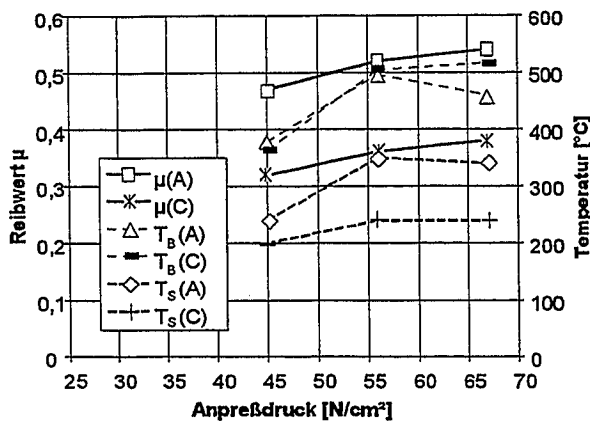


Abb. 5.3:
Reibwerte μ der Beläge A und C im Reibprüfstandtest bei unterschiedlichen Anpreßdrücken; $v = 87 \text{ km/h}$, $s = 5000 \text{ m}$, T_S : Scheibentemperatur, T_B : Belagtemperatur 2 mm unter der Reibfläche. Bem.: Versuch bei 67 N/cm² für Belag A nach 2000 m Reibweg wegen Überlastung des Prüfstandes abgebrochen

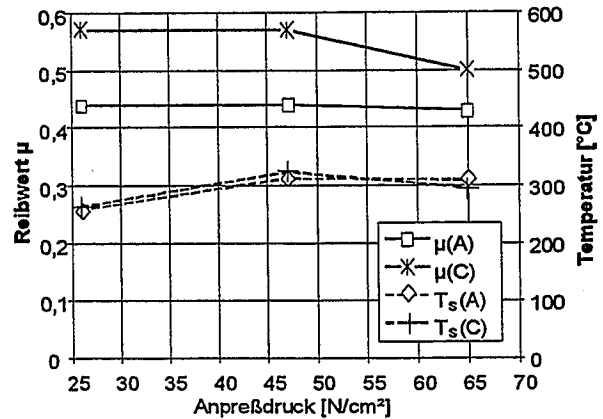


Abb. 5.4:
Reibwerte μ der Beläge A und C im 1:4-Bremsprüfstandtest bei unterschiedlichen Anpreßdrücken, T_S : Scheibentemperatur

Die zu vergleichenden Reibwerte auf dem 1:4-Bremsprüfstand werden in Abb. 5.4 gezeigt.

Ein Vergleich der in Abb. 5.3, 5.4 dargestellten Reibwerte läßt keine Korrelation zwischen den unterschiedlichen Prüfstandergebnissen erkennen. Das erreichte Temperaturniveau der Bremsscheibe liegt für den 1:4-Prüfstandtest im Mittel leicht über dem des Reibprüfstandtests.

Um gemäß der Ergebnisse des 1:4-Bremsprüfstandes höhere Reib- und deutlich höhere Verschleißwerte des Belages C im Vergleich zu Belag A zu provozieren, wurden die Prüfparameter des Reibprüfstandes bis an die technische Grenze verschärft, d.h. es wurden hohe Leistungsumsätze bei langen Reibwegen gefahren.

In einem ersten Versuch wurde bei 56 N/cm² Anpreßdruck direkt aufeinanderfolgend die Reibgeschwindigkeiten 43 km/h, 60 km/h, 88 km/h für jeweils 5000 m Reibweg gefahren. Es ergab sich für Belag C ein Verschleiß von 0,084 cm³/kWh, für Belag A 0,093 cm³/kWh, also keine Verschleißkorrelation zum Test des 1:4-Bremsprüfstandes. Die erzielten Reibwerte zeigen nur bei der Reibgeschwindigkeit von 88 km/h einen leicht erhöhten Reibwert des Belages C gegenüber Belag A (Abb. 5.5). Die erzielten Scheibentemperaturen (Tab. 5.8) liegen nun leicht über denen des 1:4-Prüfstandtests (Abb. 5.4).

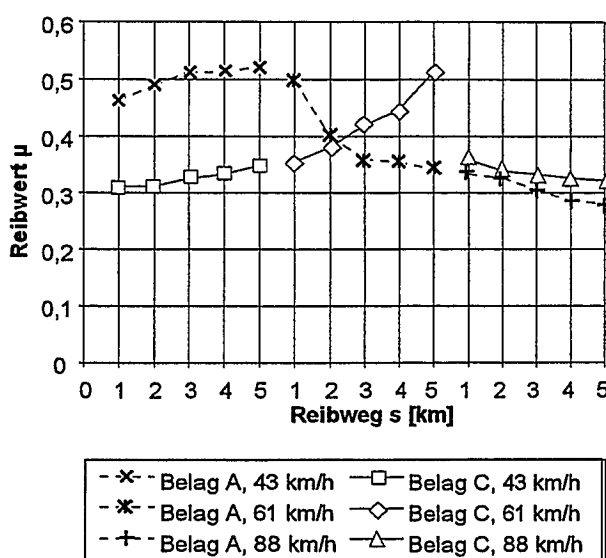


Abb. 5.5:
Reibprüfstandtest der Beläge A und C bei verschiedenen Reibgeschwindigkeiten; $p = 56 \text{ N/cm}^2$

	Belag A	Belag C
Verschleiß [cm ³ /kWh]	0,093	0,084
T_s [°C] nach 3*5 km Reibweg	340	350
T_B [°C] nach 5 km	-	220
T_B [°C] nach 2*5 km	-	440
T_B [°C] nach 3*5 km	-	487

Tab. 5.8:
Verschleiß und Scheibentemperaturen (sowie Belagtemperaturen) des Reibprüfstandtests nach Abb. 5.10;
 T_s : Scheibentemperatur, T_B : Belagtemperatur 2 mm unter der Reibfläche

In einem letzten Versuch wurde über 15000 m Reibweg bei 88 km/h Reibgeschwindigkeit und 56 N/cm² Anpreßdruck die Reib- und Verschleißwerte ermittelt (Abb. 5.6, Tab. 5.9). Dies war der einzige Reibprüfstandtest, der dem Belag C mit 0,159 cm³/kWh einen zumindest geringfügig höheren Verschleiß zuwies als dem Belag A mit 0,132 cm³/kWh Verschleiß. Ebenso zeigte Belag C ab 7000 m Reibweg mit $\mu = 0,35$ einen höheren Reibwert als Belag A mit $\mu = 0,29$.

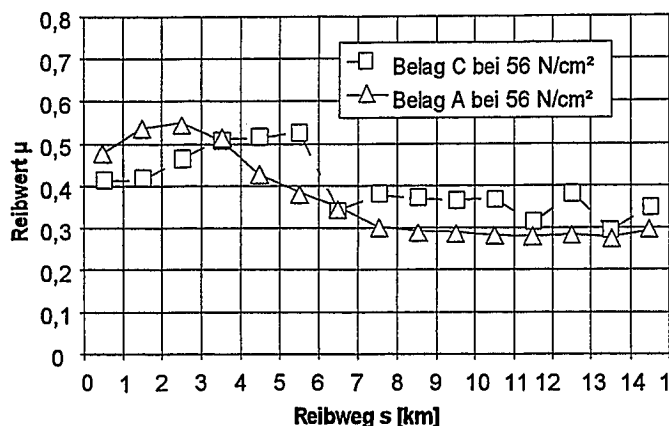


Abb. 5.6:
Reibprüfstandtest der Beläge A und C unter strengen Prüfbedingungen;
 $p = 56 \text{ N/cm}^2$, $v = 88 \text{ km/h}$, $s = 15 \text{ km}$

	Belag A	Belag C
Verschleiß [cm³/kWh]	0,132	0,159
T _s [°C]	340	360
T _B [°C]	350	-

Tab. 5.9:
Verschleiß und Scheibentemperaturen T_s des Reibprüfstandtests nach Abb. 5.6;
T_B: Belagtemperatur 2 mm unter der Reibfläche

Dieser Versuch überstieg jedoch stark die technische Belastungsgrenze des Reibprüfstandes und verbot sich damit automatisch als Routineprüfung.

Zusammenfassend ist demnach festzustellen, daß Reib- und Verschleißergebnisse des 1:4-Bremsprüfstandes nicht korrespondierend auf dem Reibprüfstand erzielt werden können. Allenfalls lassen sich bei hohen Belastungsparametern Reibwerttendenzen und sehr eingeschränkt Verschleißtendenzen ablesen.

Einen Überblick über die untersuchte Korrelation der Versuchsergebnisse verschiedener Prüfeinrichtungen untereinander liefert das Schaubild Abb. 5.7. Demnach kann eine Prüfung unterschiedlicher Belagwerkstoffe nur dann aussagekräftige Ergebnisse für die Praxis erzielen, wenn sie direkt auf einem leistungsstarken 1:4-Bremsprüfstand erfolgt. Gegenüber einfacheren Reibprüfständen macht dies sowohl in der Belagmusterfertigung als auch in der Prüfung einen stark erhöhten Aufwand notwendig.

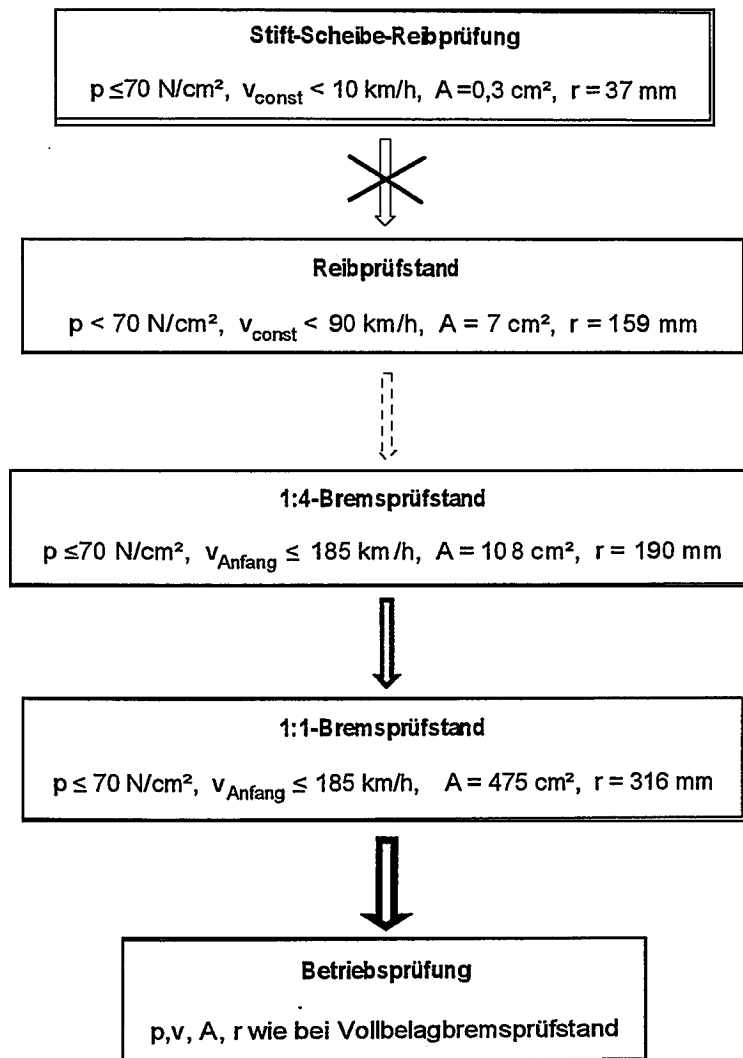


Abb. 5.7:
Korrelation der Ergebnisse unterschiedlicher Reib- und Bremsprüfungen; Anpreßdruck p , Reibgeschw. v , Belagfläche A , Reibradius r

Die Ursachen dieser Korrelationsproblematik liegen im wesentlichen in der um Größenordnungen unterschiedlichen Belagfläche A , welche bei ähnlichen Anpreßdrücken p zu stark verschiedenen Normalkräften $F_N = p \cdot A$ und damit auch zu stark unterschiedlichen Reibkräften F_R führt. Dies hebt das Coulombsche Reibgesetz, $F_R = \mu \cdot F_N$, hervor, welches nicht dem Anpreßdruck p , sondern allein der resultierenden Normalkraft F_N Bedeutung zumißt. - Dagegen ist für das an der Reiboberfläche zu erwartende Verformungsverhalten des Belagwerkstoffes allein der auftretende Spannungszustand wichtig. - Zusammen mit den teilweise stark unterschiedlichen Geschwindigkeiten v resultieren nun auch um

Größenordnungen verschiedene Reibleistungsumsätze P_R , $P_R = \mu \cdot p \cdot A \cdot v$, die die Temperaturentwicklung im System Bremsbelag-Bremsscheibe und damit das Werkstoff- sowie das Reib- und Verschleißverhalten ganz wesentlich beeinflussen.

Tab. 5.10 zeigt einen Reibleistungsvergleich der verschiedenen Prüfstände bei theoretisch angenommenen gleichen Prüfparametern mit Anpreßdruck $p = 70 \text{ N/cm}^2$, Reibgeschwindigkeit $v = 90 \text{ km/h} = 25 \text{ m/s}$ und Reibwert $\mu = 0,4$.

Prüfeinrichtung	Belagfläche A [cm ²]	Reibleistung P _R [kW]
Stift-Scheibe-Anordnung	0,3	0,21
Reibprüfstand	7,0	4,90
1:4-Bremsprüfstand	108	75,60
1:1-Bremsprüfstand	475	332,50

Tab. 5.10:
Reibleistungs-
vergleich
verschiedener
Reib/Brems-
prüfungen

Von weiterer Bedeutung ist der Unterschied zwischen Reibprüfungen bei konstanter Reibgeschwindigkeit (Stift-Scheibe-Versuch, Reibprüfstandtest) und den Bremsprüfungen bei bis auf 0 verzögerter Geschwindigkeit (1:4-, 1:1-Bremsprüfstand). Bei einer Geschwindigkeitsverzögerung resultiert eine mit der Bremsdauer abnehmende Reibleistung, die sich auf die Temperaturentwicklung im Reibsystem auswirkt, und es ist von sich ständig verändernden Verhältnissen im Reibspalt und auf den Reibpartneroberflächen auszugehen, so daß das Reib- und Verschleißverhalten nachhaltig beeinflusst werden kann.

6. Bremsverhalten von Fe- und Cu-Basis-Frictionswerkstoffen

6.1. 1:4-Bremsprüfstand, Bremsprüfprogramm und Auswertung

Da sich gezeigt hat, daß in die Praxis übertragbare Reib- und Verschleißuntersuchungen an Bremsbelagmaterialien mindestens auf einem 1:4-Bremsprüfstand ermittelt werden müssen, wurde die Prüfung aller anstehenden Beläge auf den 1:4-Bremsprüfstand der Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Entwicklungszentrum, Remscheid, verlegt. Dieser Bremsprüfstand stellt eine 1:4-Verkleinerung aller relevanten Größen einer Eisenbahnscheibenbremse dar. Die technischen Daten sind auszugsweise Tab. 6.1, 6.2 zu entnehmen.

Gleichstromantrieb	132 kW
Grundschwingmasse/ Trägheitsmoment	40 kgm ²
elektrischer Simulationsbereich	4-80 kgm ²
Drehzahl	max. 2700 U/min
Bremskraftregelung	0-100000 N

Tab. 6.1:
Technische Daten des 1:4-Bremsprüfstandes

Bremsscheibe:	
-Werkstoff	Stahl C45
-Geometrie	Ø 460 mm, Reibringdicke h 20 mm
mittlerer Reibradius r	190 mm
Bremsbelagfläche A	2*54 cm ²

Tab. 6.2: Technische Daten der
angewandten Bremse

Es wird auf einer als Bremsring ausgelegten Bremsscheibe aus Stahl C45 mit 460 mm Durchmesser und mittlerem Reibradius $r = 190$ mm beidseitig gebremst. Je 5 zylinderförmige Beläge mit 37 mm Durchmesser und ca. 18 mm Höhe werden auf zwei Trägerbleche/Belaghalter montiert, welche beidseitig auf die Bremsscheibe einwirken. Die Gesamtbelagfläche beträgt somit $2 \cdot 54 \text{ cm}^2 = 108 \text{ cm}^2$. Abb. 6.1, 6.2 zeigen Skizzen der Bremsscheibe und der Bremsbelaganordnung auf einem Trägerblech/Belaghalter.

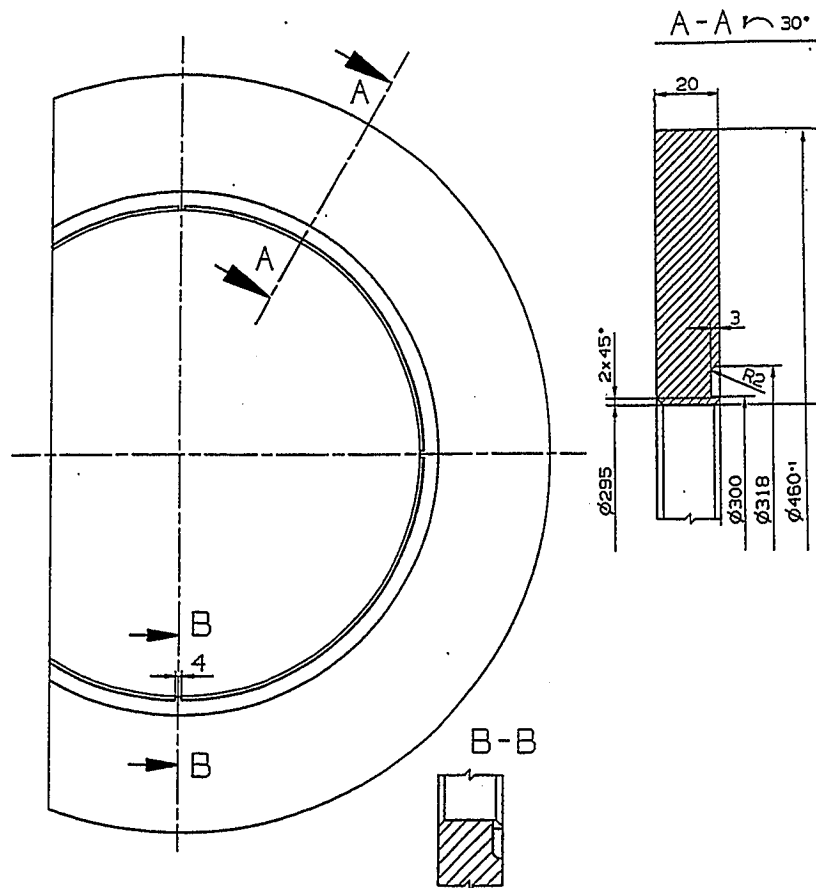


Abb. 6.1: Bremsscheibe/Bremsring des 1:4-Prüfstandes

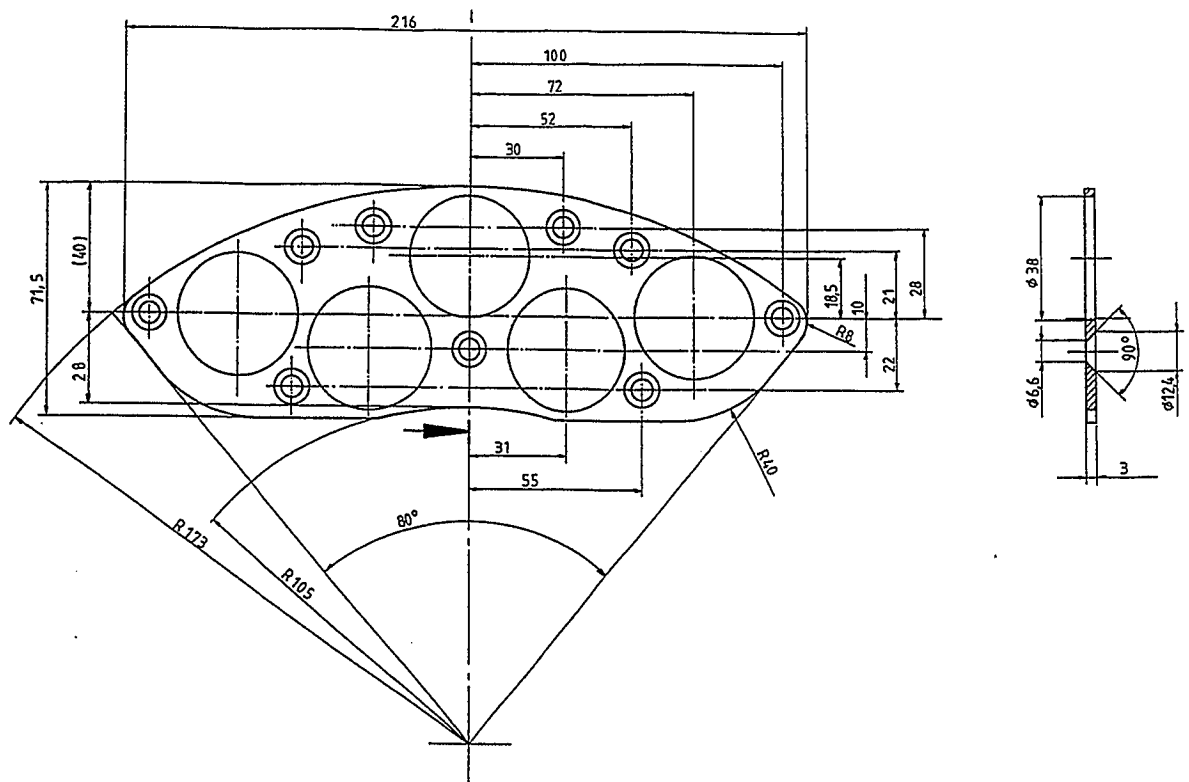


Abb. 6.2: Bremsbelaganordnung auf einem Trägerblech/Belaghalter des 1:4-Prüfstandes

Für die Bremsprüfung kommt ein Prüfprogramm des Internationalen Eisenbahnverbandes UIC (Union International des Chemins de Fer) zur Anwendung, welches zur Benutzung auf dem 1:4-Bremsprüfstand und zur Erleichterung der Prüfpraxis modifiziert wurde. (Das Originalprüfprogramm 541-3 VE Anlage 3B wird im UIC Codex 541-3 beschrieben.)

Das durchgeführte Bremsprüfprogramm ist Tab. 6.3 zu entnehmen.

Brems-Nr.			Anfangsge- schwindigkeit [km/h]	Anfangs- drehzahl [U/min]	Anpreßkraft [N]	Anpreßdruck [N/cm²]	Ausgangs- temperatur [C]
1	19	37	33	465	3200	60	100
2	20	38	50	698	3200	60	100
3	21	39	67	931	3200	60	130
4	22	40	78	1086	3200	60	165
5	23	41	89	1241	3200	60	160
6	24	42	111	1551	3200	60	130
7	25	43	33	465	1600	30	100
8	26	44	50	698	1600	30	100
9	27	45	67	931	1600	30	100
10	28	46	78	1086	1600	30	105
11	29	47	89	1241	1600	30	100
12	30	48	111	1551	1600	30	130
13	31	49	33	465	4400	82	100
14	32	50	50	698	4400	82	115
15	33	51	67	931	4400	82	165
16	34	52	78	1086	4400	82	180
17	35	53	89	1241	4400	82	210
18	36	54	111	1551	4400	82	190
55			78	1086	4400	82	240
56			111	1551	4400	82	270
57			50	698	4400	82	255
58			50	698	3200	60	100
59			50	698	4400	82	100

Tab. 6.3: Bremsprüfprogramm;

Anfangsgeschwindigkeit im Reibradius angegeben, Reibradius $r = 190 \text{ mm}$

Bem.: Die Parameter einer Bremsung finden sich in der Zeile der jeweiligen Brems-Nr.

Vor Durchführung des Prüfprogrammes wird ein Einschleifprogramm gefahren bis die Beläge ein Tragbild von 70 % aufweisen. Das Einschleifprogramm besteht in der Regel aus 50 Bremsungen bei 698 U/min Anfangsdrehzahl und einer Bremskraft von 4400 N. Das danach beginnende Prüfprogramm besteht aus insgesamt 59 Stoppbremsungen aus unterschiedlichen Anfangsdrehzahlen/Anfangsgeschwindigkeiten im Bremsradius (465, 698, 931, 1086, 1241, 1551 U/min $\Leftrightarrow$ 33, 50, 67, 78, 89, 111 km/h) bei verschiedenen Anpreßkräften/Anpreßdrücken (1600, 3200, 4400 N $\Leftrightarrow$ 30, 60, 82 N/cm²). Die erwähnten Anfangsgeschwindigkeiten im Reibradius werden bei Rad-/Zuggeschwindigkeiten zwischen 60 und 200 km/h erreicht. Nach jeder einzelnen Bremsung wird die Scheibe auf die in Tab. 6.3 angegebene Ausgangstemperatur der nächsten Bremsung abgekühlt. Diese Temperaturen liegen für die Bremsungen 1 bis 54 zwischen 100 und 210°C, für die Bremsungen 55 bis 57 zwischen 240 und 270°C, für die letzten Bremsungen 58 und 59 bei 100°C. Es werden bewußt diese gegenüber dem ursprünglichen UIC-Prüfprogramm erhöhten Ausgangstemperaturen gewählt, um damit das Reib- und Verschleißverhalten der Belagwerkstoffe noch besser auf das Niveau der Prüfung mit dem 1:1-Bremsprüfstand zu bringen.

Während jeder einzelnen Bremsung werden über die Reibkraft der momentane Reibwert, die Scheibentemperatur, die Drehzahl und die Anpreßkraft in Abhängigkeit von der Bremszeit gemessen. Die Anpreßkraft wird während einer Bremsung konstant gehalten, die Drehzahl verringert sich nahezu linear mit der Bremszeit bis auf 0.

Die Scheibentemperatur, welche über Thermoschleifkontakte gemessen wird, steigt in der Regel mit zunehmender Bremszeit an, um gegen Ende oder kurz vor Ende der Bremsung ihr Maximum zu erreichen. Mit steigendem Reibwert werden höhere Reibenergien umgesetzt, also auch höhere Scheibentemperaturen erzielt. Die höchsten Temperaturen werden bei den höchsten Anpreßkräften und Anfangsdrehzahlen bis zu ca. 350°C gemessen.

Abb. 6.3 zeigt beispielhaft die Prüfprotokollaufnahme einer einzelnen Bremsung.

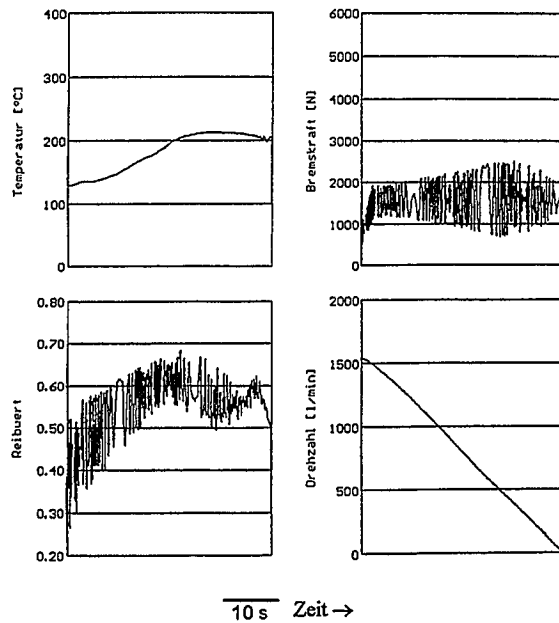


Abb. 6.3:
Reibwert-, Temperatur-, Anpreßkraft- und
Drehzahlaufnahme einer Bremsung

Die Bremszeit ist stark abhängig von den Bremsparametern Anfangsdrehzahl und Anpreßkraft. Typische, hier erzielte Bremszeiten liegen etwa zwischen 6 s (bei hoher Anpreßkraft und niedriger Anfangsdrehzahl) und 60 s (bei geringer Anpreßkraft und hoher Anfangsdrehzahl). Das entspricht Reib-/Bremswegen im Bremsradius von etwa 30 bis 930 m.

Die Bremsungen erfolgen trocken in normaler Atmosphäre bei umgebender Raumtemperatur. Aus technischen Gründen und zur Annäherung an den Praxiszustand wird immer auf der gleichen Bremsscheibe gebremst. Die Oberfläche der Bremsscheibe

bleibt zwischen den einzelnen Bremsungen unbearbeitet. Aufgrund der vorgeschalteten Einschleifbremsungen und der Vielzahl der Bremsungen eines kompletten Prüfprogramms ist diese Vorgehensweise vertretbar, da eine systemspezifische Oberfläche eingestellt wird. Die erzielten Oberflächenrauigkeiten R_a schwanken etwa zwischen 0,5 und 4,0 μm . Für die meisten, im folgenden dargestellten Prüfungen lagen sie etwa zwischen 0,6 und 1,5 μm .

Um aussagefähige Scheibenverschleißergebnisse zu erhalten, müssen sehr ausgedehnte Verschleißprüfprogramme gefahren werden, was im Rahmen der Aufgabenstellung nicht möglich ist. Es muß also auf eine Begutachtung des Scheibenverschleißes verzichtet werden.

Da ein Vergleich der für jede Belagsorte vollständig ermittelten Prüfergebnisse unpraktikabel und unübersichtlich wäre, werden die Prüfergebnisse eines vollständig durchlaufenen Prüfprogramms komprimiert. Die im wesentlichen interessierenden Größen sind der über alle Belastungsbedingungen erzielte mittlere Reibwert μ und seine Schwankungsbreite zwischen $\mu_{\min}$ und $\mu_{\max}$ sowie der Belagverschleiß W_K^* . Der mittlere Reibwert μ , im folgenden oft nur Reibwert genannt, wird aus allen mittleren Reibwerten μ_E der einzelnen Bremsungen erzielt. Der mittlere Reibwert μ_E einer einzelnen Bremsung wird aus allen Momentanreibwerten μ_M dieser Bremsung errechnet. Die Momentanreibwerte μ_M einer einzelnen Bremsung liefern den mittleren Reibwertverlauf μ_E^V während dieser Bremsung; μ_E^V ist bereinigt von den

Reibwertschwankungen der Momentanreibwerte μ_M . μ_E^V liefert ein Minimum $\mu_E^{\min}$ und ein Maximum $\mu_E^{\max}$, welche untere und obere Reibwertschwelle einer Einzelbremsung darstellen. Das Minimum aller innerhalb eines vollständig durchlaufenen Bremsprüfprogramms ermittelten unteren Reibwertschwellen $\mu_E^{\min}$ ist die untere Reibwertschwelle $\mu_{\min}$. Das Maximum aller innerhalb eines vollständig durchlaufenen Bremsprüfprogramms ermittelten oberen Reibwertschwellen $\mu_E^{\max}$ ist die obere Reibwertschwelle $\mu_{\max}$. Die Differenz zwischen $\mu_{\min}$ und $\mu_{\max}$ wird als Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$ bezeichnet. Eine Übersicht liefert hierzu Abb. 6.4.

Der Belagverschleiß wird durch Abwägen und Umrechnung als volumetrischer Verschleißkoeffizient W_K^* ($W_K^* = \frac{\text{volumetrischer Verschleiß } \Delta V}{\text{Reibenergie } E_R}$, Kap. 2.3, Formel 5)

bestimmt.

Um zusätzlich einen Eindruck zur Reibwertschwankung und zum Reibwertverlauf über die einzelnen Bremsungen innerhalb einer Prüfung nach Tab. 6.3 zu erhalten, werden stellvertretend für die 59 durchgeführten Einzelbremsungen immer drei Einzelbremsungen von hoher Anfangsgeschwindigkeit (111 km/h im Reibradius = 1551 U/min Anfangsdrehzahl) herab bei unterschiedlichen Anpreßdrücken (30, 60, 82 N/cm² = 1600, 3200, 4400 N Anpreßkraft) vorgestellt und miteinander verglichen. Diese vorgestellten Einzelbremsungen repräsentieren gut den Reibwertverlauf und die Reibwertschwankungen aller Einzelbremsungen eines Prüfdurchlaufs.

Als Zielvorstellung für eine praktische Anwendung soll der mittlere Reibwert μ etwa zwischen 0,4 und 0,5 liegen und die Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu < 0,4$, am besten so gering wie möglich, sein. Ebenso soll ein geringer Verschleiß $< 0,4 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ erzielt werden. Diese vorgestellten Werte orientieren sich an handelsüblichen Sinter- und organisch gebundenen Bremsbelägen.

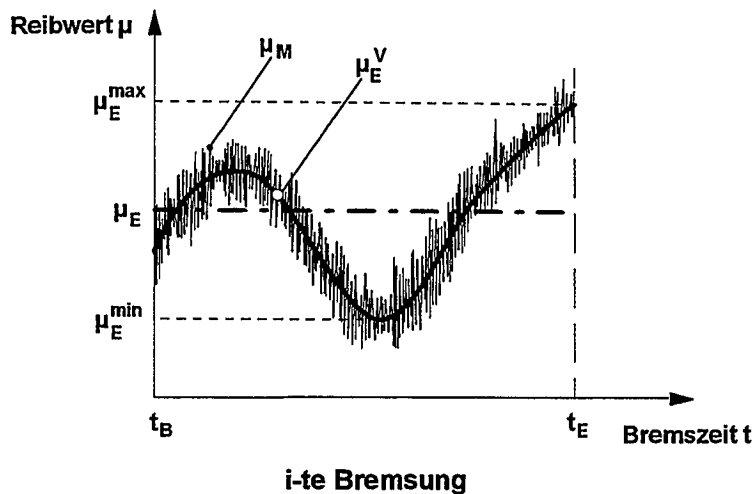


Abb. 6.4:
Übersicht zur Ermittlung der
Reibwerte und ihrer Schwan-
kungsbreiten

t_B = Bremsbeginn

t_E = Bremsende

$t_E - t_B$ = Bremszeit = Δt

μ_M = Momentanreibwert

μ_E^V = mittlerer Reibwertverlauf der Einzelbremsung, graphisch ermittelt

μ_E = mittlerer Reibwert der Einzelbremsung

μ = mittlerer Reibwert aller Bremsungen, Reibwert oder mittlerer Reibwert genannt

$$\mu_E^V = \mu_E^V(t) = \frac{1}{\varepsilon} \int_{t-\frac{\varepsilon}{2}}^{t+\frac{\varepsilon}{2}} \mu_M(t') dt'$$

wobei ε geeignet zu wählen ist

Bem.: Die graphische Ermittlung von μ_E^V entspricht einer Wahl von $\varepsilon \approx 2$ s

$$\mu_E = \frac{1}{\Delta t} \int_0^{\Delta t} \mu_M(t') dt' = \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m \mu_M(j)$$

j = Nummer des Momentanreibwertes $\mu_M(j)$ im Datenspeicher

m = Anzahl der im Datenspeicher aufgenommenen Momentanreibwerte μ_M

$$\mu = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \mu_E(i)$$

i = Bremsnummer,
hier: $i = 1 \dots 59$ (vgl. Tab. 6.3)

n = Anzahl der Bremsungen innerhalb eines Prüfdurchlaufes,
hier $n = 59$ (vgl. Tab. 6.3)

$$\mu_E^{\min} = \text{untere Reibwertschwelle einer Einzelbremsung} = \min(\mu_E^V)$$

$$\mu_E^{\max} = \text{obere Reibwertschwelle einer Einzelbremsung} = \max(\mu_E^V)$$

$$\mu_{\min} = \min(\mu_E^{\min}) = \text{Minimum aller unteren Reibwertschwellen der } n \text{ Bremsungen}$$

$$\mu_{\max} = \max(\mu_E^{\max}) = \text{Maximum aller oberen Reibwertschwellen der } n \text{ Bremsungen}$$

$$\Delta\mu = \text{Reibwertschwankungsbreite} = \mu_{\max} - \mu_{\min}$$

6.2. Bremsverhalten von Fe-Basis-Sinterbelägen

Um einen Vergleich der verschiedenen Belagvarianten zu ermöglichen wurden alle Fe-Basis-Beläge auf eine Sinterdichte von ca. 60 %TD und, sofern nicht anders erwähnt, unter den Sinterbedingungen nach Tab. 4.7 gesintert.

Zunächst soll der Einfluß der zugesetzten Graphitmenge anhand zweier Belagvarianten mit 31 und 40 Vol% grobkörnigen Graphits des Typs KS 150-600 µm untersucht werden. Als Friktionsmodifizierer wurde ein 10 Vol% Cr-Zusatz (< 74 µm) gewählt. Abb. 6.5 zeigt Reibwerte und Reibwertschwankungen nahezu unbeeinflusst. Der Reibwert liegt bei 0,39. Der Verschleiß wird durch den 40 Vol% Graphitzusatz jedoch um ca. 30 % erniedrigt. Beide Verschleißwerte sind kleiner als 0,1 cm³/kWh und damit als sehr gering einzustufen. Eine weitere Erhöhung des Graphitgehaltes ist aufgrund der abnehmenden Festigkeit des Bremsbelages kaum mehr möglich.

Nach Abb. 6.6, die Einzelbremsungen bei hohen Anfangsgeschwindigkeiten miteinander vergleicht, ergibt sich ein stetiger Reibwertanstieg über die gesamte Bremsphase, der insbesondere in der Bremsendphase drastisch zum Ausdruck kommt. Auch hier ist bei beiden Belagvarianten kein Unterschied im Reibwertverlauf festzustellen.

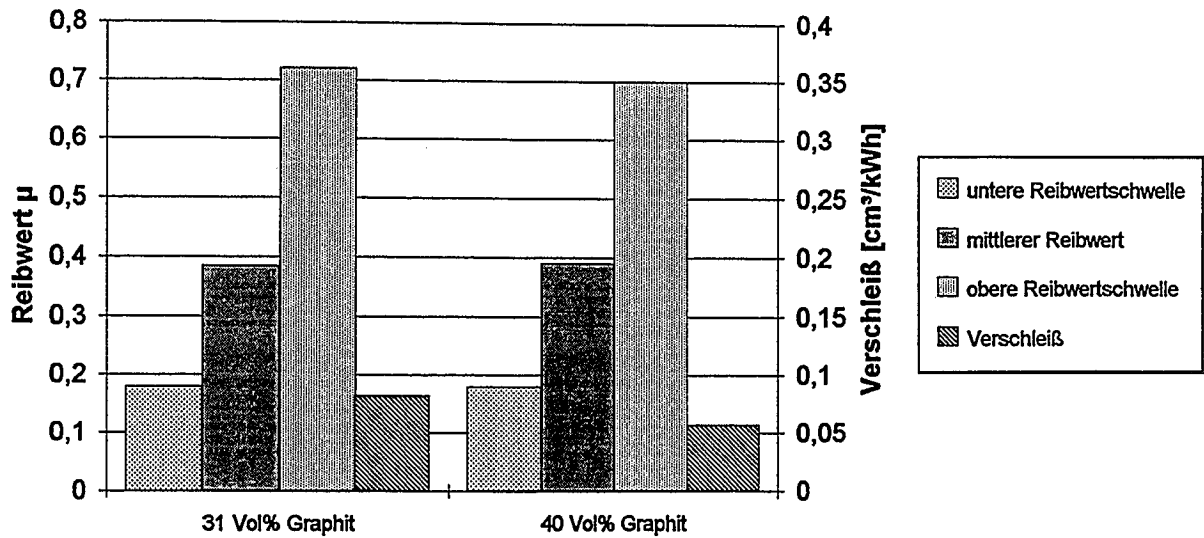


Abb. 6.5: Einfluß eines grobkörnigen Graphitgehaltes auf die Reibkennwerte von Fe-Basis-Belägen mit Graphit KS 150-600 μm , 10 Vol% Cr ($< 74 \mu\text{m}$), Rest Fe ($< 150 \mu\text{m}$)

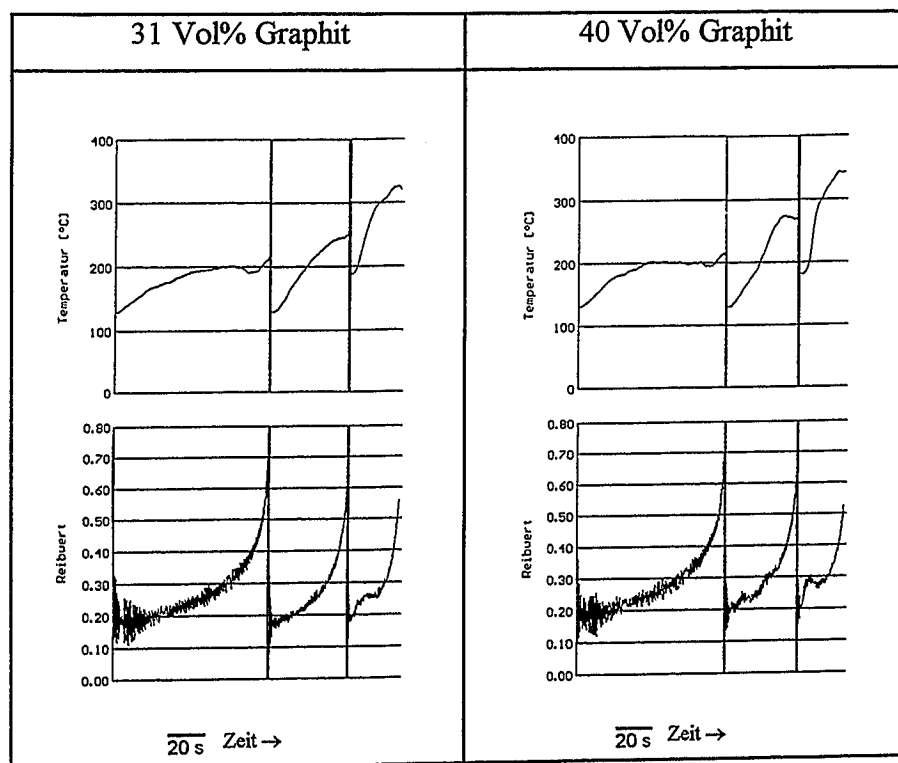


Abb. 6.6: Einfluß eines grobkörnigen Graphitgehaltes auf den Reibwertverlauf von Fe-Basis-Belägen mit Graphit KS 150-600 μm , 10 Vol% Cr ($< 74 \mu\text{m}$), Rest Fe ($< 150 \mu\text{m}$); $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

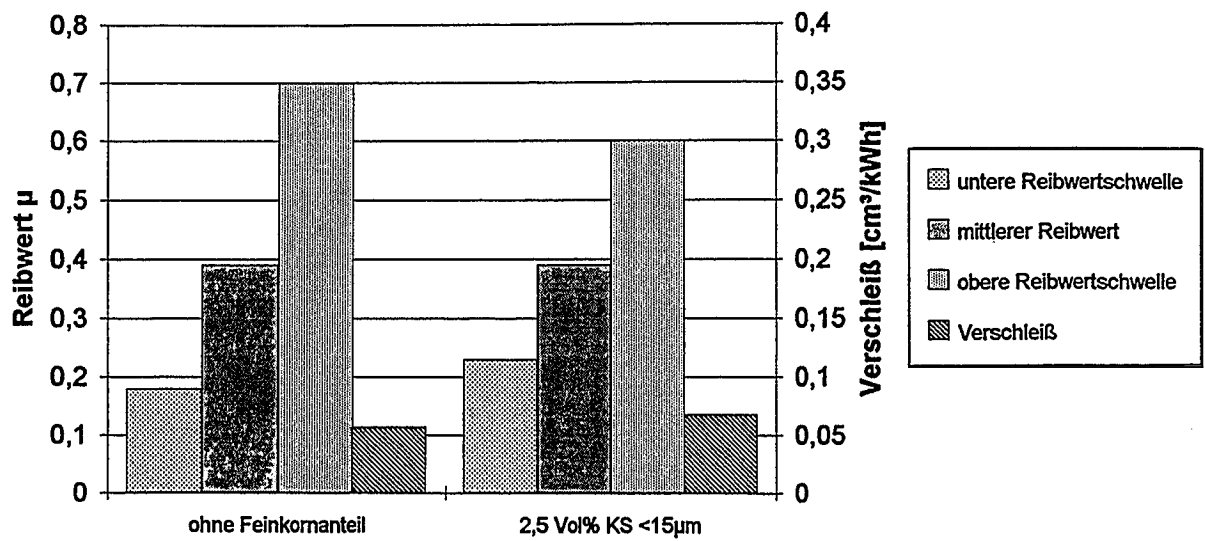


Abb. 6.7: Einfluß eines Feinkornanteils im grobkörnigen Graphitzusatz auf den Reibwertverlauf von Fe-Basis-Belägen mit
 40 Vol% Graphit: Basisanteil KS 150-600 µm, Feinanteil KS < 15 µm,
 10 Vol% Cr (< 74 µm), Rest: Fe (< 150 µm);

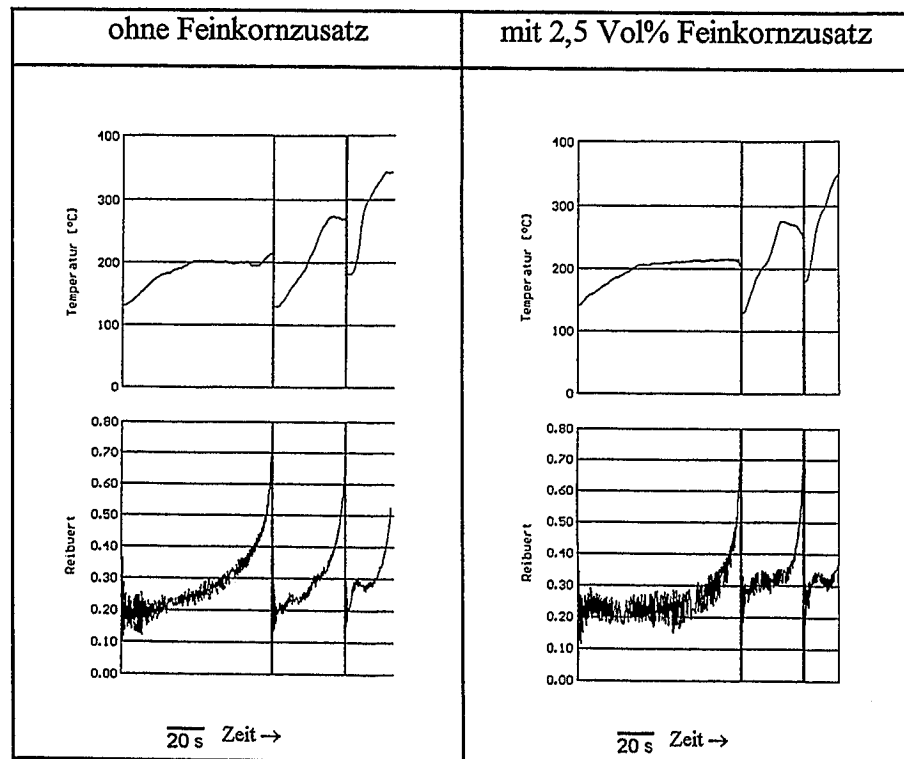


Abb. 6.8: Einfluß eines Feinkornanteils im grobkörnigen Graphitzusatz auf den Reibwertverlauf von Fe-Basis-Belägen mit
 40 Vol% Graphit: Basisanteil KS 150-600 µm, Feinanteil KS < 15 µm,
 10 Vol% Cr (< 74 µm), Rest: Fe (< 150 µm);
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

In Abb. 6.7 ist der Einfluß eines Feinkornanteils $KS < 15 \mu m$ im grobkörnigen Graphitzusatz dargestellt. Der Reibwert bleibt unverändert bei 0,39. Die Reibwertschwankungsbreite verringert sich deutlich von 0,52 auf 0,37. Der Verschleiß wird nur schwach erhöht und bleibt deutlich unter $0,1 \text{ cm}^3/\text{kWh}$.

Abb. 6.8 zeigt Einzelbremsungen der beiden Belagvarianten. Durch den Feinkornanteil im Graphit wird der Reibwert stabilisiert. Der Reibwertanstieg erfolgt erst in der letzten Bremsphase.

Die Auswirkung des Cr-Zusatzes wird in Abb. 6.9 dargestellt. Es kommen ein Fe-Basis-Belag ohne Cr-Zusatz, ein Belag mit 10 Vol% Cr-Zusatz $< 44 \mu m$ und eine Variante mit 10 Vol% Cr-Zusatz $< 74 \mu m$ zum Vergleich. Auffallend ist der relativ hohe Verschleiß des Cr-freien Belages mit $0,3 \text{ cm}^3/\text{kWh}$. Durch den 10 Vol% Cr-Zusatz $< 44 \mu m$ wird der Verschleiß nahezu halbiert. Der Cr-Zusatz $< 74 \mu m$ verringert den Verschleiß nochmals drastisch. Mit zunehmender Cr-Korngröße verbessert sich das Belagverschleißverhalten ganz erheblich, der Reibwert steigt schwach von 0,37 auf 0,39 an. Jedoch vergrößert sich die Reibwertschwankungsbreite mit steigender Cr-Korngröße stark von 0,33 auf 0,52.

Abb. 6.10 zeigt Einzelbremsungen der drei Belagvarianten. Der Anstieg der Reibwertschwankungsbreite ist deutlich zu erkennen. Durch den Cr-Zusatz wird der Reibwert teilweise bis etwa 50 % der Bremsdauer stabilisiert, steigt danach jedoch um so stärker an.

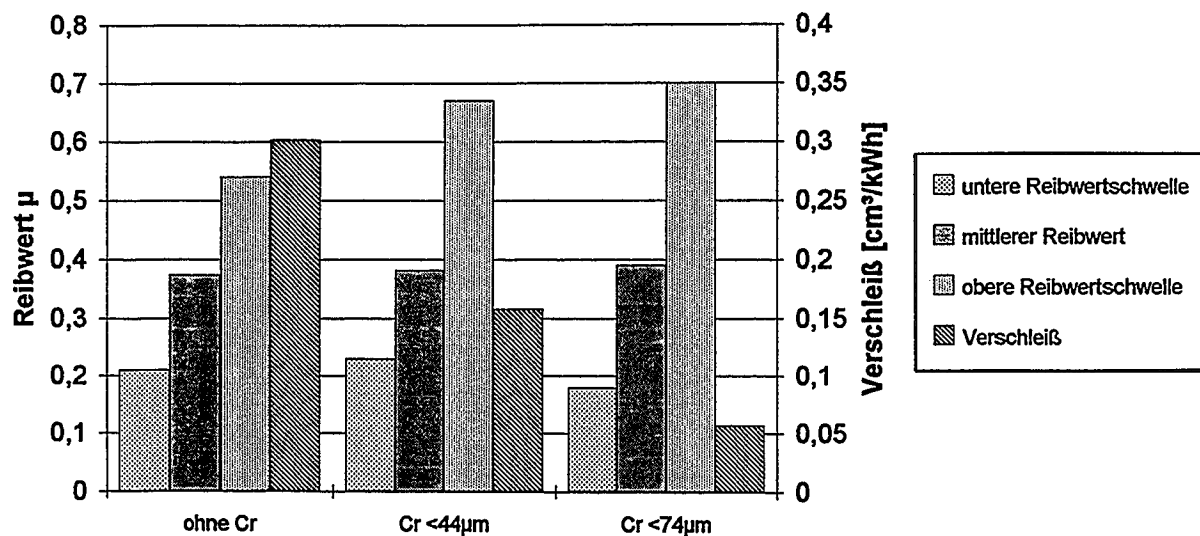


Abb. 6.9: Einfluß eines Cr-Zusatzes unterschiedlicher Körnung auf die Reibkennwerte von Fe-Basis-Belägen mit 10 Vol% Cr, 40 Vol% Graphit KS 150-600 μm , Rest: Fe (< 150 μm)

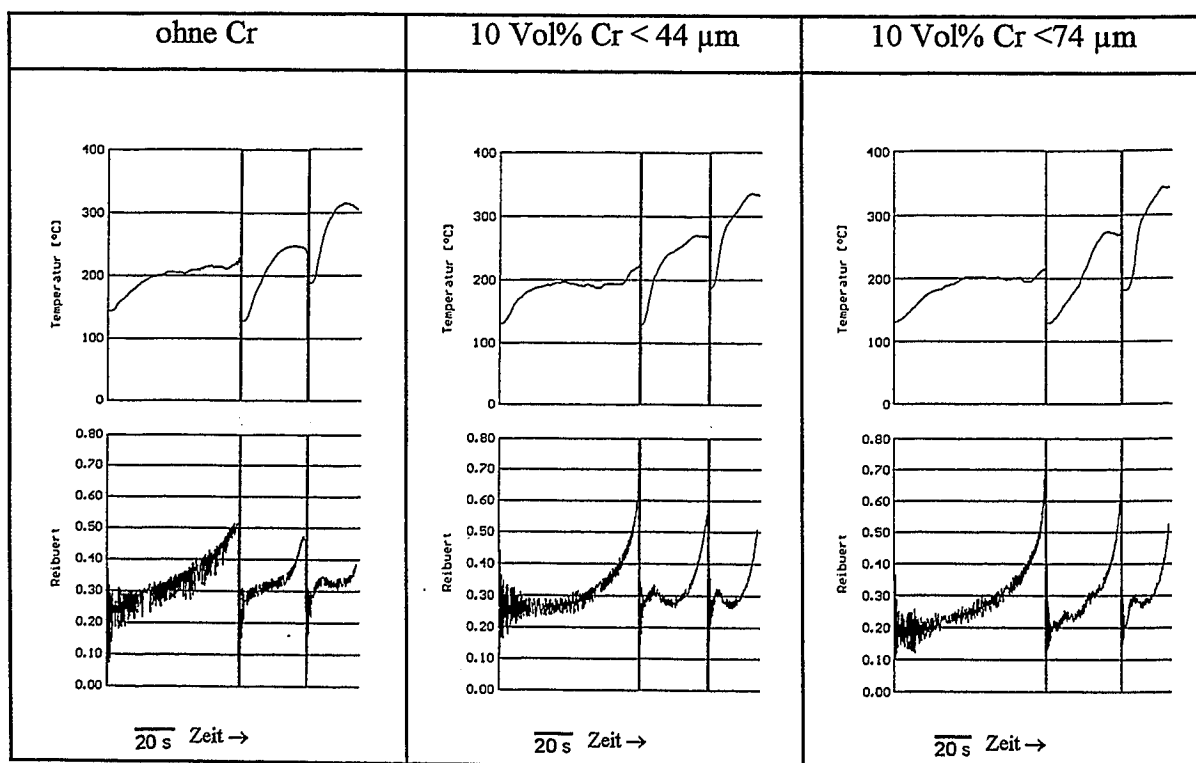


Abb. 6.10: Einfluß eines Cr-Zusatzes unterschiedlicher Körnung auf den Reibwertverlauf von Fe-Basis-Belägen mit 10 Vol% Cr, 40 Vol% Graphit KS 150-600 μm , Rest: Fe (< 150 μm); $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

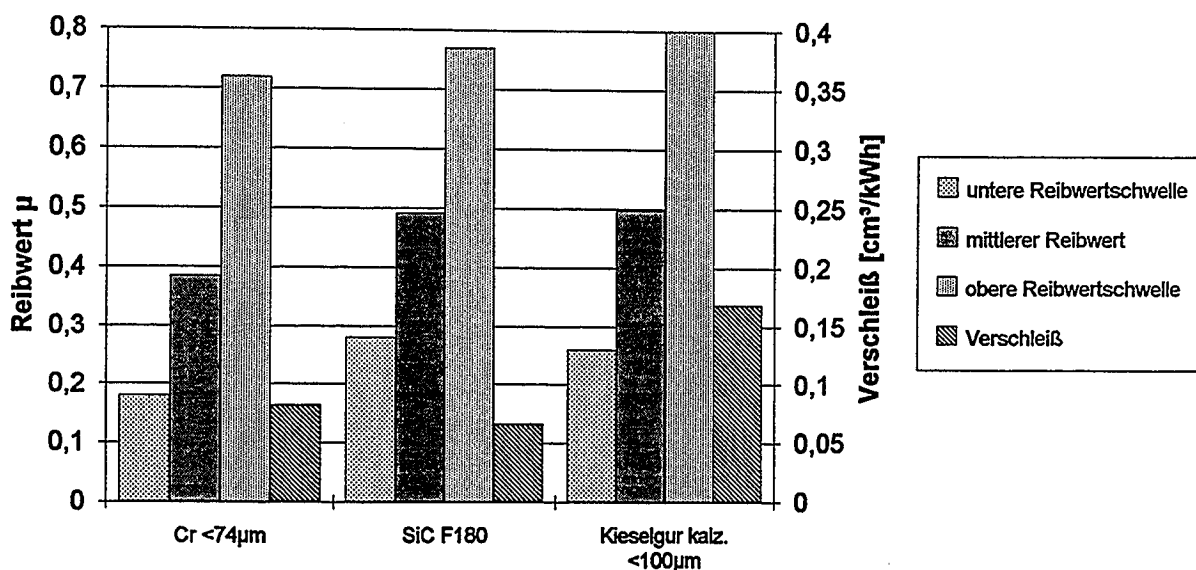


Abb. 6.11: Einfluß verschiedener Frictionsmodifizierer auf die Reibkennwerte von Fe-Basis-Belägen mit 31 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 10 Vol% Frictionsmodifizierer: Cr/SiC/Kieselgur, kalziniert, Rest: Fe (< 150 μm)

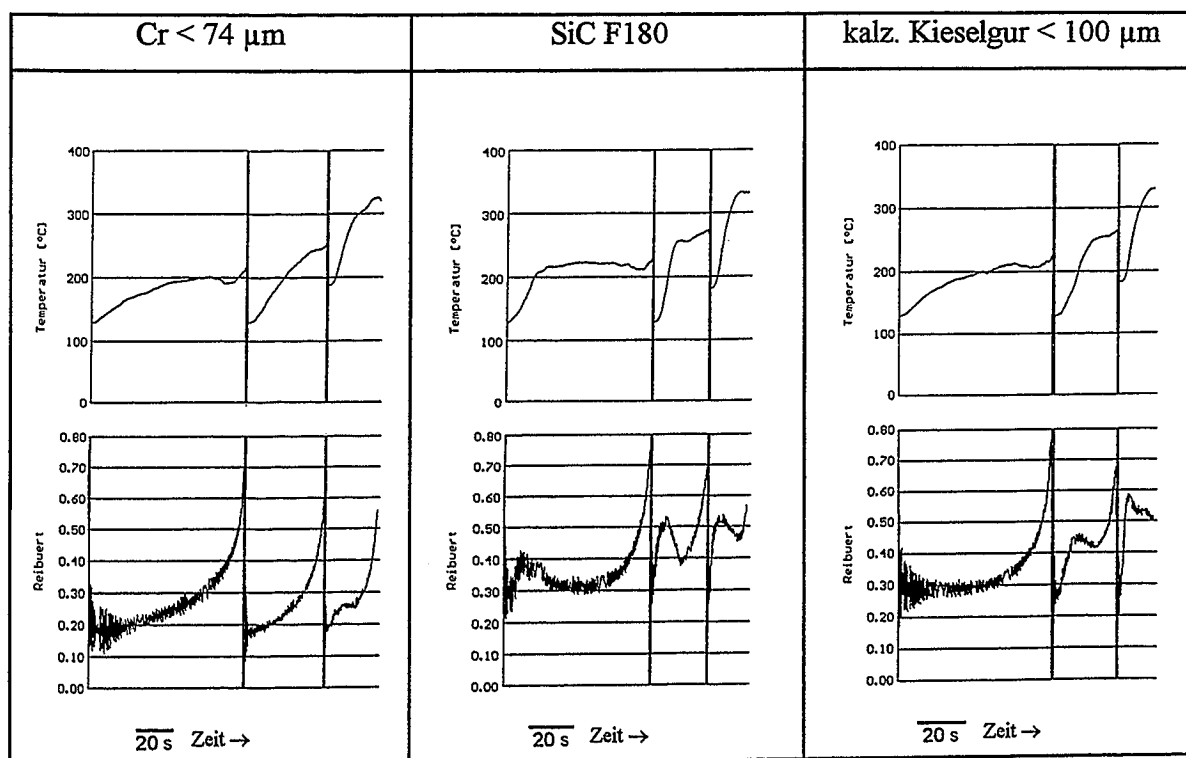


Abb. 6.12: Einfluß verschiedener Frictionsmodifizierer auf den Reibwertverlauf von Fe-Basis-Belägen mit 31 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 10 Vol% Frictionsmodifizierer: Cr/SiC/Kieselgur, kalziniert, Rest: Fe (< 150 μm);
 $V_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

Die Auswirkungen verschiedener Friktsionsmodifizierer werden in Abb. 6.11 dargestellt. Da es sich gezeigt hat, daß bei einem Anteil nichtmetallischer Phasen deutlich über 40 Vol% keine ausreichende mechanische Festigkeit des Belages vorliegt, wird der Graphitgehalt hierfür auf 31 Vol% reduziert. Es fällt auf, daß die keramischen Friktsionsmodifizierer zu einer Erhöhung des Reibwertes von 0,39 auf etwa 0,50 führen. Die Reibwertschwankungsbreiten ändern sich kaum und liegen bei etwa 0,5 recht hoch. Der SiC-Zusatz bewirkt niedrigsten, der Kieselgur-Zusatz höchsten Verschleiß.

Ein Vergleich von Einzelbremsungen obiger Beläge zeigt eine Destabilisierung des Reibwertverlaufs in Form eines anfänglich starken Anstiegs mit anschließendem Ausbauchen zu niedrigeren Reibwerten für den Zusatz der keramischen Friktsionsmodifizierer (Abb. 6.12). Diese Destabilisierung fällt bei Kieselgurzusatz schwächer aus als bei SiC-Zusatz.

Der Einfluß verschiedener Sinterbedingungen auf die Reibkennwerte wird in den Abb. 6.13, 6.14 dargestellt. Reine Fe-Graphit-Beläge (Abb. 6.13) weisen bei höherer Sintertemperatur und längerer Sinterzeit eine leichte Reibwerterhöhung von 0,37 auf 0,42 auf. Die Reibwertschwankungen fallen für die Variante geringerer Sintertemperatur und Sinterzeit mit $\Delta\mu = 0,33$ deutlich niedriger aus, was auch in Abb. 6.14 zum Ausdruck kommt. Der Verschleiß dieses Belagtyps ist jedoch mit $0,3 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ relativ hoch. Durch Erhöhung der Sintertemperatur und -zeit wird der Verschleiß um 50 % reduziert.

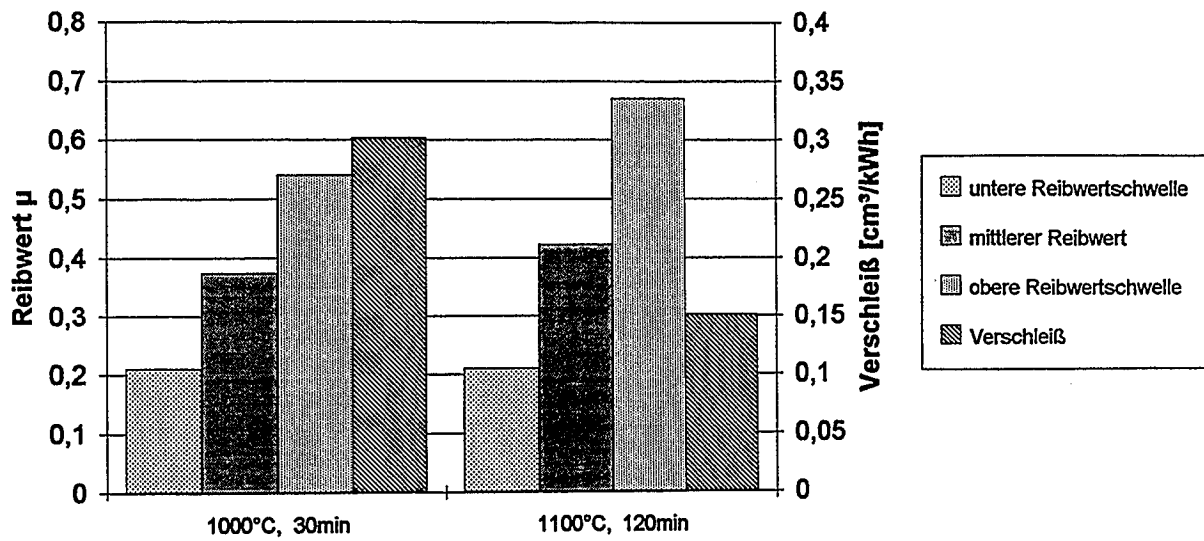


Abb. 6.13: Einfluß der Sinterbedingungen auf die Reibkennwerte von Fe-Graphit-Belägen mit 40 Vol% Graphit KS 150-600 μm , Rest: Fe < 150 μm

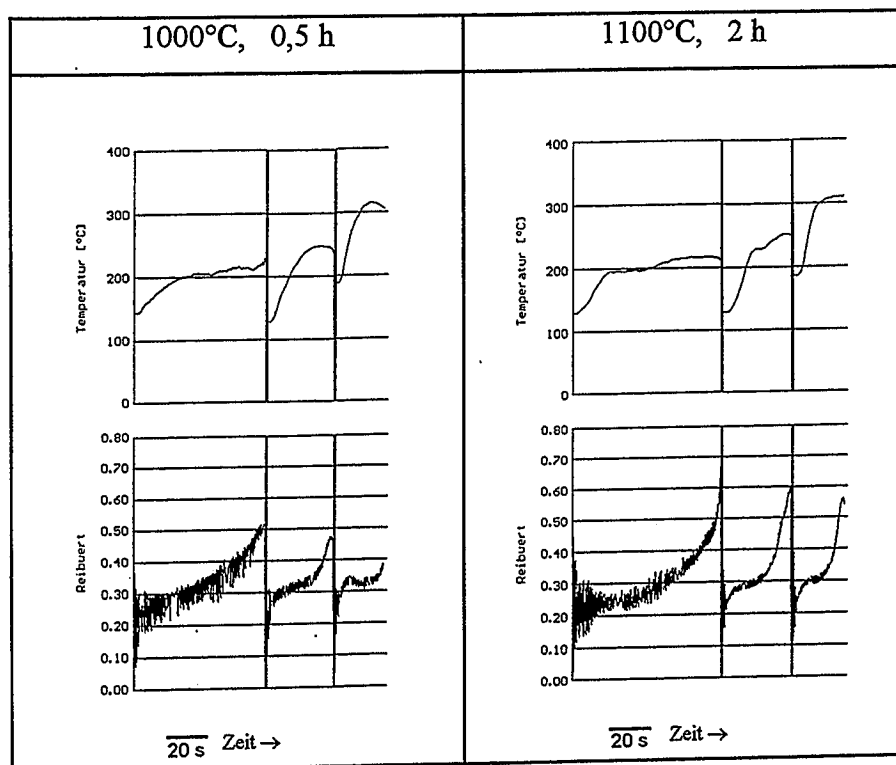


Abb. 6.14: Einfluß der Sinterbedingungen auf den Reibwertverlauf von Fe-Graphit-Belägen mit 40 Vol% Graphit KS 150-600 μm , Rest: Fe < 150 μm ;
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

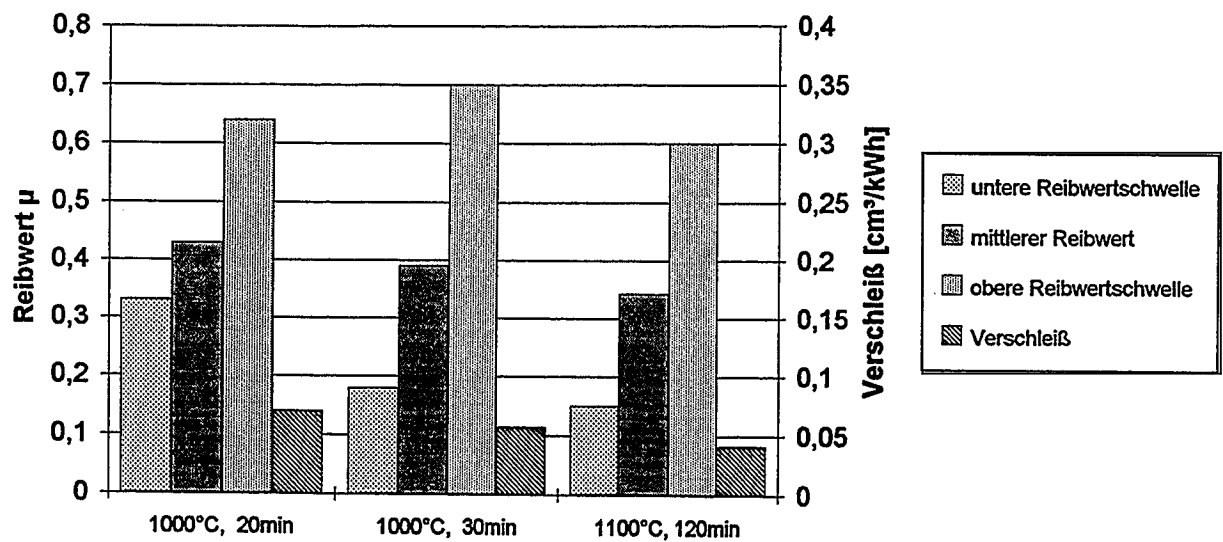


Abb. 6.15: Einfluß der Sinterbedingungen auf die Reibkennwerte von Fe-Cr-Graphit-Belägen mit 40 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 10 Vol% Cr ($< 74 \mu\text{m}$), Rest: Fe ($< 150 \mu\text{m}$)

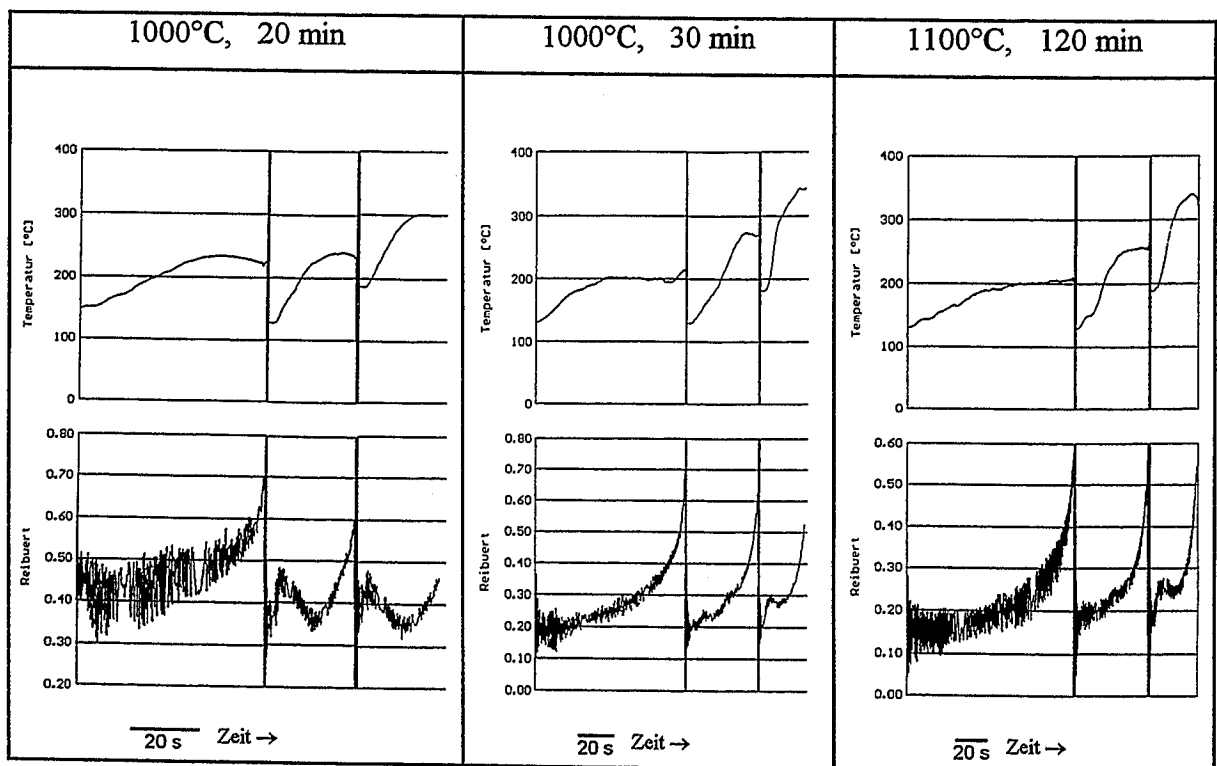


Abb. 6.16: Einfluß der Sinterbedingungen auf den Reibwertverlauf von Fe-Cr-Graphit-Belägen mit 40 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 10 Vol% Cr ($< 74 \mu\text{m}$), Rest: Fe ($< 150 \mu\text{m}$);
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$;
 Achtung: unterschiedliche Maßstäbe der Reibwertachsen!

Abb. 6.15 zeigt Fe-Graphit-Cr-Beläge bei unterschiedlichen Sinterbedingungen. Mit Erhöhung der Sinterzeit und -temperatur wird hier eine Reibwerterniedrigung von 0,43 bis auf 0,34 und ebenso eine Verschleißreduzierung bei allgemein sehr guten Verschleißwerten von 0,07 auf 0,04 cm³/kWh festgestellt. Die Variante schwächster Versinterung liefert die geringste Reibwertschwankung mit $\Delta\mu = 0,31$. Dieses Verhalten wird durch Abb. 6.16 näher erläutert. Tendenziell weisen Verschleiß und Reibwertschwankungsbreite (Abb. 6.15) Parallelen zu den Ergebnissen der Fe-Graphit-Beläge aus Abb. 6.13 auf.

6.3. Bremsverhalten von Cu-Basis-Sinterbelägen

Um auch hier einen Vergleich der verschiedenen Cu-Basis-Belagvarianten untereinander zu ermöglichen, wurden, sofern nicht anders erwähnt, alle Beläge auf eine Dichte von ca. 55 %TD bei gleichen Sinterbedingungen gesintert. Die Sinterung erfolgte, wenn nicht explizit beschrieben, gemäß den Bedingungen aus Tab. 4.6.

Abb. 6.17 zeigt eine Studie der Reibkennwerte bei unterschiedlichen Mengenzusätzen von 16 bis 29 Vol% eines grobkörnigen Graphits. Mit steigendem Graphitgehalt erhöht sich der Reibwert von 0,40 auf 0,50, der Verschleiß von 0,005 auf 0,064 cm³/kWh, die Reibwertschwankungsbreite verringert sich von $\Delta\mu \approx 0,43$ auf $\Delta\mu = 0,35$. Dies wird in den Reibwertverläufen (Abb. 6.18) anhand des stark verringerten Reibwertanstiegs gegen Bremsende für die Belagvariante höchsten Graphitgehaltes veranschaulicht.

Der Reibwert zeigt für die dargestellten Belagvarianten einen verzerrten sinusförmigen Verlauf; einem starken Reibwertanstieg zu Bremsbeginn folgt ein Reibwertabfall, der gegen Bremsende wiederum von einem starken Anstieg abgelöst wird.

Die maßgeblichen Änderungen der Reibkennwerte vollziehen sich im Bereich zwischen 23 und 29 Vol% Graphitgehalt. Zwischen 16 und 23 Vol% Graphitzusatz sind nur geringfügige Änderungen festzustellen.

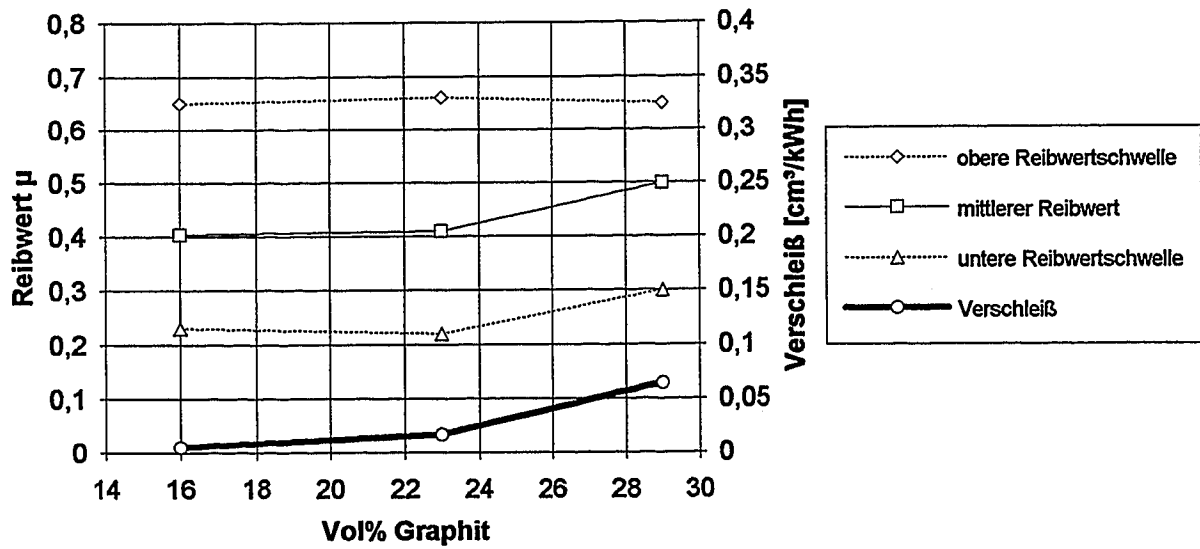


Abb. 6.17: Einfluß eines grobkörnigen Graphitgehaltes auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8

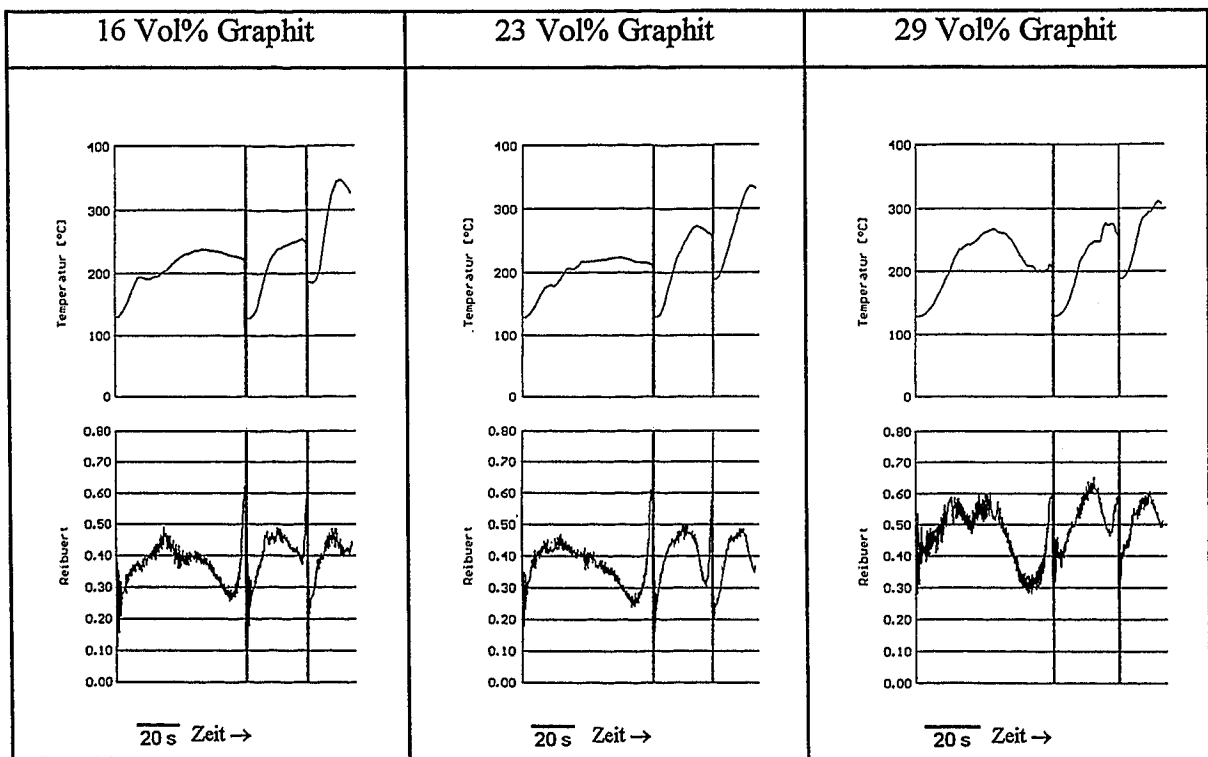


Abb. 6.18: Einfluß eines grobkörnigen Graphitgehaltes auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8;
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

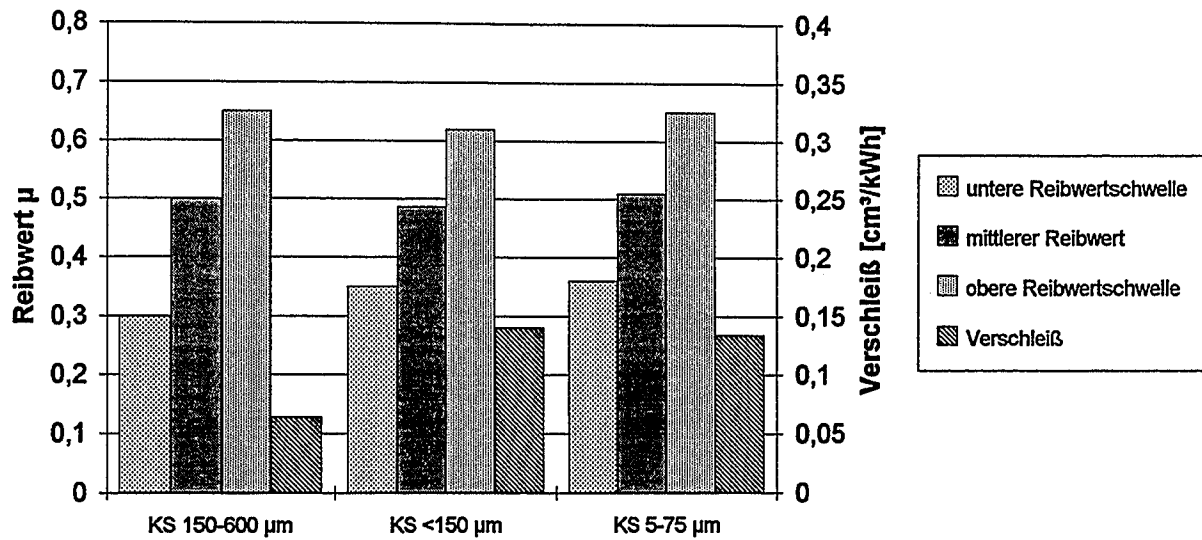


Abb. 6.19: Einfluß der Graphitkörnung auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS-Typ, 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8

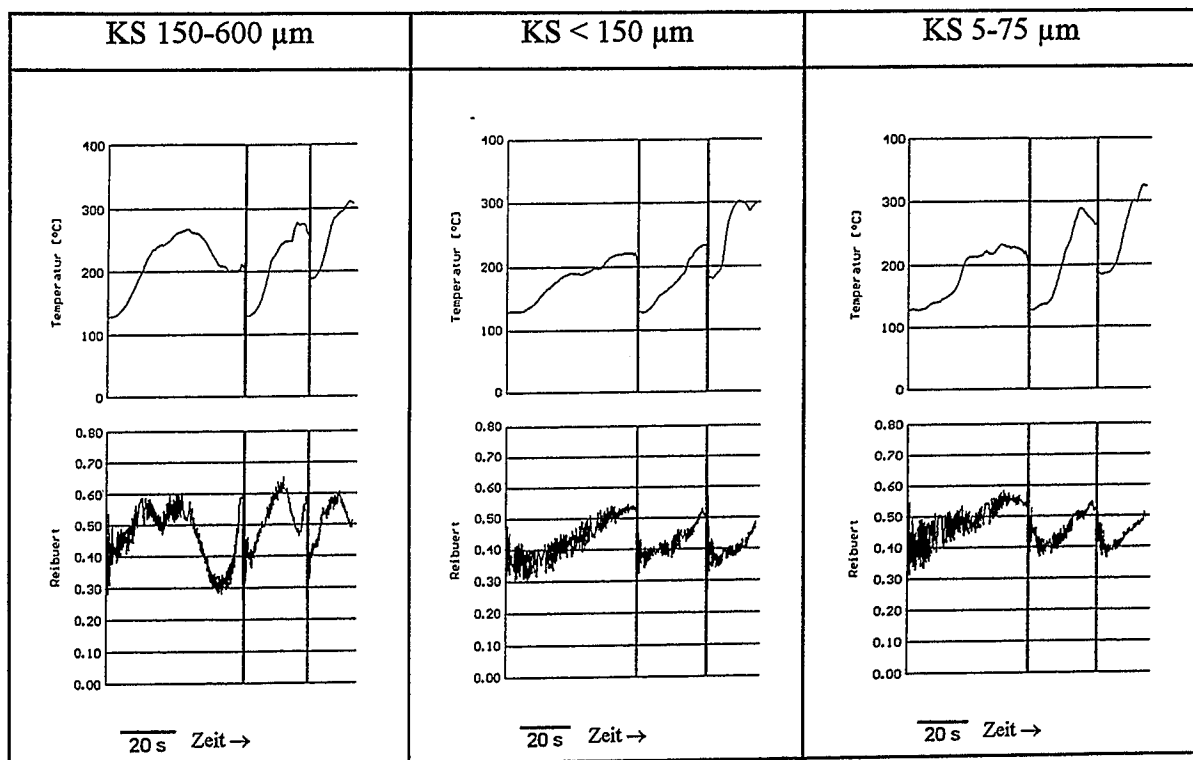


Abb. 6.20: Einfluß der Graphitkörnung auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis- Belägen mit 29 Vol% Graphit KS-Typ, 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8;
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

Der Einfluß verschiedener Graphitkörnungen auf die Reibkennwerte wird in Abb. 6.19 beschrieben. Die Höhe des Reibwertes liegt unabhängig von der Graphitkörnung um 0,50. Die Reibwertschwankungsbreite ist für den grobkörnigen Graphitzusatz mit $\Delta\mu = 0,35$ um 25 % höher als für die feinkörnigeren Graphitzusätze, der Verschleiß liegt jedoch mit $0,064 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ um 50 % unter dem der Varianten mit feinkörnigerer Graphitzugabe. Unter den Belägen mit den Graphitzugaben $\text{KS} < 150 \text{ }\mu\text{m}$ und $\text{KS } 5\text{-}75 \text{ }\mu\text{m}$ läßt sich kaum ein Unterschied im Reibverhalten ausmachen. Dies kommt auch in den Reibwertverläufen von Abb. 6.20 zum Ausdruck. Im wesentlichen wird für beide Varianten ein über die Bremsdauer ansteigender Reibwert festgestellt. Dagegen zeigt der Belag mit dem grobkörnigen Graphitzusatz das schon in Abb. 6.18 beschriebene Verhalten eines sinusartigen Reibwertverlaufs mit Reibwertanstieg bei Bremsbeginn, darauffolgendem Reibwertabfall und nochmaligem starken Anstieg gegen Bremsende.

Der Einfluß feinkörniger Graphitzusätze auf die Reibkennwerte wird in Abb. 6.21 dargestellt. Als Basisgraphit wurde hier der etwas härtere Graphittyp T 150-600 μm eingesetzt. Die Sinterdichte lag für die Varianten mit Graphitfeinkornanteil bei 60 %TD, bei der Variante ohne Feinkornanteil bei 55 %TD. Dennoch sollte zumindest ein tendenzieller Vergleich unternommen werden. Durch den Feinkornanteil werden Reibwert und Verschleiß erhöht, die Reibwertschwankungsbreite wird verringert, und zwar umso stärker, je größer der Feinkornanteil. Dies wird auch aus den Reibwertverläufen in Abb. 6.22 ersichtlich. Der stark wellen- oder sinusförmige Verlauf wird eingeglättet.

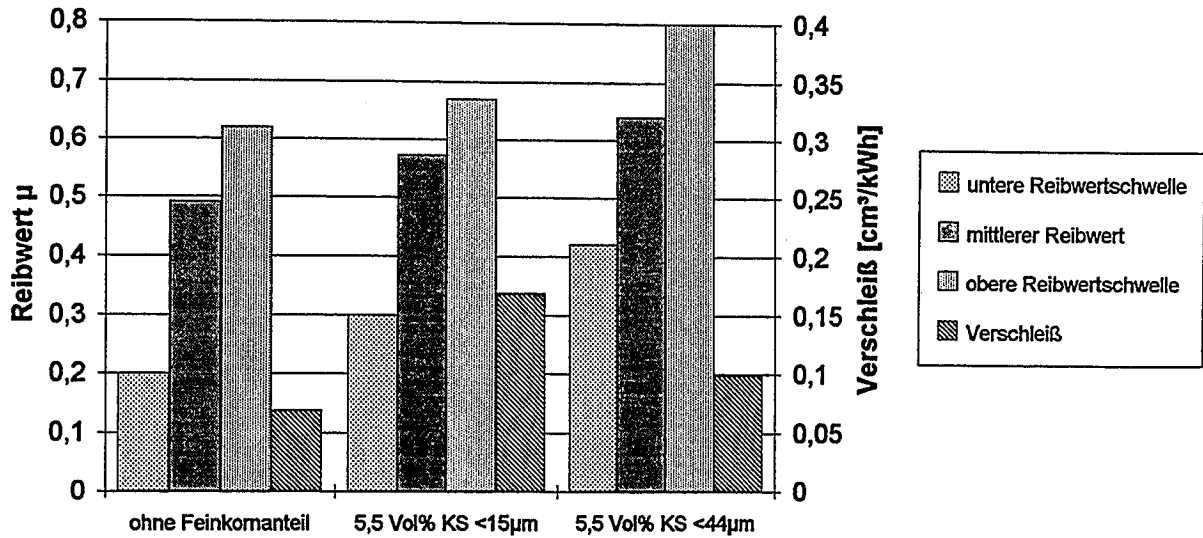


Abb. 6.21: Einfluß eines feinkörnigen Graphitzusatzes auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit: Basisanteil T 150-600 μm, Feinanteil KS < 15 μm / KS < 44 μm, 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 71 μm) im Massenverhältnis 92:8

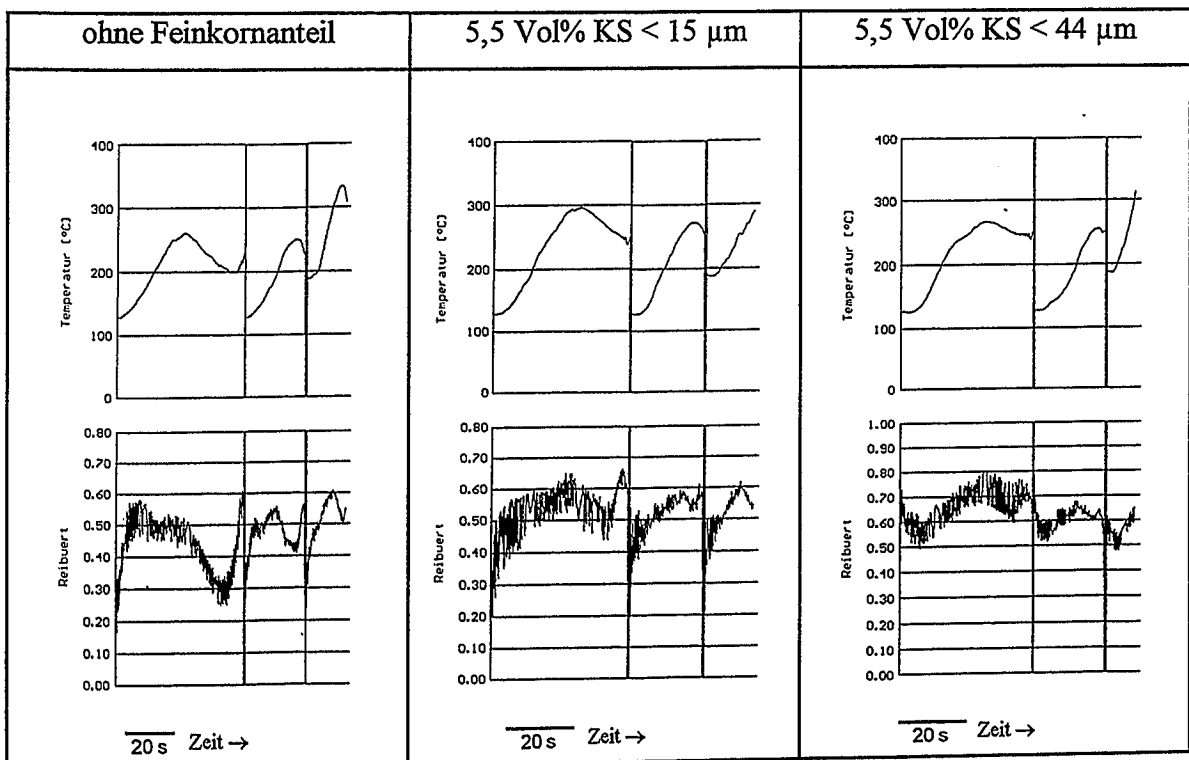


Abb. 6.22: Einfluß eines feinkörnigen Graphitzusatzes auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit: Feinanteil KS < 15 μm / KS < 44 μm, Basisanteil T 150-600 μm, 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 71 μm) im Massenverhältnis 92:8; $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$; Achtung: unterschiedliche Maßstäbe der Reibwertachsen!

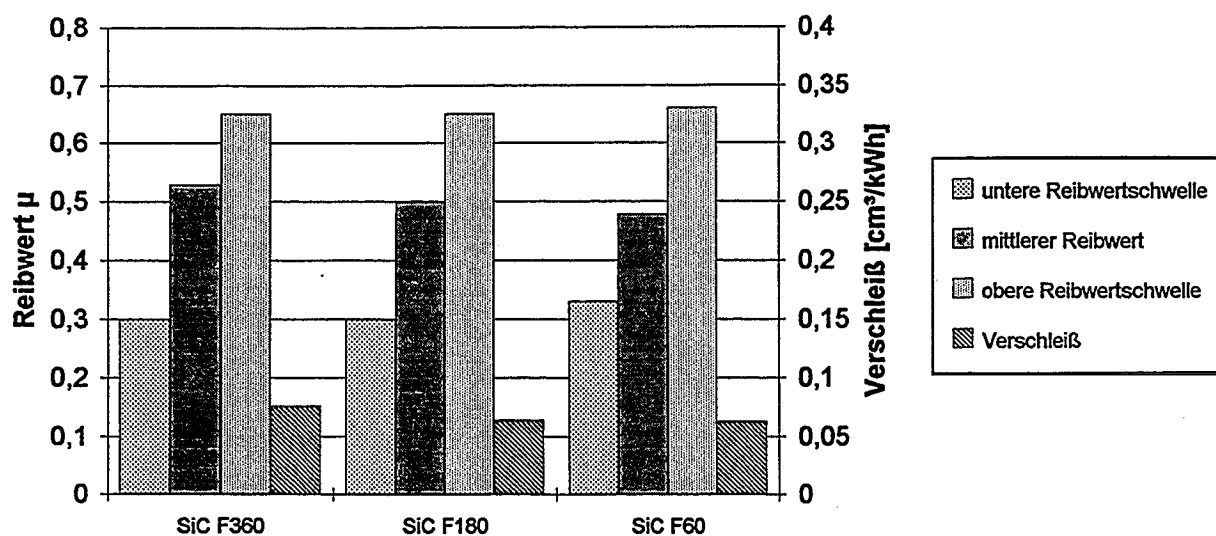


Abb. 6.23: Einfluß der SiC-Körnung auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC, Rest: Cu ($< 63 \mu\text{m}$) : Sn ($< 44 \mu\text{m}$) im Massenverhältnis 92:8

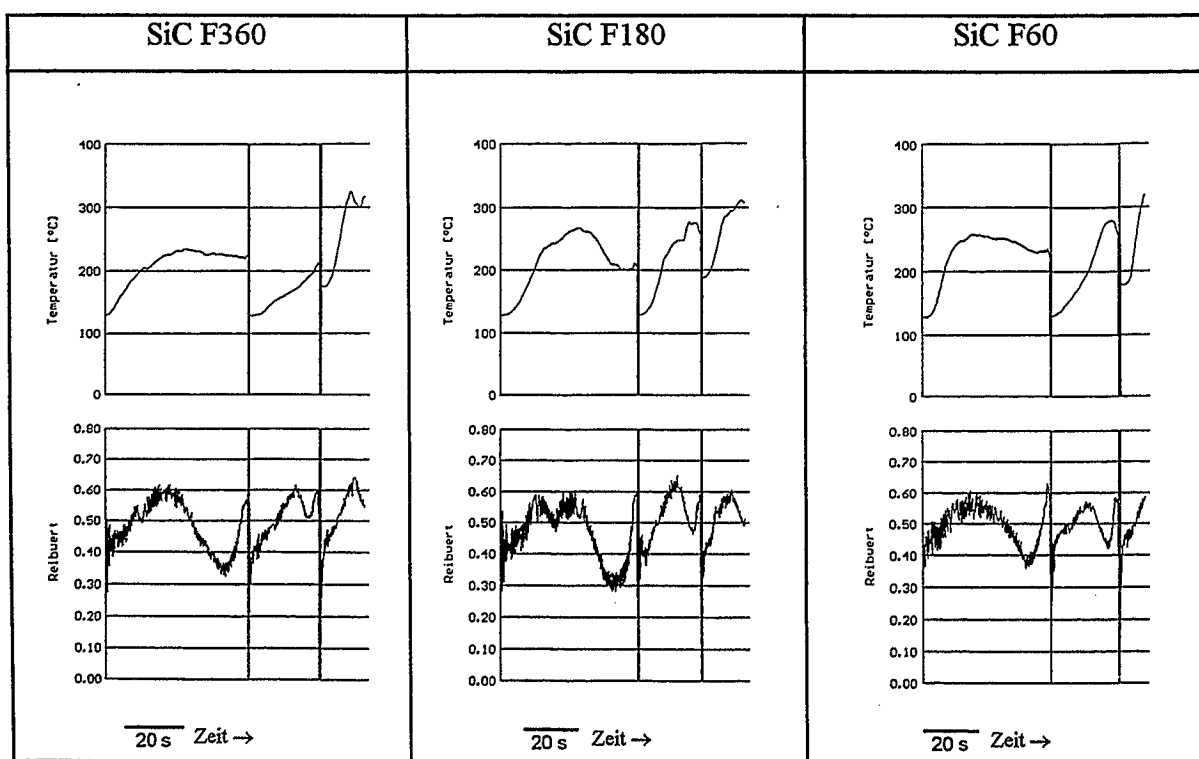


Abb. 6.24: Einfluß der SiC-Körnung auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC, Rest: Cu ($< 63 \mu\text{m}$) : Sn ($< 44 \mu\text{m}$) im Massenverhältnis 92:8; $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

Abb. 6.23 zeigt nur geringe Auswirkungen unterschiedlicher SiC-Körnungen. Mit steigender Korngröße wird ein schwacher Reibwertabfall von 0,53 auf 0,48 und eine geringe Verschleißreduzierung im Verschleißbereich um $0,07 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ erzielt. Die Reibwertschwankungsbreite und der Reibwertverlauf (Abb. 6.24) verändern sich kaum.

Der Einfluß zweier verschiedener Kieselgure auf die Reibkennwerte wird in Abb. 6.25 demonstriert. Es kam ein Kieselgur $< 63 \text{ }\mu\text{m}$ und ein härterer, kalzinierter Kieselgur $< 100 \text{ }\mu\text{m}$ zum Einsatz. Die Belagvariante mit kalziniertem Kieselgur erzielt mit 0,54 einen um 25 % höheren Reibwert als der Belag mit dem feinkörnigeren, unkalzinierten Kieselgurzusatz. Der Verschleiß beider Belagvarianten liegt um $0,15 \text{ cm}^3/\text{kWh}$; der kalzinierte Kieselgurzusatz bewirkt etwas niedrigeren Verschleiß. Die Reibwertschwankungsbreite beider Belagvarianten unterscheidet sich nur unwesentlich. Allerdings bewirkt der kalzinierte Kieselgurzusatz $< 100 \text{ }\mu\text{m}$ einen stabileren Reibwertverlauf über die Einzelbremsung (Abb. 6.26).

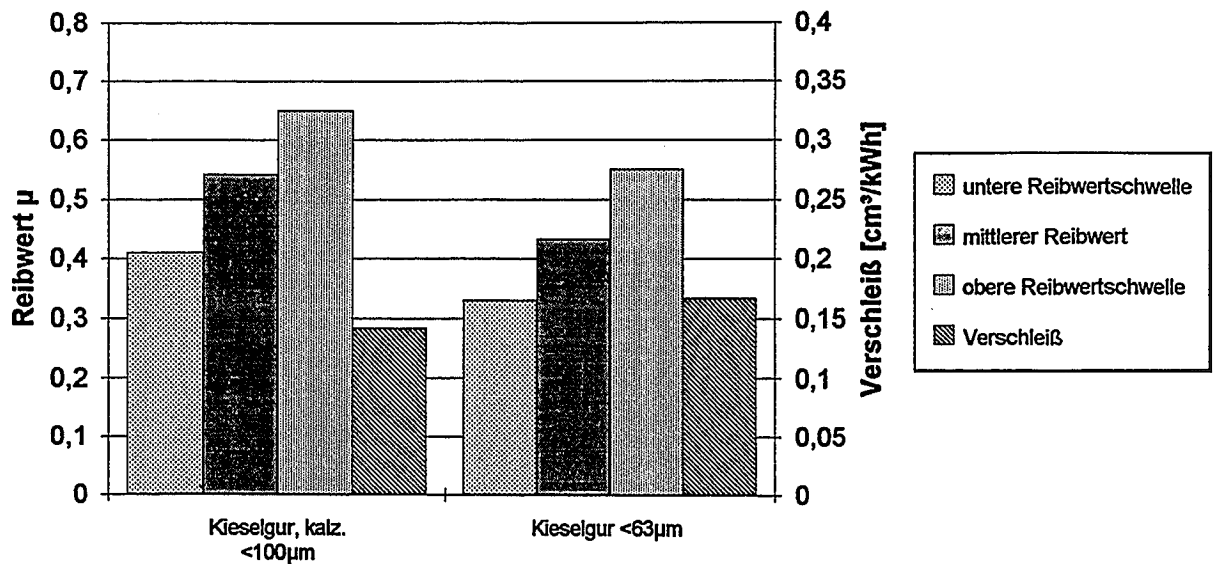


Abb. 6.25: Einfluß verschiedener Kieselgure auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% Kieselgur, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8

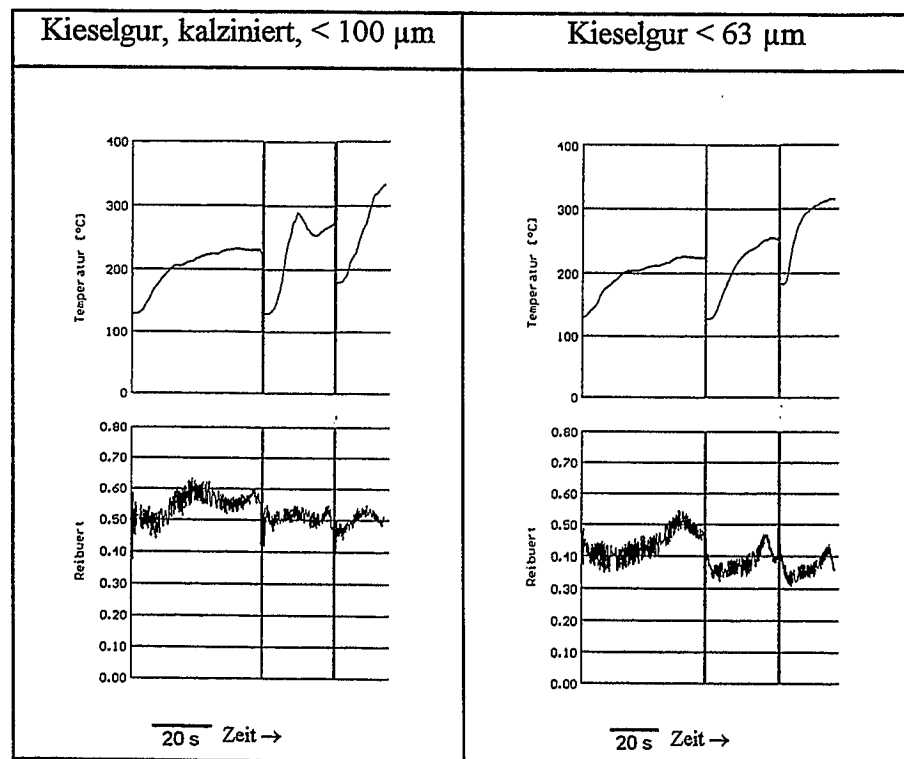


Abb. 6.26: Einfluß verschiedener Kieselgure auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% Kieselgur, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8; $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

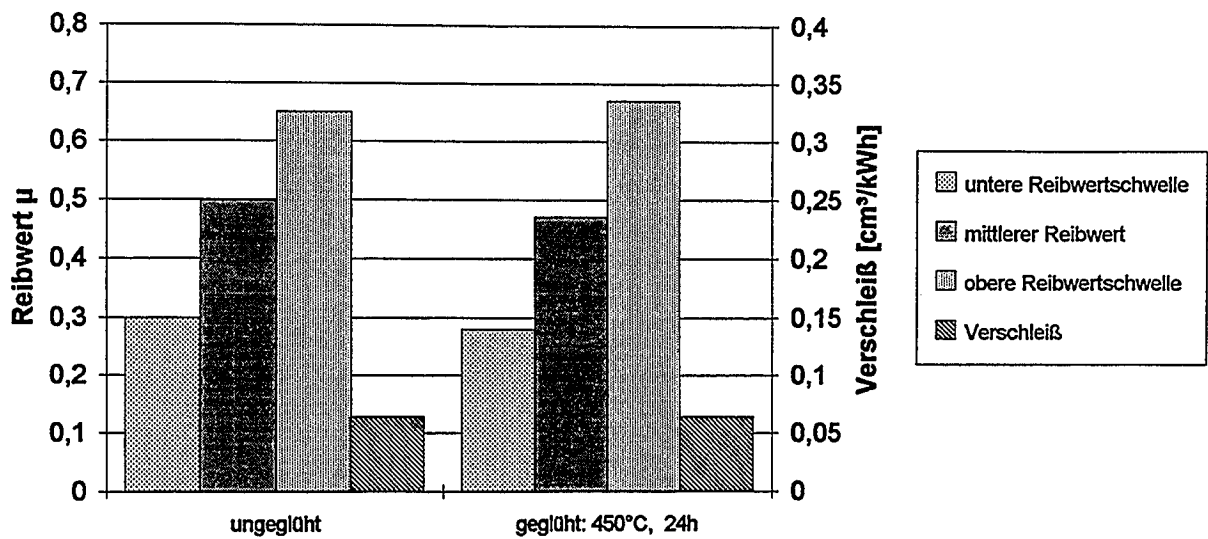


Abb. 6.27: Einfluß einer oxidierenden Glühung auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu ($< 63 \mu\text{m}$) : Sn ($< 44 \mu\text{m}$) im Massenverhältnis 92:8

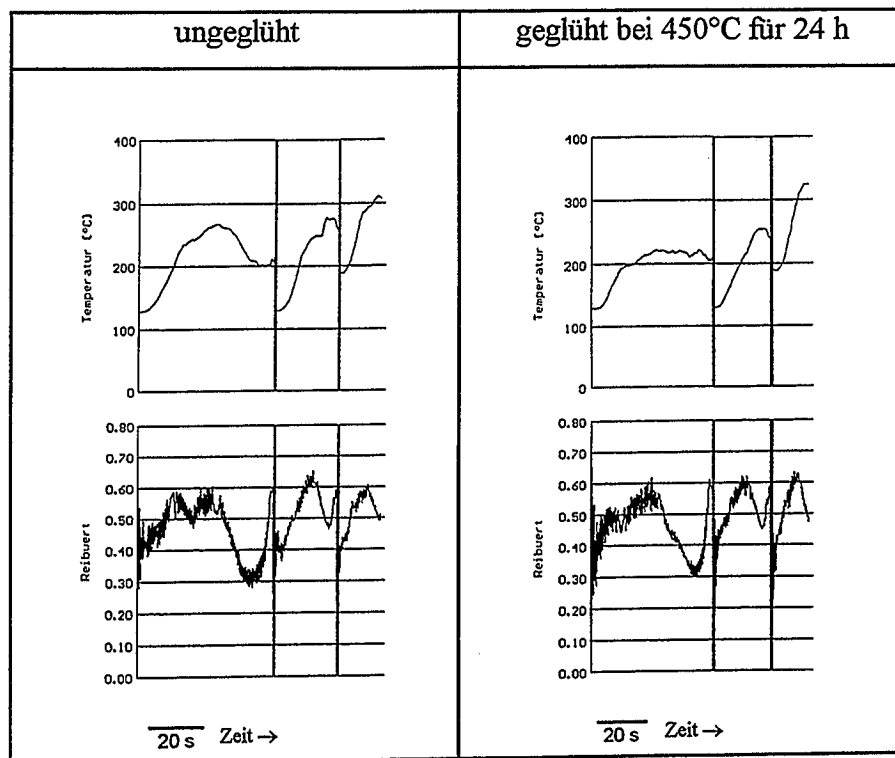


Abb. 6.28: Einfluß einer oxidierenden Glühung auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu ($< 63 \mu\text{m}$) : Sn ($< 44 \mu\text{m}$) im Massenverhältnis 92:8
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

Um die Auswirkungen einer oxidierenden Glühbehandlung auf das Bremsverhalten zu untersuchen, wurden eine ungeglühte und eine identisch hergestellte, aber für 24 h bei 450°C unter Luft geglühte Belagversion getestet. Nach Abb. 6.27, 6.28 liefern beide Beläge nahezu gleiches Bremsverhalten. Der Reibwert des ungeglühten Belages wird durch die Glühbehandlung leicht reduziert, die Reibwertschwankungsbreite nur schwach erhöht. Der Verschleiß beider Beläge ist exakt gleich.

Abb. 6.29 zeigt den Einfluß zweier eingesetzter unterschiedlicher Sn-Körnungen. Während die Höhe des Reibwertes und des Verschleißes unbeeinflusst bleiben ($\mu \approx 0,5$, $W_K^* \approx 0,09 \text{ cm}^3/\text{kWh}$) wird mit der feineren Sn-Körnung eine deutliche Verringerung der Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$ von 0,33 auf 0,22 erreicht. Abb. 6.30 stellt gleichartige Reibwertverläufe beider Belagvarianten dar.

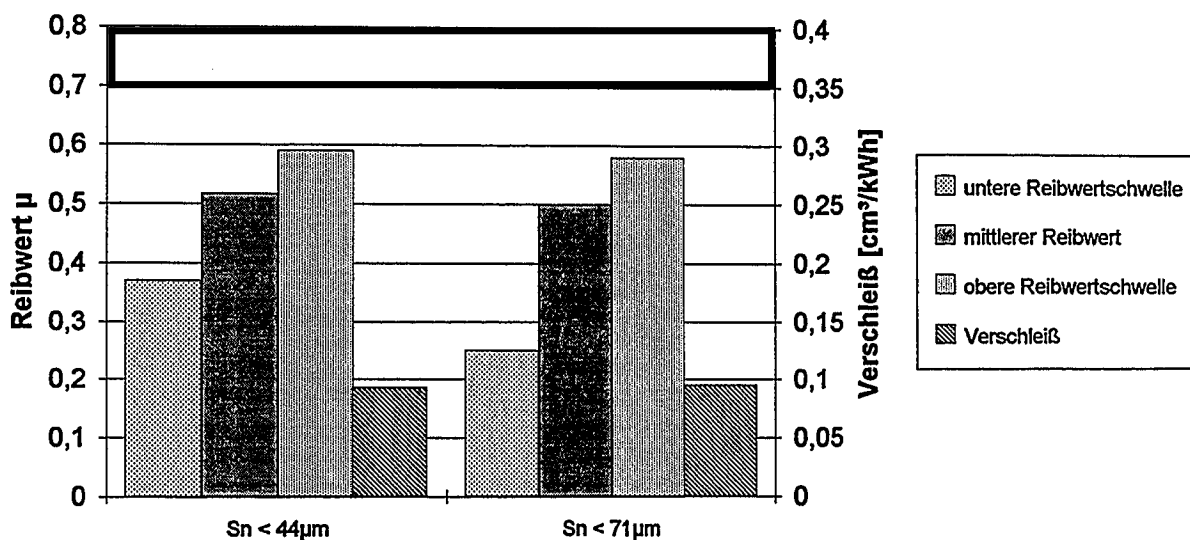


Abb. 6.29: Einfluß verschiedener Sn-Körnungen auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm, 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm / < 71 μm) im Massenverhältnis 92:8

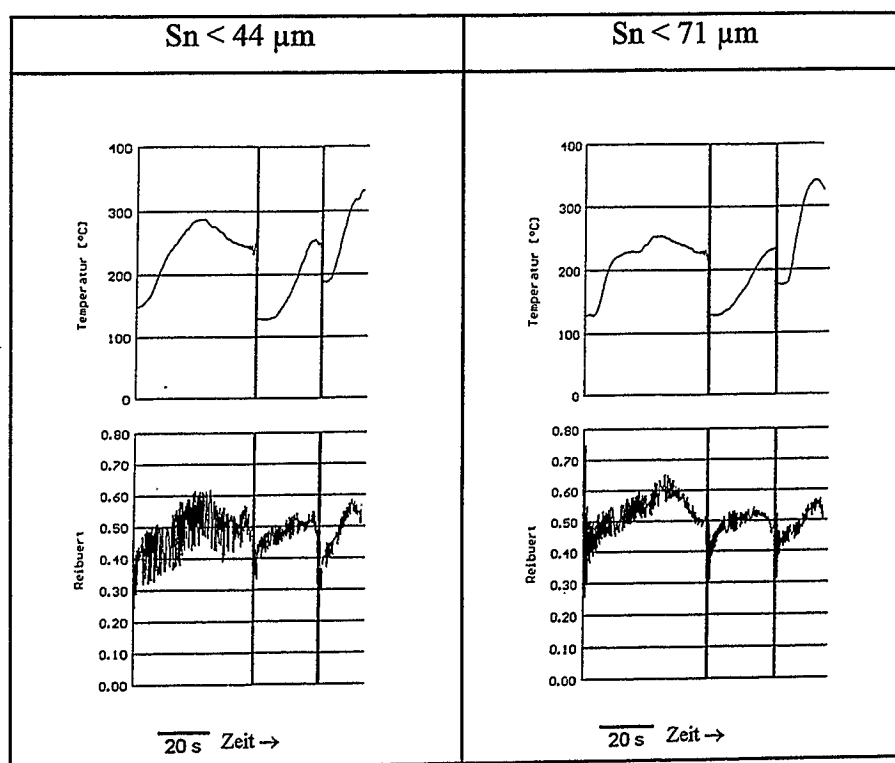


Abb. 6.30: Einfluß verschiedener Sn-Körnungen auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm, 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm / < 71 μm) im Massenverhältnis 92:8; $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

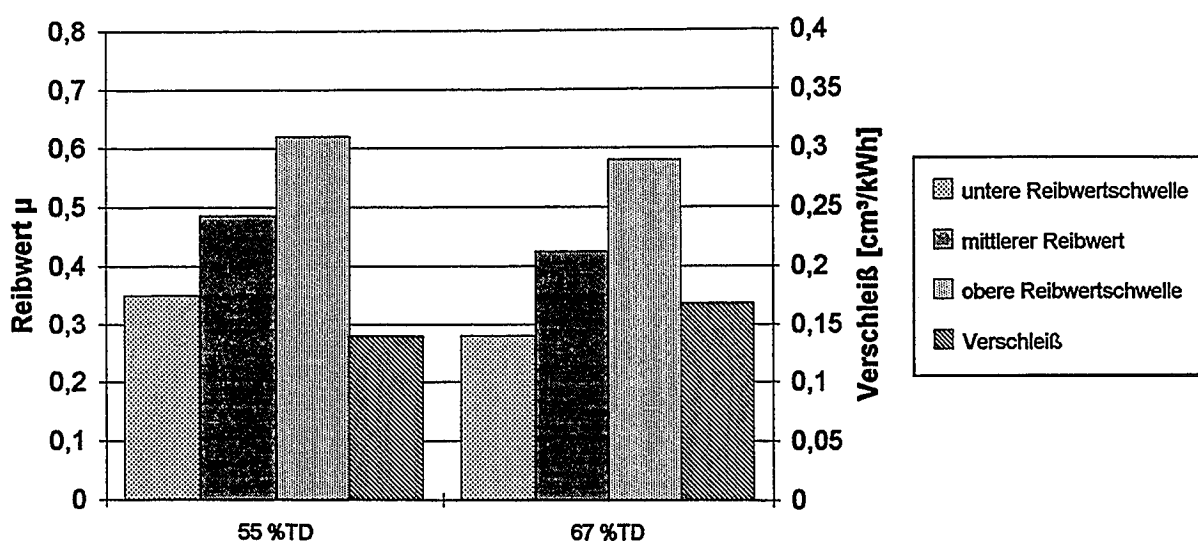


Abb. 6.31: Einfluß der Sinterdichte auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS < 150 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8

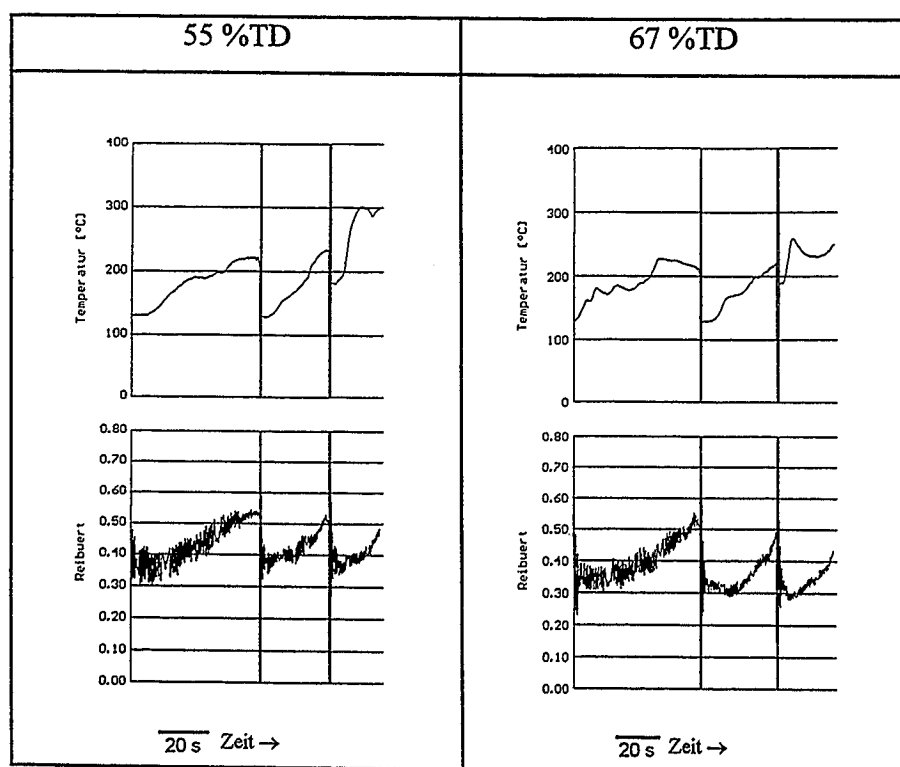


Abb. 6.32: Einfluß der Sinterdichte auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS < 150 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8; $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

Unterschiedliche Sinterdichten von 55 %TD und 67 %TD führen bei Belagvarianten mit der Graphitkörnung $KS < 150 \mu\text{m}$ zu unterschiedlichem Reibverhalten (Abb. 6.31). Der Reibwert sinkt mit der Dichteerhöhung von 0,49 auf 0,43, die Reibwertschwankungsbreite steigt dabei schwach an von 0,27 auf 0,30, ebenso der Verschleiß von $0,14 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ auf $0,17 \text{ cm}^3/\text{kWh}$. Die Reibwertverläufe zeigen kaum Unterschiede (Abb. 6.32).

Eine analoge Studie (Abb. 6.33) bei Belägen mit der groben Graphitkörnung $KS 150-600 \mu\text{m}$ ergibt bei Erhöhung der Sinterdichte von 50 %TD auf 59 %TD einen Verschleißanstieg von $0,03 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ auf $0,09 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ und einen Reibwertanstieg von 0,45 auf 0,52 bei stark reduzierter Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$ von 0,55 auf 0,22. Alle Beziehungen scheinen über die beobachteten Dichten linear zu verlaufen. Abb. 6.34 demonstriert sehr deutlich die Abnahme der Reibwertschwankungen bei zunehmender Dichte.

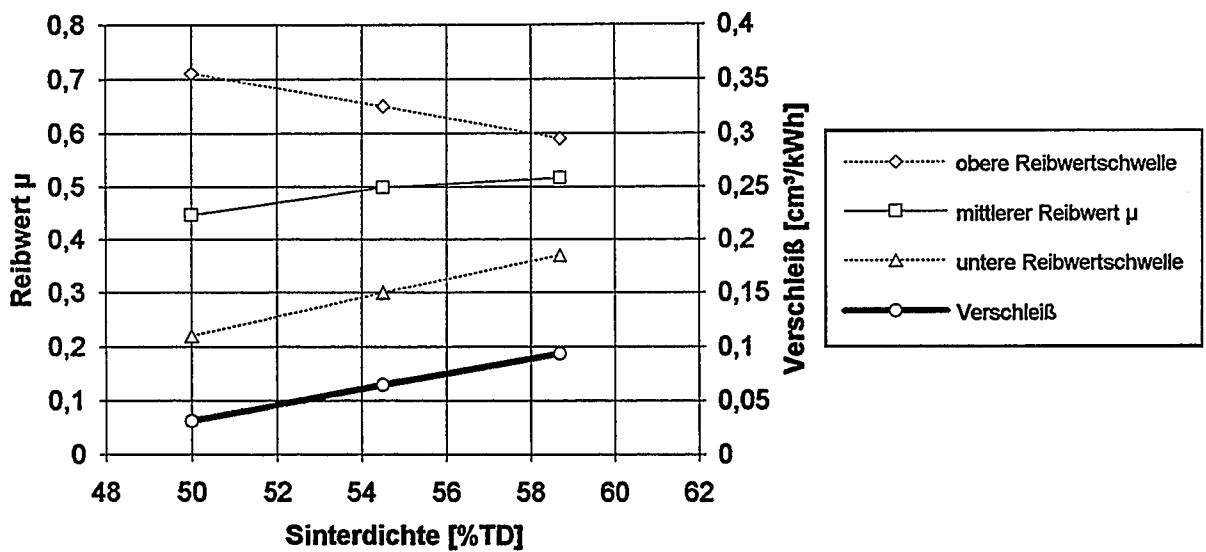


Abb. 6.33: Einfluß der Sinterdichte auf die Reibkennwerte von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8

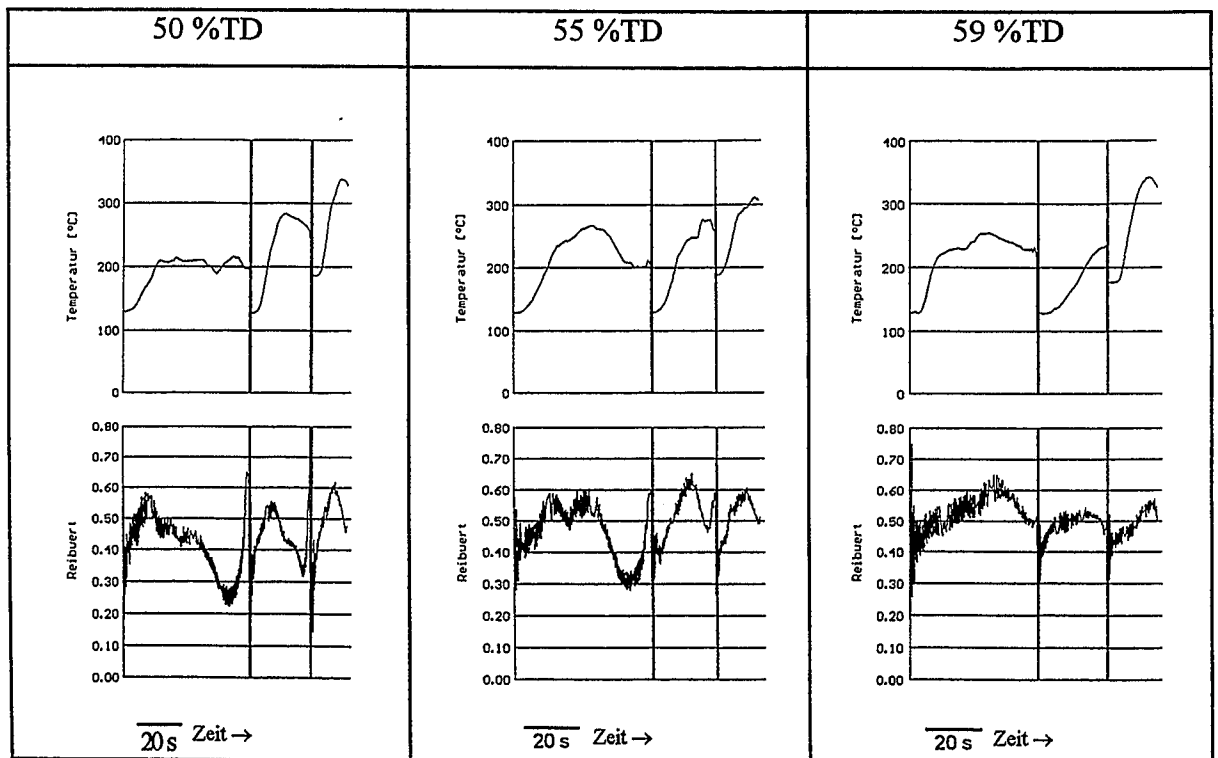


Abb. 6.34: Einfluß der Sinterdichte auf den Reibwertverlauf von Cu-Basis-Belägen mit 29 Vol% Graphit KS 150-600 μm , 12 Vol% SiC F180, Rest: Cu (< 63 μm) : Sn (< 44 μm) im Massenverhältnis 92:8;
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

6.4. Bremsflächen- und Reibschichtuntersuchungen

Während der Durchführung des Bremsprüfprogrammes nach Tab. 6.3 kann sich auf der Bremsfläche der Beläge eine Reibschicht bilden, deren genauere Untersuchung einen Beitrag zum Verständnis des Bremsverhaltens ermöglicht. Ziel der folgenden Untersuchung ist es, Grundsätzliches über den Aufbau und die Struktur der Bremsfläche und einer eventuell vorhandenen Reibschicht und bremsflächennaher Bereiche zu ermitteln.

6.4.1. Bremsfläche und Reibschicht der Fe-Basis-Beläge

Die in dieser Arbeit vorgestellten Fe-Basis-Beläge zeigen eine dunkel angelaufene Bremsfläche, die von Poren relativ homogen durchsetzt wird und nur kleine, geschlossene, porenfreie Bereiche bildet. Zwischen den verschiedenen Fe-Basis-Belägen ist kaum ein Unterschied festzustellen.

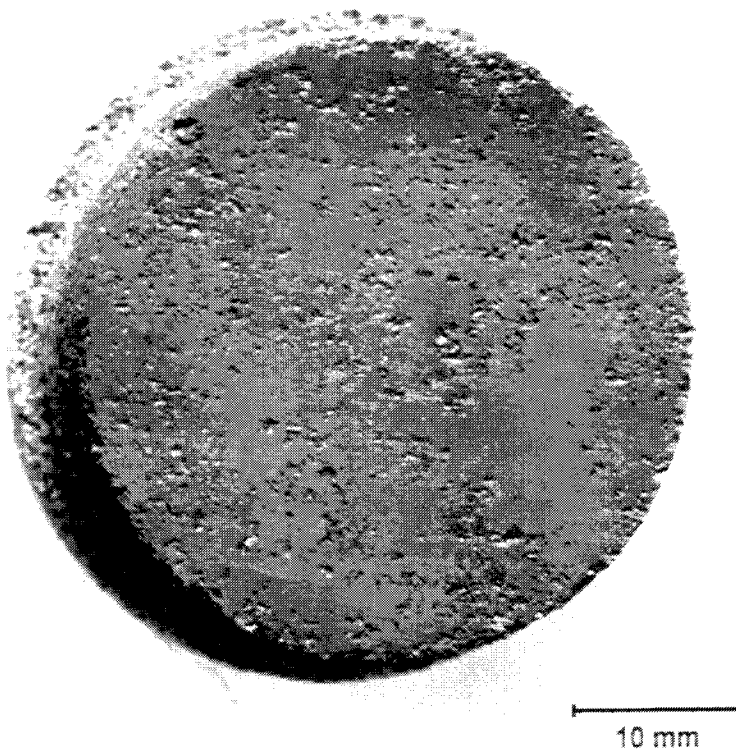


Abb. 6.35:
Makroaufnahme der Bremsfläche eines Fe-Basis-Belages

Abb. 6.36 zeigt eine typische rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bremsfläche eines Fe-Basis-Belages.

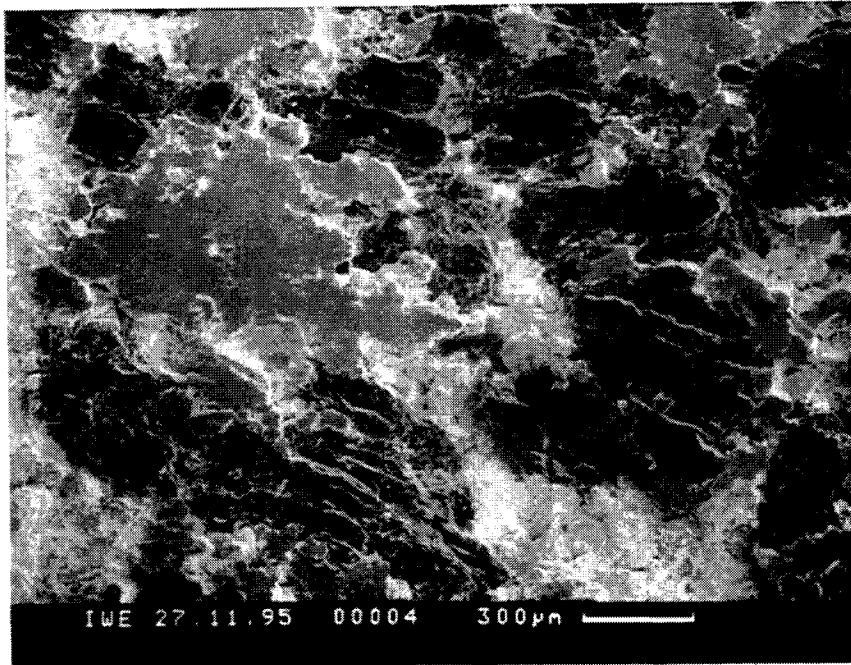


Abb. 6.36:
REM-Aufnahme der
Bremsfläche eines
Fe-Basis-Belages

Die bei hohen Temperaturen und langen Zeiten (1100°C, 2 h) gesinterten Fe-Basis-Beläge zeigen bei mikroskopischer Betrachtung nur wenige, auf der Bremsfläche befindliche, oxidisch erscheinende Schichtanteile, deren Dicke unter 15 µm, meist um 3 µm, liegt. Poren und teilweise auch Korngrenzen sind bis in eine Tiefe von ca. 1,4 mm erkennbar mit dünnen Oxidsäumen belegt.

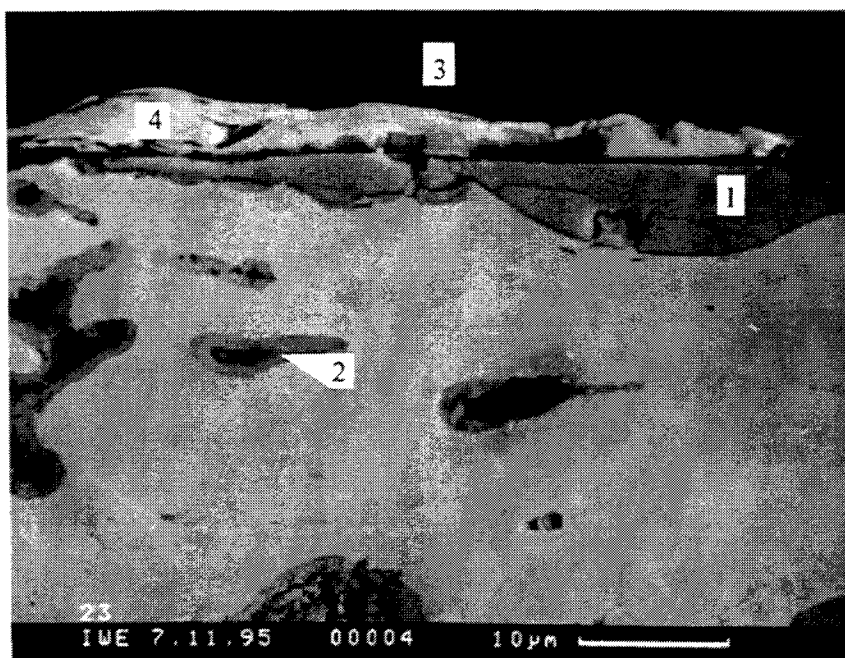


Abb. 6.37:
REM-Aufnahme
der Reibschicht
eines Fe-Basis-
Belages starkerer
Versinterung

- 1: Reibschicht
- 2: Oxid
- 3: Einbettmasse
- 4: Cu aus der
Einbettmasse

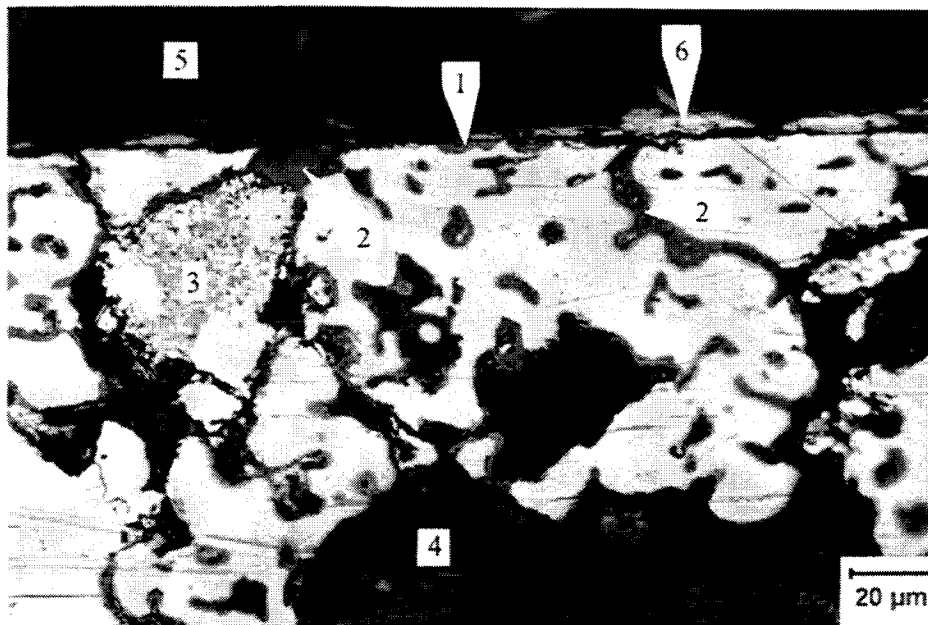


Abb. 6.38:
Reibschicht und Gefüge unterhalb der Bremsfläche eines Fe-Basis-Belages stärkerer Versinterung

- 1: Reibschichtanteil
- 2: Oxid
- 3: Ausscheidungen in einem (ehemaligen) Cr-Korn
- 4: Graphit
- 5: Einbettmasse
- 6: Cu aus der Einbettmasse

Die schwächer versinterten Belagvarianten (1000°C, 20-30 min) zeigen dicke Oxidsäume, die die Poren unter der Bremsfläche verschließen und die Korngrenzen der schwach versinterten Fe-Körner belegen. Die Oxidation ist bis in eine Tiefe von ca. 8 mm festzustellen. Die gebildeten Reibschichten erscheinen oxidisch und bilden größere, zusammenhängende Schichtbereiche. Die Schichtdicke bleibt unter 30 µm, meist liegt sie um 5 µm. Für einen Fe-Basis-Belag mit SiC-Zusatz resultiert eine etwas geringere Schichtdicke (2-5 µm) als für den vergleichbaren Belag mit Cr-Zusatz (5-7 µm). Ein entsprechender reiner Fe-Graphit-Belag zeigt eine durch Ausbrüche stark zerklüftete Bremsoberfläche, die so gut wie keine Reibschichtanteile trägt (Abb. 6.42).

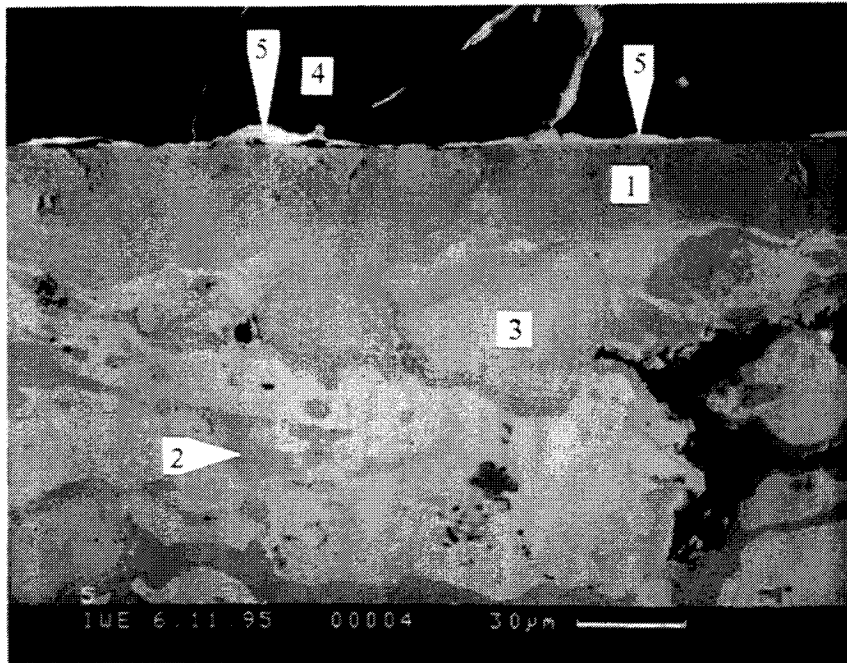


Abb. 6.39:

REM-Aufnahme
der Reibschicht
eines Fe-Basis-
Belages geringer
Versinterung

- 1: Reibschicht
- 2: Oxid
- 3: Cr
- 4: Einbettmasse
- 5: Cu aus der Einbettmasse

Cr umgeben von
Ausscheidungs-
zone und Cr-Fe-
Diffusionszone

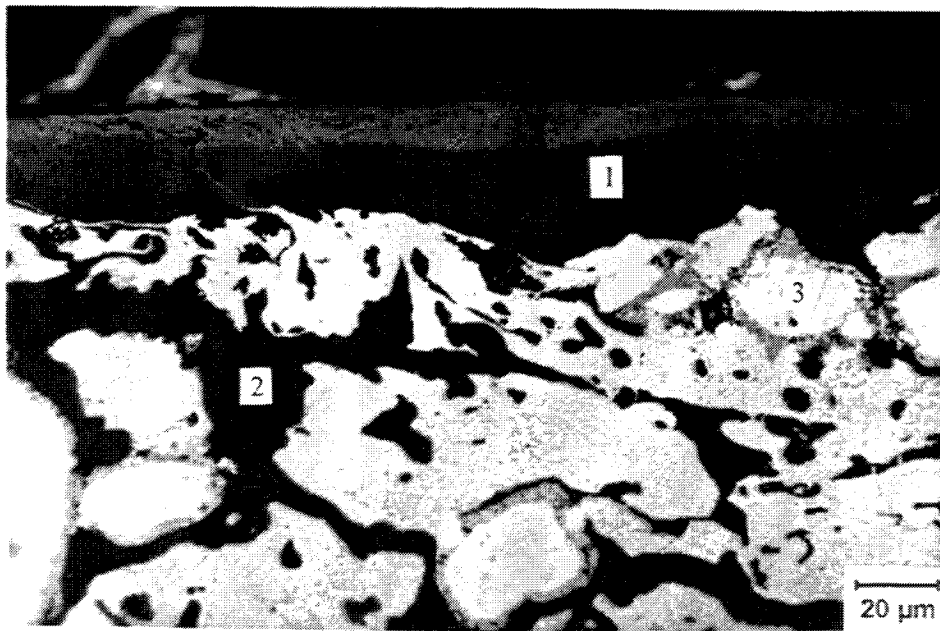


Abb. 6.40:

Reibschicht eines
Fe-Basis-Belages
geringer Versin-
terung

- 1: Reibschicht,
mehrphasig?
- 2: Oxid
- 3: Cr

Cr erkennbar von
Ausscheidungs-
zone umgeben

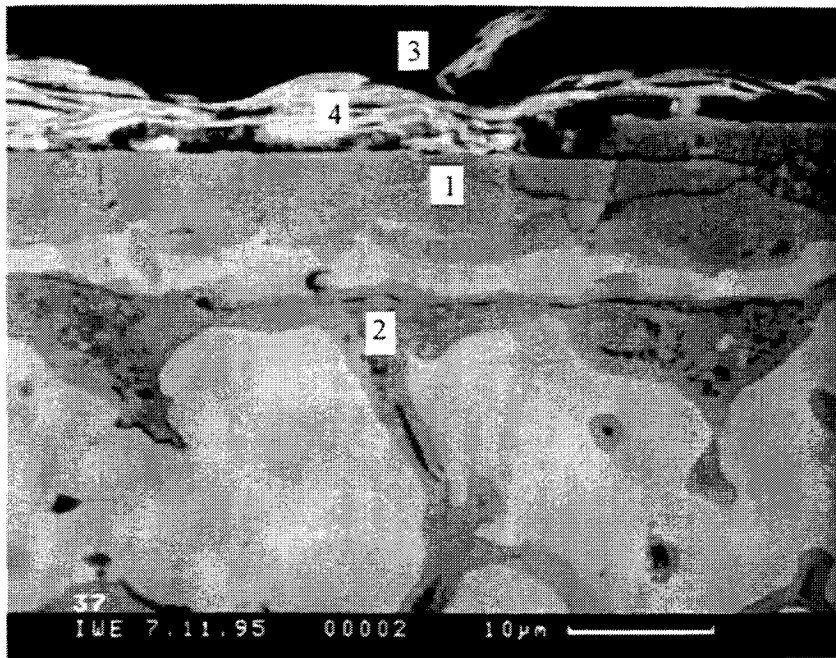


Abb. 6.41:
REM-Aufnahme
der Reibschicht
eines gering versinterten Fe-Basis-Belages mit SiC-Zusatz

- 1: Reibschicht
- 2: Oxid
- 3: Einbettmasse
- 4: Cu aus der Einbettmasse

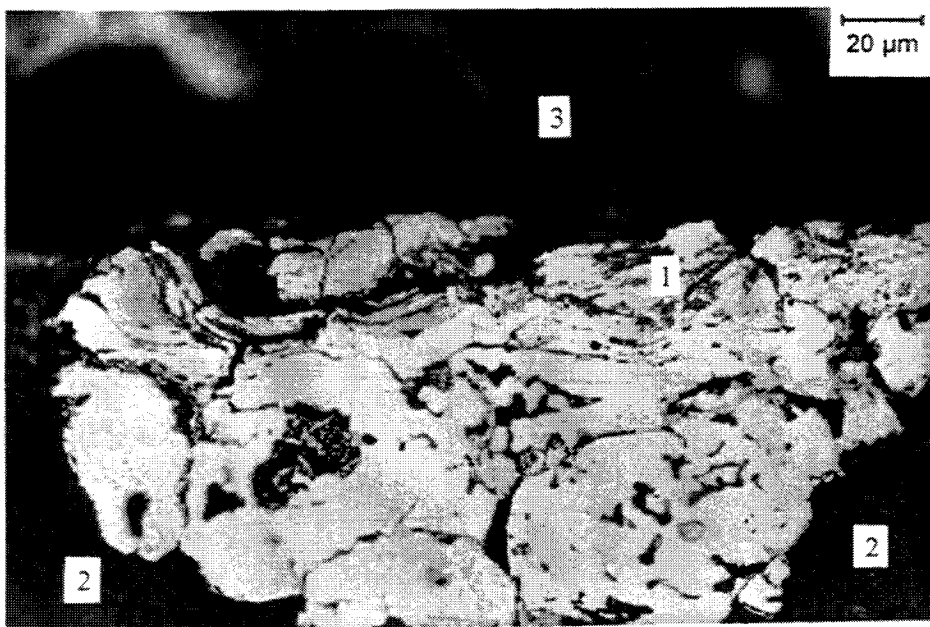


Abb. 6.42:
Zerklüftete
Bremsoberfläche
eines Fe-Graphit-Belages ohne
Reibschicht mit
Anteilen einer
Verformungszone

- 1: Verform. zone
- 2: Graphit
- 3: Einbettmasse

An vereinzelt Stellen sind unterhalb der Reibschicht der Fe-Basis-Beläge dichte Verformungsbereiche zu erkennen, die bis maximal 50 µm dick sind. In diesen Bereichen liegen parallel zur Bremsfläche gestreckte Oxidlamellen (Abb. 6.42, 6.44) und kleine Partikel (Abb. 6.45) vor, die Oxide und nach EDX-Analysen (Abb. 6.43) vermutlich Karbide, also Zementit, darstellen.

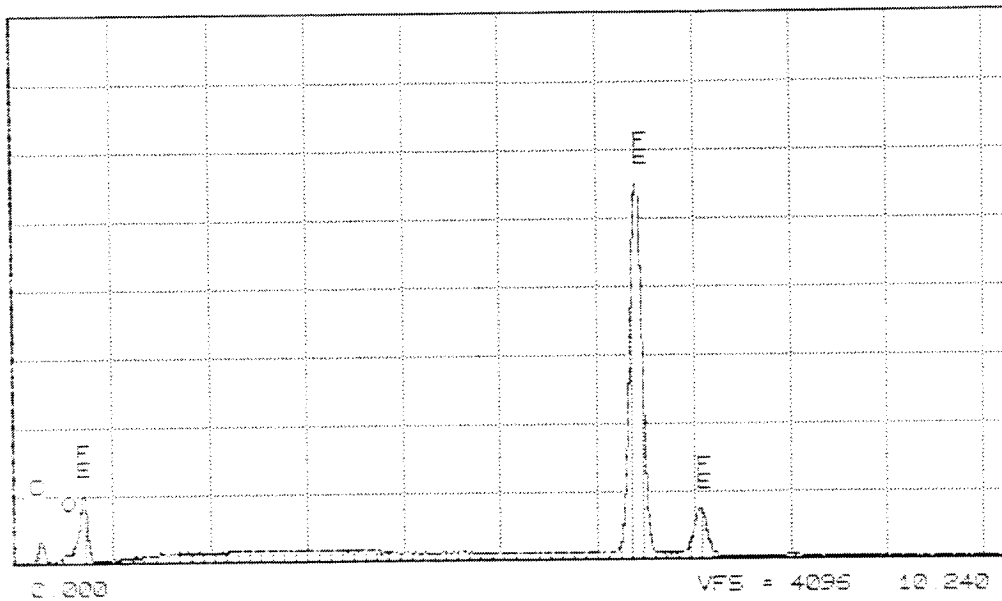


Abb. 6.43: EDX-Analyse in der mit Partikeleinlagerungen durchsetzten Verformungszone eines Fe-Basis-Belages

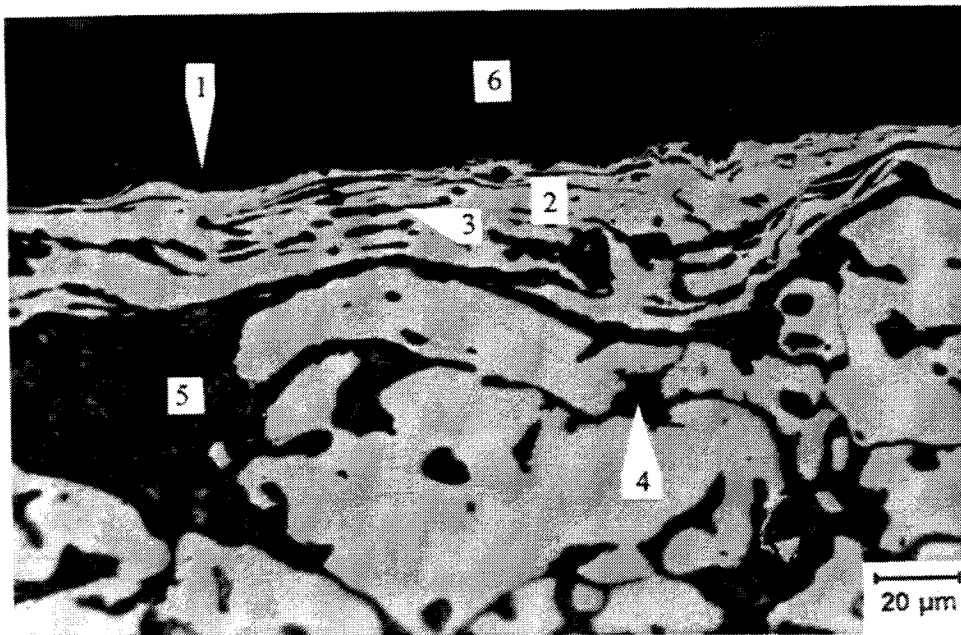


Abb. 6.44: Reibschicht und darunterliegende Verformungszone mit eingeformten Oxidlamellen (Fe-Basis-Belag)

- 1: Reibschicht
- 2: Verform. zone
- 3: Oxidlamelle
- 4: Oxid
- 5: Graphit
- 6: Einbettmasse

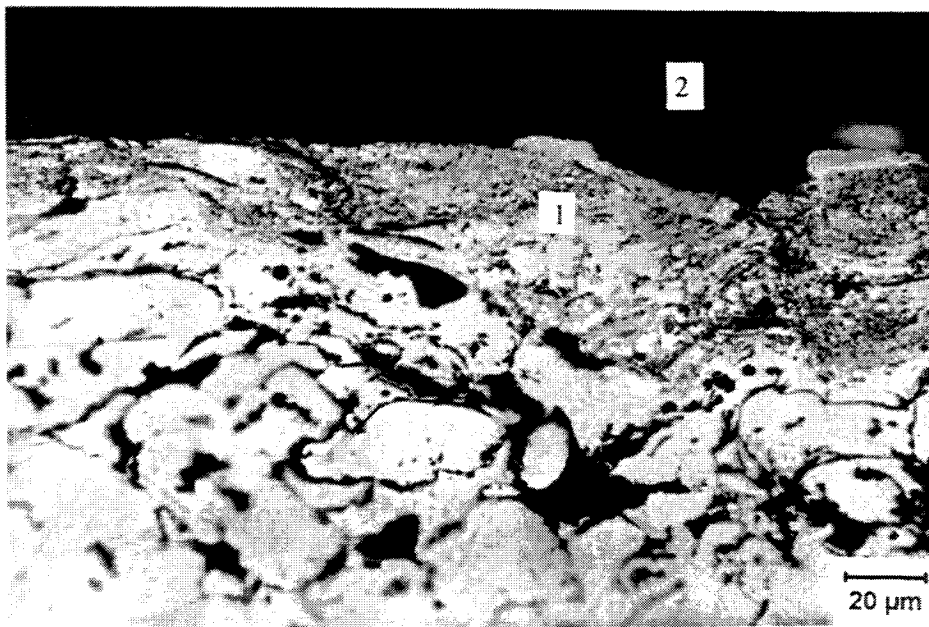


Abb. 6.45:
Verformungszone
mit eingelagerten
Partikeln
(Fe-Basis-Belag)

1: Verform. zone
2: Einbettmasse

Unter dem Lichtmikroskop zeigt die Reibschicht vereinzelt Anteile unterschiedlicher Färbung, die auf einen mehrphasigen Schichtaufbau hinweisen (vgl. Abb. 6.40). Dies kann jedoch weder rasterelektronenmikroskopisch, noch mittels EDX-Analyse bestätigt werden.

EDX-Analysen weisen die Reibschichten allgemein als oxidische Verbindungen der vorliegenden metallischen Elemente aus. So bilden reine Fe-Graphit-Beläge rein Fe-oxidische Reibschichten aus. Ist Cr vorhanden, so findet sich dieses Element auch in der Reibschicht wieder, teilweise bis zum gleichen Massenverhältnis wie im Gesamtbelag (Abb. 6.46). Bei vorhandenem SiC-Zusatz findet sich auch Si in geringeren Massenanteilen in der Reibschicht wieder (Abb. 6.47).

In den Verformungsbereichen und in der Reibschicht können keine größeren graphitischen Anteile festgestellt werden.

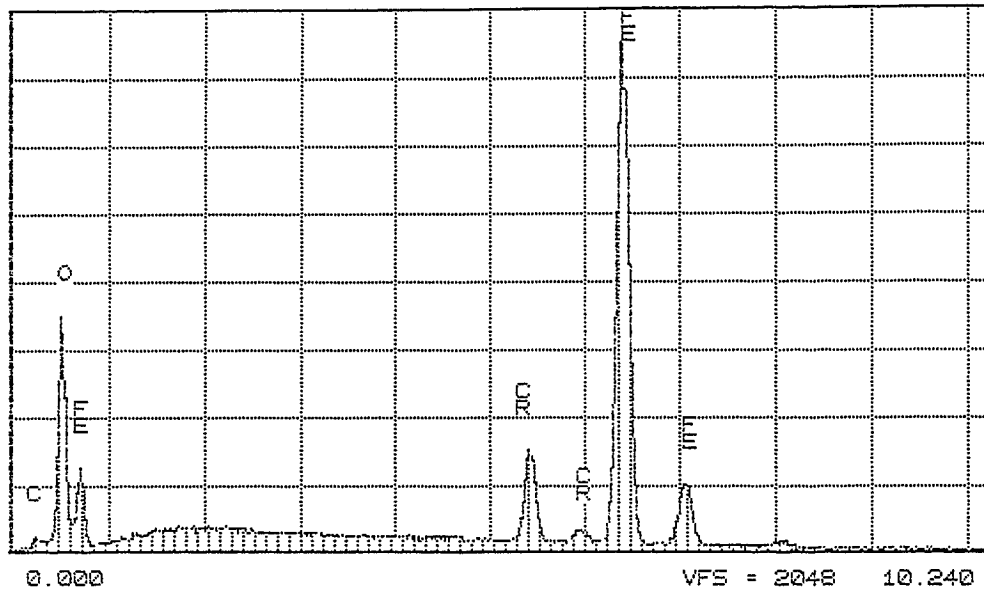


Abb. 6.46: EDX-Analyse der Reibschicht eines Fe-Cr-Graphit-Belages

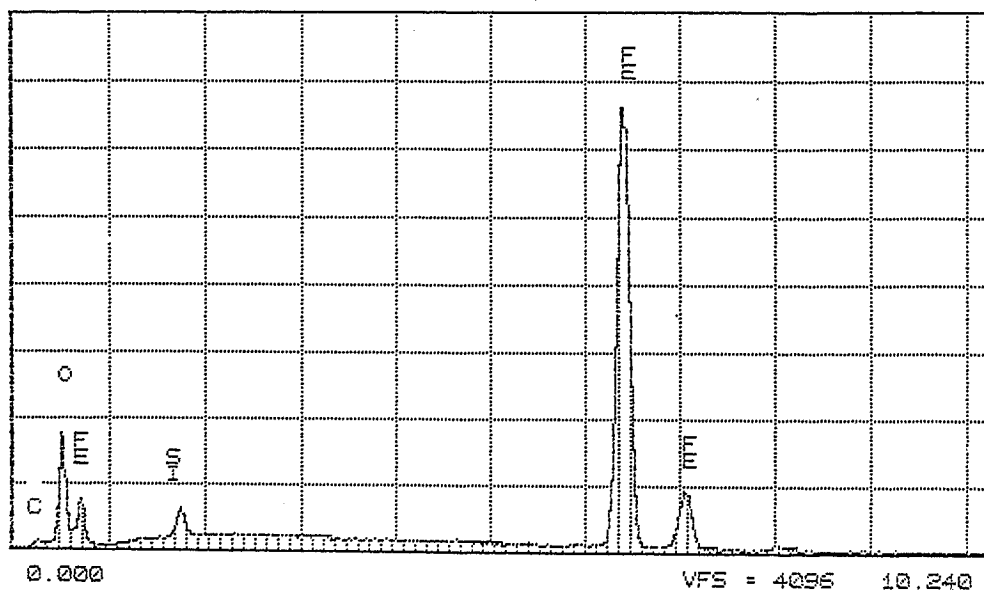


Abb. 6.47: EDX-Analyse der Reibschicht eines Fe-SiC-Graphit-Belages

Röntgenfeinstrukturuntersuchungen ergeben für die Bremsfläche und oberflächennahe Bereiche im wesentlichen das Auftreten von Eisenoxiden Fe_2O_3 (Hämatit), Fe_3O_4 (Magnetit) und FeO (Wüstit), bei Vorhandensein von Cr zusätzlich das Auftreten von Cr_2O_3 und, möglicherweise in Verbindung mit Fe_3O_4 , auch FeCr_2O_4 (Abb. 6.48).

In oder dicht unter der Reibschicht kann es nach Abb. 6.37, 6.41 zur Rißbildung kommen.

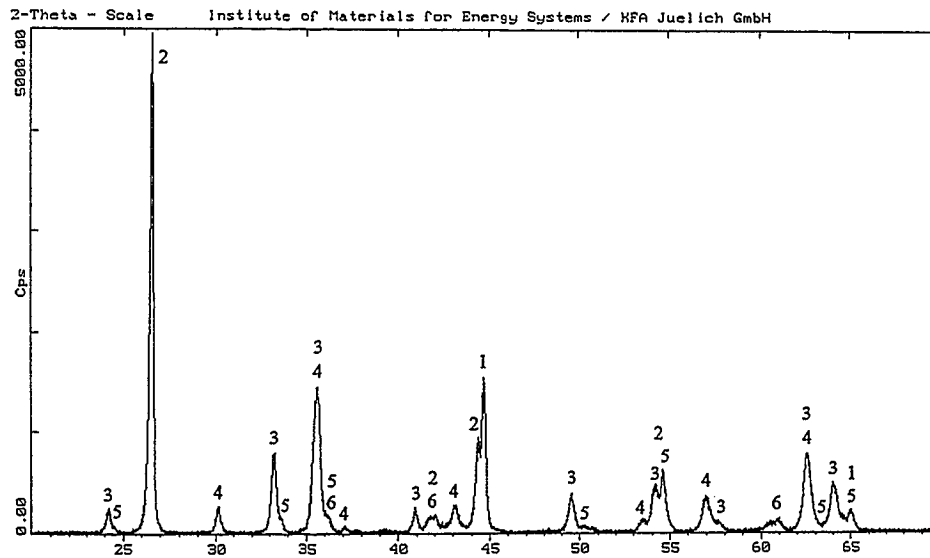


Abb. 6.48:
Röntgenbeugungsdiagramm der Bremsfläche eines Fe-Cr-Graphit-Belages;

- 1: Fe / Fe-Cr
- 2: Graphit
- 3: Fe_2O_3
- 4: Fe_3O_4 oder FeCr_2O_4
- 5: Cr_2O_3
- 6: FeO

6.4.2. Bremsfläche und Reibschicht der Cu-Basis-Beläge

Im Gegensatz zu den Fe-Basis-Belägen zeigen die Cu-Basis-Beläge weniger poröse Bremsflächen. Dafür erscheinen sie aber inhomogener, weil größere Stellen ohne Reibschicht vorliegen. Es treten recht starke makroskopische Unterschiede zwischen verschiedenen Belagtypen auf. Die Bremsflächen erscheinen dunkel angelaufen, zeigen jedoch bisweilen leichte Anlauffarbschimmer. Auffallend ist die stark schillernde Färbung der Bremsflächen der mit Kieselgur versetzten Beläge. Diese Beläge zeigen relativ homogene Bremsflächen. Der kalzinierte, gröbere Kieselgur-Zusatz bewirkt eine etwas porösere Bremsfläche (Abb. 6.49) als der feinere, unkalzinierte Zusatz (Abb. 6.50). Die unterschiedliche Sinterdichte von Belägen grobkörnigen Graphitgehalts nimmt keinen Einfluß auf das makroskopische Erscheinungsbild der Bremsflächen. Die Reibschicht zeigt große, homogene Bereiche, die von einigen größeren, freien Stellen unterbrochen wird (Abb. 6.52).

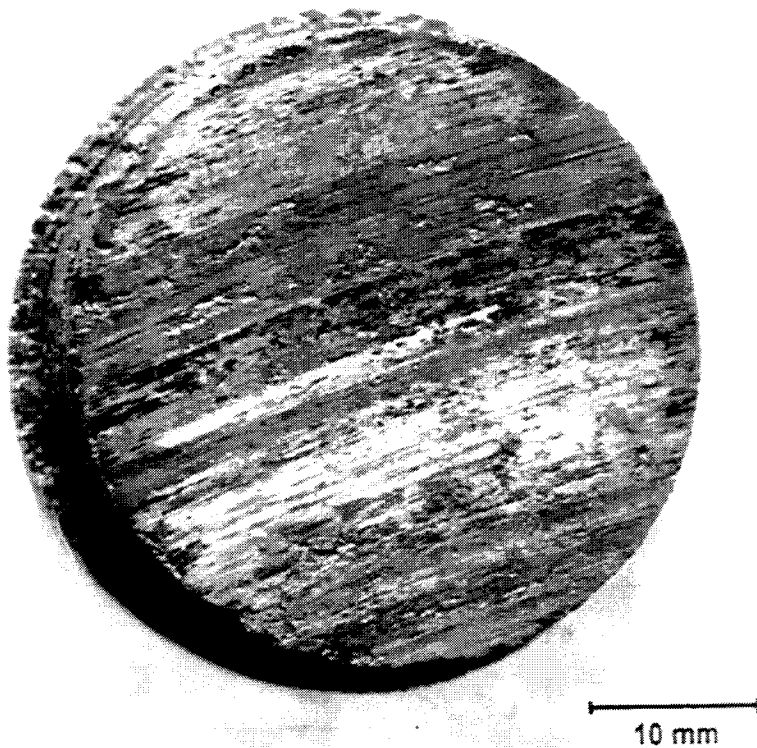


Abb. 6.49:
Makroaufnahme der
Bremsfläche eines Cu-
Basis-Belages mit
kalziniertem Kieselgur-
Zusatz $< 100 \mu\text{m}$ und
grobkörnigem Graphit

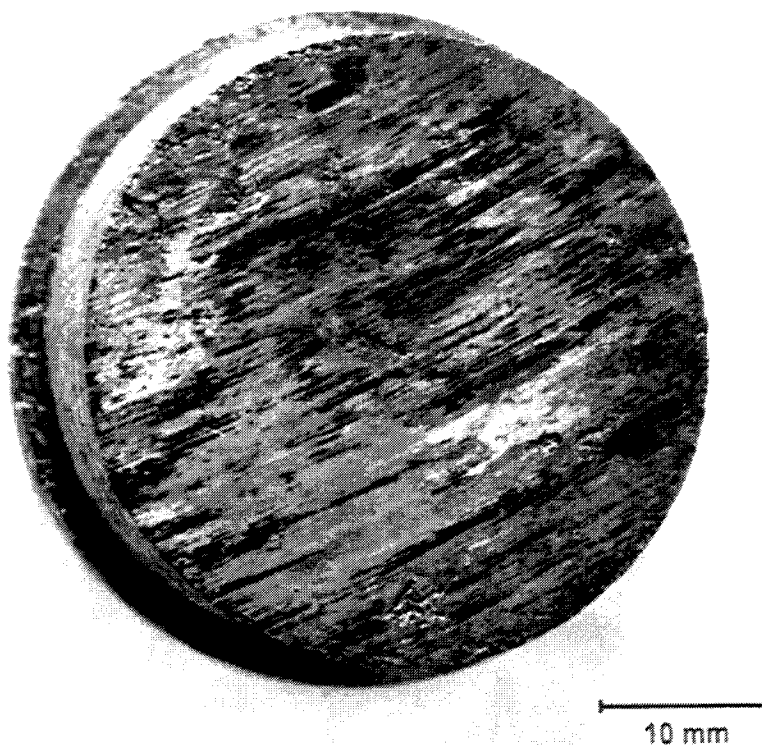


Abb. 6.50:
Makroaufnahme der
Bremsfläche eines Cu-
Basis-Belages mit
Kieselgur-Zusatz
 $< 63 \mu\text{m}$ und grob-
körnigem Graphit

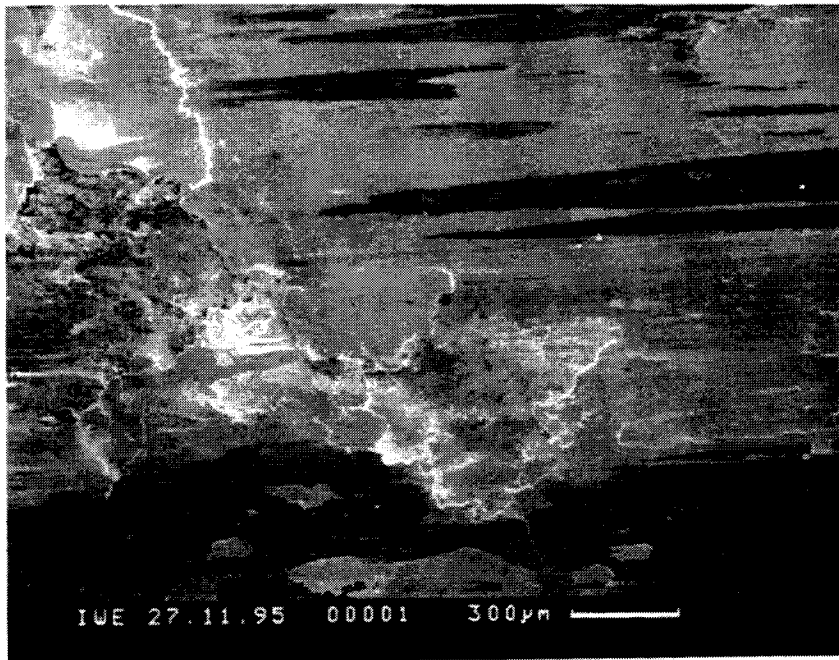


Abb. 6.51:
REM-Aufnahme
einer typischen
Bremsfläche eines
Cu-Basis-Belages
mit Kieselgur-Zu-
satz und grobkörni-
gem Graphit

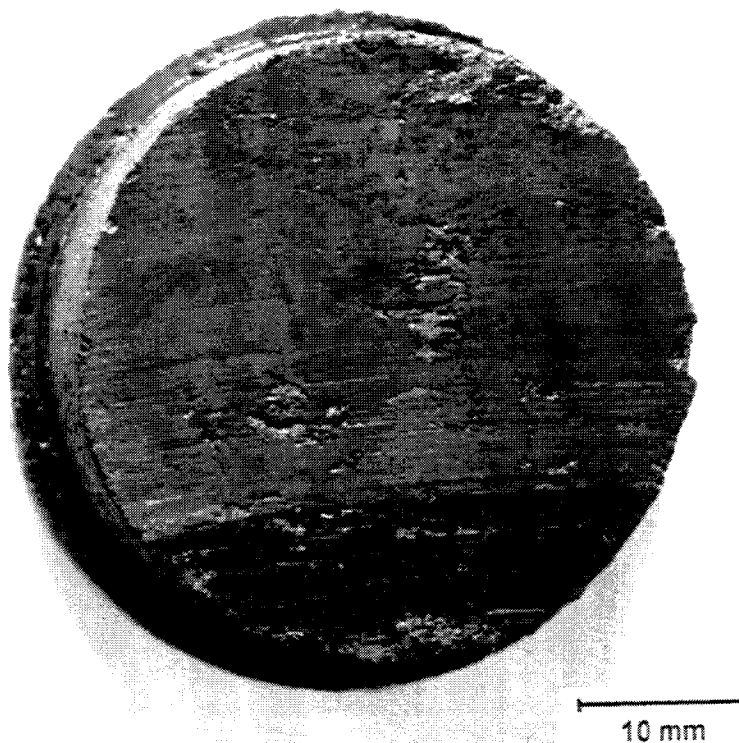


Abb. 6.52:
Makroaufnahme der
Bremsfläche eines
Cu-Basis-Belages mit
SiC und grobkörnigem
Graphitgehalt

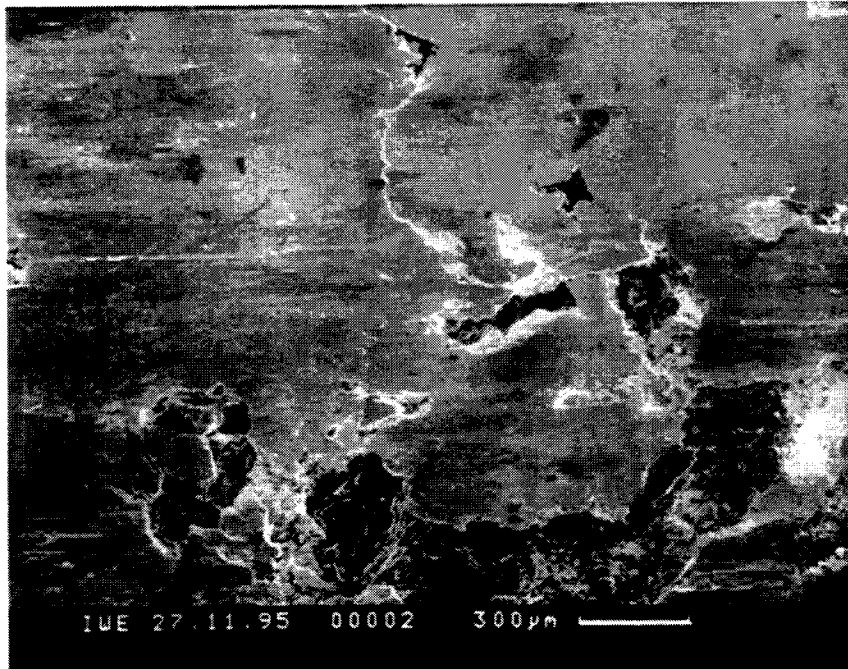


Abb. 6.53:
REM-Aufnahme
einer typischen
Bremsfläche eines
Cu-Basis-Belages
mit SiC und
grobkörnigem
Graphitgehalt

Eine Verringerung des grobkörnigen Graphitgehaltes führt zu einer sehr homogenen, nur an wenigen Stellen unterbrochenen Reibschicht (Abb. 6.54)

Der Einsatz feinkörniger Graphite bewirkt eine stark gestörte Reibschicht. Der Reibschichtaufbau ist sehr instabil; es existieren viele, zeilenförmig in Bremsrichtung orientierte, großflächige Bereiche ohne Schichtaufbau bzw. mit abgetragener Schicht (Abb. 6.55).

Abb. 6.54:
Makroaufnahme
eines Cu-Basis-
Belages mit SiC
und verringertem
Graphitgehalt

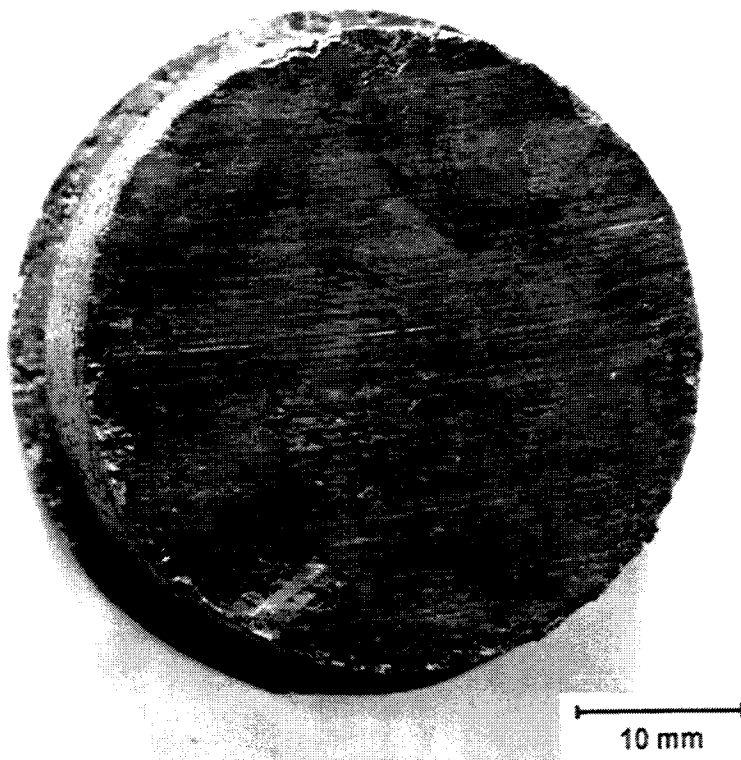
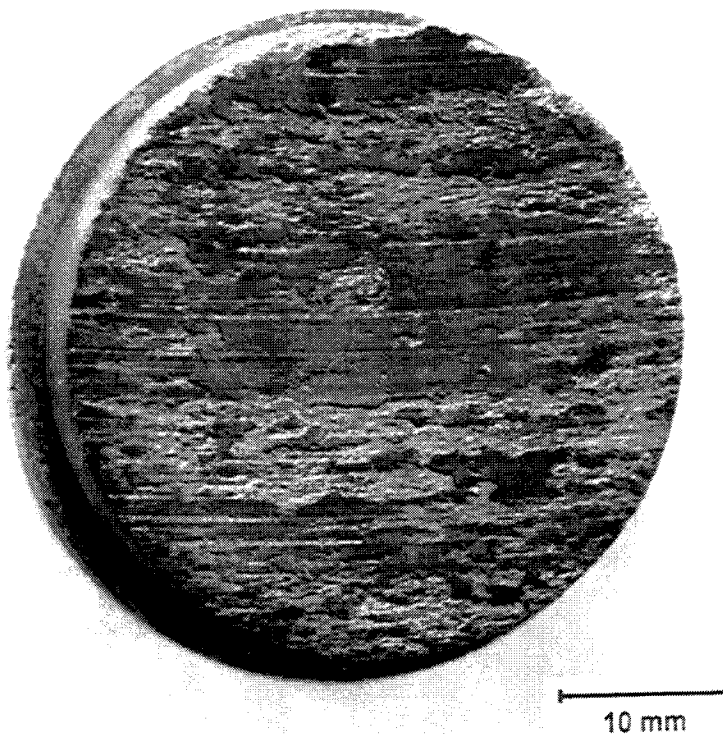


Abb. 6.55:
Makroaufnahme eines
Cu-Basis-Belages mit
SiC und feinkörnigem
Graphitgehalt



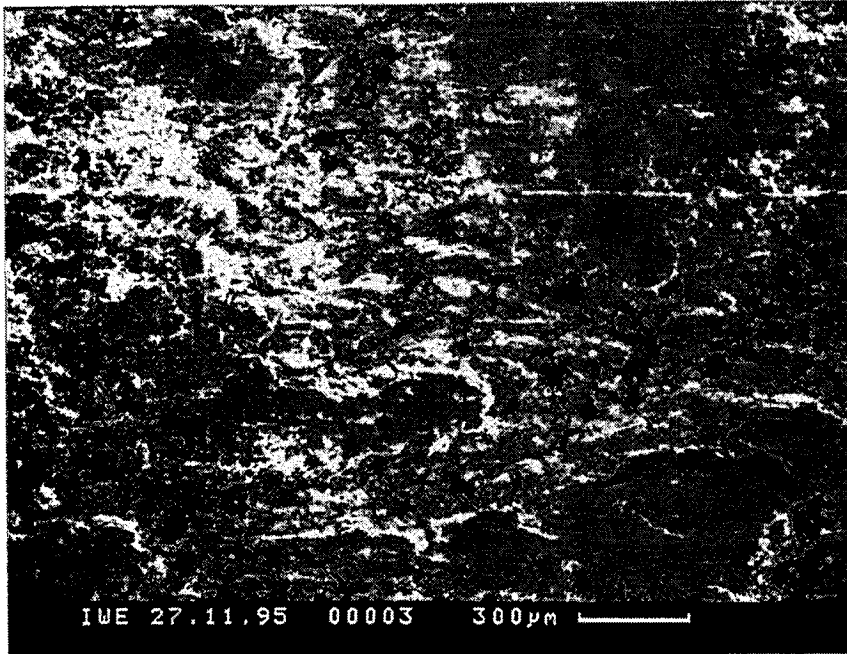


Abb. 6.56:
REM-Aufnahme
einer typischen
Bremsfläche eines
Cu-Basis-Belages
mit SiC und feinkörnigem Graphitzusatz

Die lichtmikroskopische Untersuchung der Beläge unterschiedlicher Sinterdichte mit SiC bei grobkörnigem Graphitzusatz (vgl. Abb. 6.33) läßt für die Variante geringster Dichte eine häufig unterbrochene, sehr dünne, oxidisch erscheinende Schicht erkennen, deren Dicke unter $10\text{ }\mu\text{m}$, meist um $1\text{ }\mu\text{m}$ liegt. Unter der oxidisch erscheinenden Reibschicht läßt sich ein bis zu $120\text{ }\mu\text{m}$, meist jedoch unter $60\text{ }\mu\text{m}$ dicker, metallischer Verformungsbereich mit Partikeleinlagerungen, Reibschichtanteilen und SiC-Kornbruchstücken erkennen, der im Vergleich zur Matrix verdichtet ist.

Die entsprechende, dichter gesinterte Belagvariante zeigt eine sehr gut ausgebaute, nahezu an allen Oberflächenbereichen vorhandene Reibschicht mit einer Dicke unter $25\text{ }\mu\text{m}$, meist um $3\text{ }\mu\text{m}$. Unter der Reibschicht liegt eine bis zu $300\text{ }\mu\text{m}$, meist jedoch unter $150\text{ }\mu\text{m}$ dicke, stark verdichtete Zone, die bis in eine Tiefe von ca. $60\text{ }\mu\text{m}$ erkennbare Partikeleinlagerungen, Reibschichtanteile und SiC-Kornbruchstücke enthält. Beispielhaft werden Reibschicht und Verformungszone in Abb. 6.57 dargestellt.

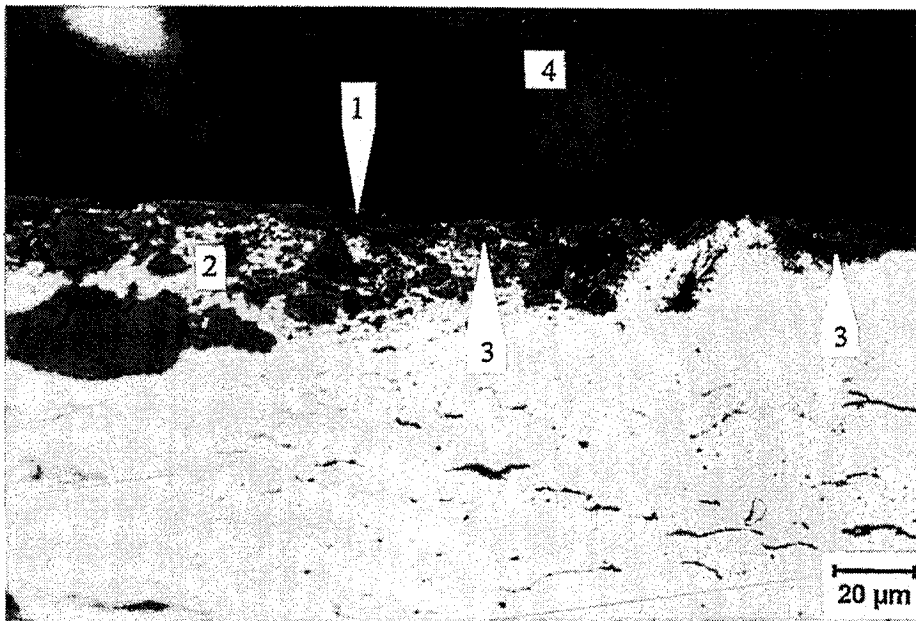


Abb. 6.57a

- 1: Reibschicht
- 2: Verform. zone
- 3: SiC-Kornbruchstücke
- 4: Einbettmasse

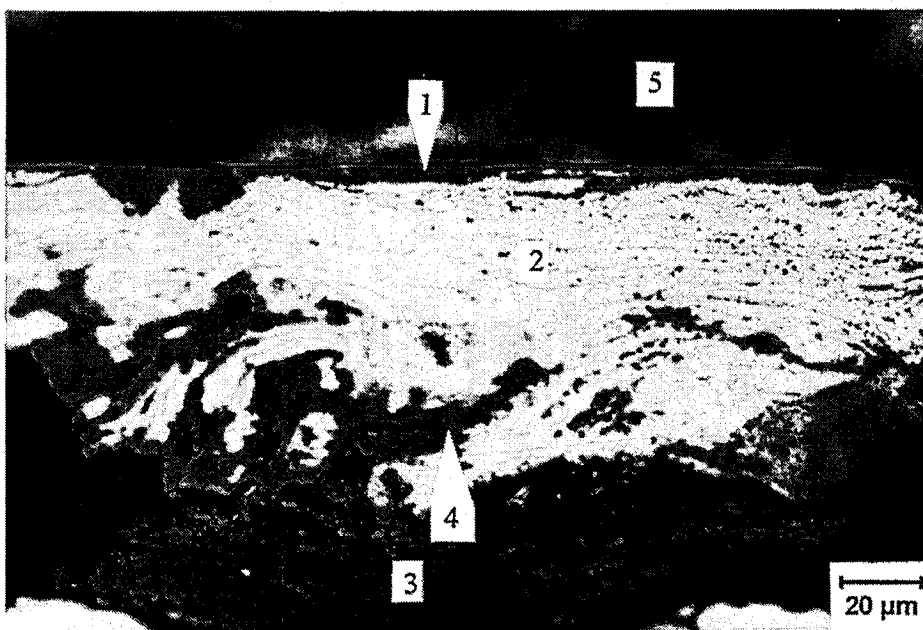


Abb. 6.57b

- 1: Reibschicht
- 2: Verform. zone
- 3: Graphit
- 4: Oxid
- 5: Einbettmasse

Abb. 6.57a, b:
Reibschicht und
darunter liegende
Verformungszone
mit Partikeleinla-
gerungen, Reib-
schichtanteilen und
SiC-Kornbruch-
stücken eines Cu-
Basis-Belages

Feinkörnige Graphitzusätze bewirken eine durch Ausbrüche stark gestörte, unregelmäßige Oberfläche, die nur wenige Reibschichtanteile unter 20 µm Dicke, meist um 5 µm, trägt. Eine verdichtete Verformungszone mit Partikeleinlagerungen unterhalb der Reibschicht ist nur selten erkennbar. Zudem ist eine Unterscheidung zwischen Reibschicht und darunterliegendem Verformungsbereich oft kaum auszumachen.

Obwohl der Kieselgurzusatz makroskopisch gute Bremsflächen liefert, ist mikroskopisch keine geschlossene Reibschicht zu erkennen. Die Reibschichtanteile besitzen Dicken unter 10 μm , meist um 3 μm . Die Belagvariante feinkörnigeren Kieselgurzusatzes besitzt nur wenige Reibschichtanteile, dafür jedoch eine deutlich zu erkennende, verdichtete Verformungszone zwischen 60 und 90 μm Dicke mit Einlagerungen (Abb. 6.58). Dagegen bewirkt der härtere, kalzinierte, grobkörnigere Kieselgurzusatz eine etwas bessere Reibschicht bei sich nur undeutlich von der Matrix abhebender Verformungszone unter 50 μm Dicke (Abb. 6.59).

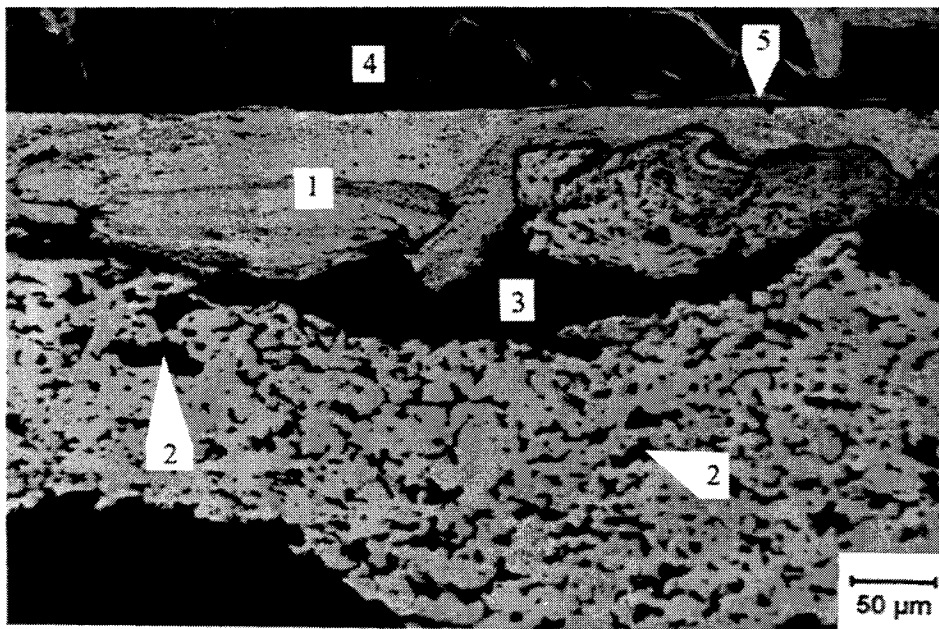


Abb. 6.58:
Verformungszone
eines Cu-Basis-
Belages mit
Kieselgur-Zusatz
< 63 μm und
grobkörnigem
Graphit

- 1: Verform. zone
- 2: Kieselgur
- 3: Graphit
- 4: Einbettmasse
- 5: Cu aus der Einbettmasse

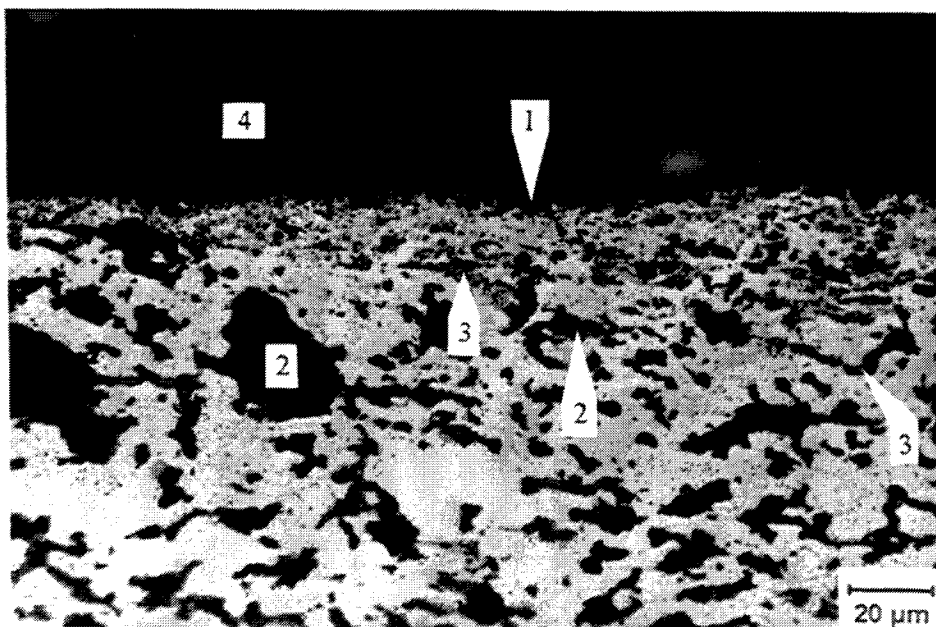


Abb. 6.59:
Reibschicht eines
Cu-Basis-
Belages mit
kalziniertem
Kieselgur-Zusatz
< 100 μm und
grobkörnigem
Graphit

- 1: Reibschicht
- 2: Kieselgur
- 3: Oxid
- 4: Einbettmasse

Alle untersuchten Reibschichten weisen an vereinzelt Stellen Anteile unterschiedlicher Färbung bei lichtmikroskopischer Betrachtung auf, was auf unterschiedliche Phasenanteile zurückgeführt werden kann. Hierzu geben Rasterelektronenmikroskopie und EDX-Analysen jedoch keine nähere Auskunft.

Durch die bei der Bremsung entstehende Reibwärme kommt es zur Oxidation in den Poren der Beläge, insbesondere in Nähe der Bremsfläche. Diese Oxidation ist bis in eine Tiefe von ca. 3 mm erkennbar.

Erläuternd muß darauf hingewiesen werden, daß die beschriebenen Reibschichten nicht immer streng als Schichten auszumachen sind; vielmehr wird an mehreren Stellen ein stetiger Übergang zwischen Reibschicht und darunter liegender Verformungszone mit all ihren Einlagerungen bemerkt. Zudem erscheint die Reibschicht an vereinzelt Stellen im Rahmen der beschriebenen Dickenverhältnisse auf einem kleineren Bereich stark erweitert/verdickt, so daß der Eindruck eines an der Oberfläche liegenden, hauptsächlich oxidischen Kornes entsteht (Abb. 6.60).



Abb. 6.60:
Vereinzelte Erscheinungsweise der Reibschicht bzw. bremsflächennaher Bereiche eines Cu-Basis-Belages

1: SiC
2: Einbettmasse

EDX-Analysen weisen die Reibschichten der Belagvarianten mit SiC-Zusatz als oxidisch aus, die sehr hohe Anteile an Fe enthalten neben Cu, Sn, Si und eventuell C (Abb. 6.61). Es fällt auf, daß in der Reibschicht das ursprüngliche Massenverhältnis der Matrix Cu:Sn = 92:8 ganz stark zum Sn verschoben wurde. Eine Mittelung über mehrere quantitative EDX-Analysen

Die Einlagerungen in der unter der Reibschicht befindlichen, verdichteten Verformungszone zeigen, sofern sie nicht aus Bruchstücken der Frictionsmodifizierer SiC und Kieselgur stammen, die gleiche oxidische Zusammensetzung wie die Reibschicht selbst. Die metallischen Anteile dieser Verformungszone besitzen die gleiche Zusammensetzung wie das darunter liegende Matrixmaterial.

Weder in der Verformungszone, noch in der Reibschicht können größere graphitische Anteile festgestellt werden.

Röntgenfeinstrukturanalysen zeigen für die Reibschicht und oberflächennahe Bereiche der Cu-Basis-Beläge das Auftreten von Cu_2O und SnO_2 (Abb. 6.63, 6.64). Während für die Kieselgurhaltigen Beläge keine weiteren Phasen festzustellen sind, zeigen die SiC-haltigen Beläge als zusätzliche Phasen Fe_3O_4 (Magnetit) oder CuFe_2O_4 (Cuprospinell) und wahrscheinlich CuFeO_2 (Delafossit) (Abb. 6.64). Es können jedoch nicht alle Reflexe restlos zugewiesen werden.

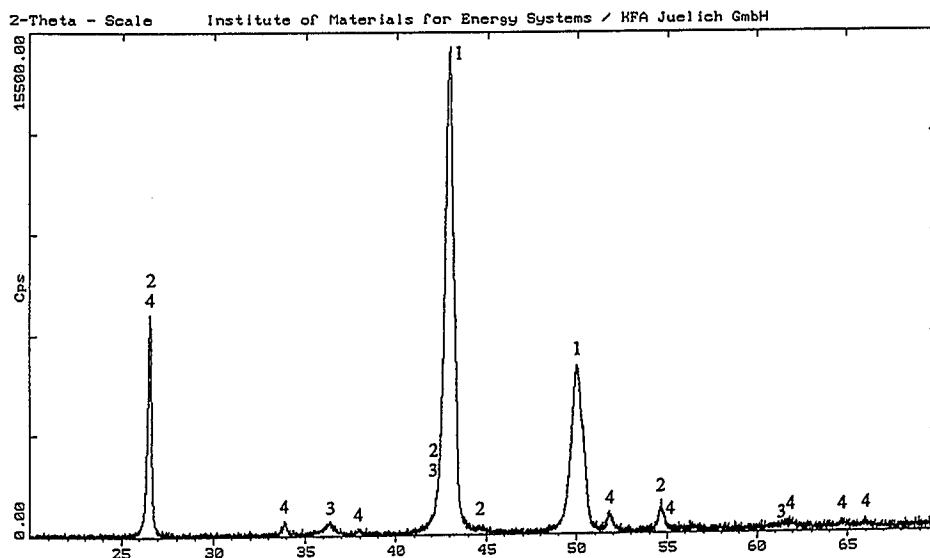


Abb. 6.63:
Röntgenbeugungsdiagramm der Reibschicht eines Cu-Basis-Belages mit Kieselgurzusatz

- 1: Cu/Cu-Sn
- 2: Graphit
- 3: Cu_2O
- 4: SnO_2

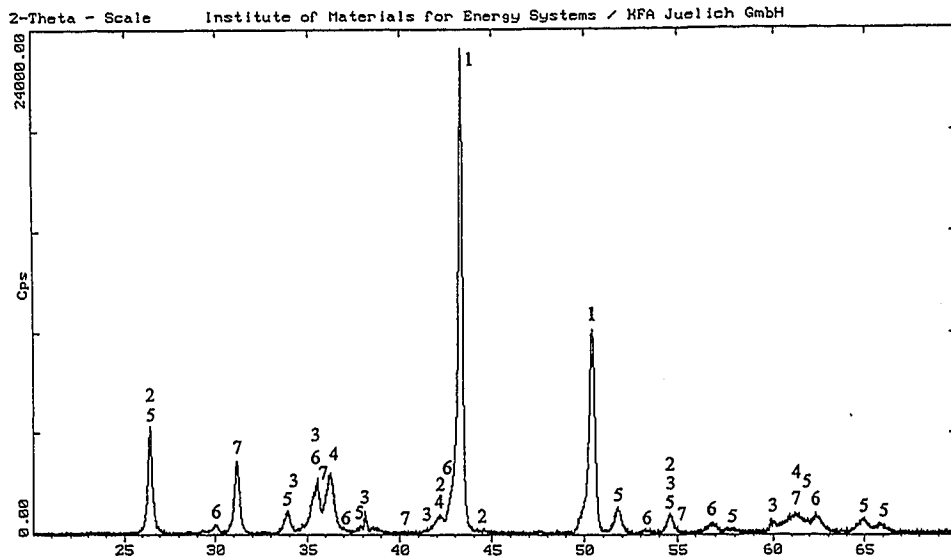


Abb. 6.64:
Röntgenbeugungsdiagramm der Reibschicht eines Cu-Basis-Belages mit SiC-Zusatz

- 1: Cu/Cu-Sn
- 2: Graphit
- 3: SiC
- 4: Cu₂O
- 5: SnO₂
- 6: Fe₃O₄ oder CuFe₂O₄
- 7: CuFeO₂ ?

6.5. Diskussion und Bewertung des Bremsverhaltens sintermetallischer Frikionswerkstoffe

6.5.1. Allgemeines

Zunächst sollen vergleichbare Studien der hier vorgestellten Fe- und Cu-Basis-Beläge diskutiert werden. In einem zweiten Schritt werden einzelne Belagsysteme getrennt bewertet.

Mit den in dieser Arbeit entwickelten Fe-Basis-Belägen wird eine reine Fe-Matrix aufgebaut und, sofern kein keramischer Zusatz gewählt wurde, Reibwerte um 0,4 erzielt.

Die Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$ liegt meist zwischen 0,4 und 0,5 und stellt sich damit als hoch heraus. Es werden in der Regel gute Belagverschleißwerte W_K^* um etwa 0,1 cm³/kWh erreicht.

Die entwickelten Cu-Basis-Beläge bilden als Matrix eine CuSn8- α -Bronze aus. Es werden ausschließlich Belagvarianten mit Keramikzusatz begutachtet. Der Verschleiß W_K^* liegt analog zu den Fe-Basis-Werkstoffen um 0,1 cm³/kWh. Die erzielten Reibwerte pendeln um 0,5 und entsprechen der Zielvorstellung, liegen aber deutlich über denen der Fe-Basis-Beläge. Dies wird auch in der Literatur beobachtet (vgl. Kap. 4.1.1). Die Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$ ist mit 0,3 bis 0,4 geringer als bei den Fe-Basis-Belägen.

Erklärbar ist dieses Verhalten durch die geringere Härte und das erhöhte plastische Verformungsvermögen der Cu-Basis- gegenüber den Fe-Basis-Materialien. Dies ermöglicht eine bessere Anpassung der Belagoberfläche an die Rauigkeit der Bremsscheibe und führt somit zu einer vergrößerten wahren Kontaktfläche der Reibpartner, in der die Reibmechanismen wirken. Hierdurch wird ein erhöhter Reibwert erzielt, der jedoch aufgrund des guten plastischen Verformungsvermögens und der damit verbundenen guten Gleiteigenschaften von Cu-Basis-Werkstoffen gegenüber Stahl eine bessere Reibwertkonstanz aufweist.

Die insbesondere bei Fe-Basis-Belägen beobachtete, starke Reibwerterhöhung gegen Ende der Bremsphase beruht auf der bei langsamer Gleitgeschwindigkeit verstärkt auftretenden Adhäsion, vor allem zwischen phasenverwandten Materialien (vgl. Kap. 4.1.1). V. Procházka und V. Miskovic [56] bestätigen dieses Verhalten durch Reibuntersuchungen bei verschiedenen Gleitgeschwindigkeiten (Abb. 6.65). Bei sehr niedrigen Gleitgeschwindigkeiten und Temperaturen wird ein ausreichend schmierender Graphitfilm angenommen. Bei Geschwindigkeits- und Temperaturerhöhung gehen die Schmiereigenschaften des Graphitfilms verloren und es kann zu adhäsiven Kontakten zwischen beiden Reibpartnern kommen, so daß Reibwert und Verschleiß stark ansteigen. Bei weiter erhöhter Geschwindigkeit und Temperatur setzt eine wirksame Oxidschichtbildung ein, die den adhäsiven Mechanismus behindert. Die Reibkennwerte fallen.

Generell kann ein Reibwert- und Verschleißanstieg gegen Bremsende, d.h. bei kleineren Gleitgeschwindigkeiten, mit dem Fehlen oder der Zerstörung einer stabilen, selbst regenerierenden Reibschicht erklärt werden, da zum Aufbau und Erhalt dieser Schicht eine bestimmte Minimalbelastung notwendig ist [62]. Eine ganz oder teilweise zerstörte Reibschicht läßt adhäsive Metall-Metall-Kontakte und damit eine Reibwerterhöhung zu (vgl. Kap. 4.1.4.).

Aus diesem Grunde erscheinen die Reibwertschwankungen meist unsymmetrisch um den mittleren Reibwert verteilt, d.h. die obere Reibwertschwelle weicht bedingt durch die starke Adhäsion gegen Bremsende stärker vom mittleren Reibwert ab als die untere Reibwertschwelle.

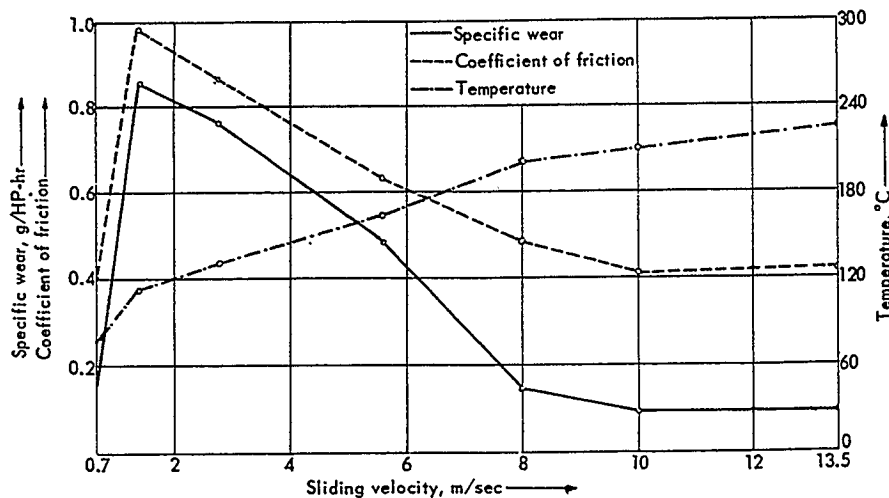


Abb. 6.65:

Reibkennwerte eines Fe-24 % Graphit-Belages bei verschiedenen Gleitgeschwindigkeiten [56];
 $p = 88 \text{ N/cm}^2$;

Bem.:

Verschleißangabe in $[\text{g/HP hr}]$, wobei
 $[\text{HP}] = [\text{Horse Power}]$

In der Regel liegt eine enge Kopplung zwischen Reibwert- und Temperaturverlauf vor. Gegen Bremsende werden die höchsten Temperaturen und Reibwerte erzielt. Dies hängt wiederum mit der bei höheren Temperaturen und niedrigen Gleitgeschwindigkeiten verstärkt auftretenden Adhäsionsneigung der metallischen Phasen der Reibpartner sowie mit der bei erhöhten Temperaturen erleichterten plastischen Formänderung und der damit ermöglichten Vergrößerung der wahren Kontaktfläche zwischen Scheibe und Belag zusammen.

Die vorgestellten Fe-Basis-Beläge besitzen eine auffallend geringe Festigkeit bei mechanischer Beanspruchung im herkömmlichen Sinn, also bei Zug-, Druck-, Stoß- und Biegebeanspruchung.

Im Gegensatz zu den Cu-Basis-Belägen, denen ein feineres Cu-Pulver ($< 63 \mu\text{m}$) und durch die Anwesenheit von niedrigschmelzendem Sn ein Flüssigphasensintern zugrunde liegt, besitzen die Fe-Basis-Materialien ein gröberes Ausgangspulver ($< 150 \mu\text{m}$) und können nur in fester Phase versintern. Zudem hindern anzunehmende Oxidhäute auf den Pulverkörnern das Versintern. Es kommt also zu einer relativ schwach gebundenen Fe-Matrix.

6.5.2. Einfluß des Graphitgehaltes

Eine Variation des Graphitgehaltes führt bei Fe- und Cu-Basis-Belägen zu unterschiedlichen Ergebnissen.

Eine Erhöhung des Graphitgehaltes bewirkt bei den Fe-Basis-Werkstoffen keine Änderung der Reibwerte und ihrer Schwankungsbreite, jedoch wird der Verschleiß auf niedrigem Niveau reduziert (Abb. 6.5, 6.6). Die Verschleißreduzierung wird in der Literatur bestätigt, nicht der unveränderte Reibwert, zu dessen Verhalten allerdings unterschiedliche Angaben gemacht

werden [56, 62]. Es wird auch von einem Fall berichtet, in dem weder eine Verschleiß-, noch eine eindeutige Reibwertänderung festgestellt werden [40].

Die Erhöhung des Graphitgehaltes im Cu-Basis-Belag läßt Verschleiß und Reibwert ansteigen bei deutlicher Reibwertstabilisierung (Abb. 6.17, 6.18). Dagegen wird in der Literatur analog zu den Fe-Basis-Belägen von einer Verschleiß- und Reibwerterniedrigung berichtet [15]; jedoch zeigt ein Cu-Basis-Naßfriktionswerkstoff [64] Parallelen zu hier beobachtetem Verhalten.

6.5.3. Einfluß der Graphitkorngröße

Eine Erhöhung des Feinkornanteils im verwendeten grobkörnigen Graphit führt bei Fe- und Cu-Basis-Bremswerkstoffen zu einer deutlichen Verbesserung der Reibwertschwankungsbreite und glättet den Reibwertverlauf (Abb. 6.7, 6.8, 6.21, 6.22). Während bei den Fe-Basis-Belägen mittlerer Reibwert und Verschleiß nahezu unbeeinflusst bleiben, zeigt sich bei den Cu-Basis-Belägen eine deutliche Reibwerterhöhung (auf über 0,6 bei Zugabe eines Feinkornanteils $< 44 \mu\text{m}$) und eine Verschleißsteigerung (vor allem bei Zugabe eines Feinkornanteils $< 15 \mu\text{m}$).

Diese Verschleißsteigerung zeigt Parallelen bei der Anwendung stark unterschiedlicher Graphitkörnungen im Cu-Basis-Belag (Abb. 6.19, 6.20). Feinere Graphitkörnungen ($< 150 \mu\text{m}$, $5\text{-}75 \mu\text{m}$) lassen den Verschleiß gegenüber der gröberen Körnung ($150\text{-}600 \mu\text{m}$) stark ansteigen. Ähnliches Verhalten kann an einfachen Cu-Graphit-Kompositen bestätigt werden [63] (vgl. Kap. 4.1.3.).

Die hohe Anzahl der in der metallischen Matrix eingelagerten, feineren Graphitpartikel führt zu einer Störung und Festigkeitsverminderung des Gefüges, so daß weder eine gut ausgebaute, stabil haftende Reibschicht, noch eine ausgeprägte Verformungszone unterhalb der Reibschicht aufgebaut werden können. Dies wird eindrucksvoll durch Abb. 6.55 bestätigt. Hierdurch kommt es letztlich zu einem deutlichen Verschleißanstieg.

Analog zu den oben beschriebenen Belagvarianten mit erhöhtem Feinkornanteil ist auch hier eine deutliche Verbesserung der Reibwertschwankungsbreite durch den feinkörnigeren Graphitgehalt zu beobachten. Ein Einfluß auf die Reibwerthöhe ist allerdings nicht gegeben.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß Graphite bzw. Graphitanteile feinerer Korngröße die Reibwertschwankungsbreite verbessern, den Verschleiß aber eher verschlechtern. Ein Erklärungsversuch über eine bessere Schmierwirkung durch die homogenere Verteilung des

Graphits scheitert an der festgestellten Verschleißerhöhung. Vielmehr wird der durch die vielen kleineren Graphitpartikel verursachte Festigkeitsmangel zu einem vermehrten Eintrag von Verschleiß-/Abriebpartikeln in den Reibspalt führen und dort reibwertstabilisierend wirken, indem diese Partikel adhäsive Reibmechanismen besonders in der Bremsendphase behindern. Eine stabile, oxidische Reibschicht mit unterliegender Verformungszone ist in diesen Fällen kaum vorhanden (vgl. Kap. 6.4.2.). Der Verschleiß wird im wesentlichen durch die Festigkeit des Gesamtgefüges bestimmt.

Ein ähnliches Verhalten, Verschleißerhöhung bei verbesserter Reibwertschwankung, ist auch bei unterschiedlich stark versinterten Fe-Graphit-Belägen zu beobachten (Abb. 6.13, 6.14). Die geringer versinterte Variante ergibt höheren Verschleiß bei verbesserter Reibwertschwankungsbreite.

6.5.4. Einfluß von Frikionsmodifizierern

Beim vergleichenden Einsatz keramischer Frikionsmodifizierer (SiC, Kieselgur SiO_2) läßt sich bei Fe- und Cu-Basis-Belägen ein höherer Verschleiß für die Varianten mit SiO_2 -Zusatz feststellen (Abb. 6.11, 6.23, 6.25). Dieses Verhalten kann in Verbindung mit der geringeren Härte des Kieselgurs im Vergleich zu SiC gebracht werden. Zudem zeigen Cu-Basis-Beläge mit SiC-Zusatz bei mikroskopischer Betrachtung größere, zusammenhängende oxidische Reibschichtanteile als Beläge mit SiO_2 -Zusatz (vgl. Kap. 6.4.2). Dies würde einer oxidischen Reibschicht vor allem verschleißhemmende Wirkung zukommen lassen. Auf den Reibwert scheint diese Schicht weniger einzuwirken, da zumindest die Cu-Basis-Variante mit SiO_2 ein deutlich besseres Reibwertverhalten als die vergleichbare SiC-Variante (SiC F180) ausmacht (Abb. 6.23-6.26). Für SiO_2 -Zusätze im Fe-Basis-Belag kann dieses Verhalten ansatzweise durch einen gegenüber SiC-Zusatz stabileren Reibwertverlauf bestätigt werden. Allerdings resultiert insgesamt betrachtet eine höhere Reibwertschwankungsbreite.

Reine Fe-Graphit-Beläge zeigen gegenüber Fe-Basis-Belägen mit Cr als metallischem Frikionsmodifizierer ein stark erhöhtes Verschleißverhalten (Abb. 6.9, vgl. Abb. 6.13, 6.15). Ursache ist die generell anzunehmende Verschleißoptimierung durch Einlagerung zusätzlicher, härterer Phasen, also hier Cr, ins Gefüge der metallischen Matrix. Ohne diesen härteren Zusatz kommt es im Reibprozeß zu stark gestörten und zerklüfteten Oberflächen, die nahezu keine stabil haftenden Reibschichtanteile zeigen (Abb. 6.42). Dies weist einer stabilen Reibschicht

einen Einfluß auf die Verschleißminderung zu. Gleichzeitig bestätigt sich die positive Bedeutung von ausreichend zur Verfügung stehenden Verschleißpartikeln im Reibspalt für ein gutes Reibwertverhalten, da der Cr-freie Belag mit hohem Verschleiß, also auch vielen Verschleißpartikeln, gegenüber den Cr-haltigen Belägen eine deutlich geringere Reibwertschwankungsbreite erzielt (Abb. 6.10).

Diese Beispiele demonstrieren wiederum, daß erhöhter Verschleiß in der Regel mit erniedrigter Reibwertschwankungsbreite einhergeht. Die Bedeutung ausreichend zur Verfügung stehender Verschleißpartikel auf das Reibwertverhalten wird hierdurch bestätigt.

Der Einfluß der Korngröße eines Friktionsmodifizierers wurde für Fe-Basis-Beläge am Beispiel eines Cr-Zusatzes (Abb. 6.9), für Cu-Basis-Beläge am Beispiel eines SiC-Zusatzes (Abb. 6.23) beobachtet. Die Reibwerthöhe wird nur schwach beeinflusst - bei beiden Belagtypen jedoch tendenziell unterschiedlich -, der Verschleiß nimmt mit steigender Korngröße des Friktionsmodifizierers ab. - Während diese Tendenz für die Cr-Zusätze im Fe-Basis-Belag sehr deutlich ausfällt, ist die Verschleißminderung für die SiC-Zusätze unterschiedlicher Körnung im Cu-Basis-Belag aber als sehr gering zu bezeichnen. - Für SiC-Zusätze findet dieses Verschleißverhalten tendenziell von V.P. Migunov et al. [66] Bestätigung am Beispiel von Fe-Basis-Belägen; die Autoren stellen jedoch im Bereich $< 300 \mu\text{m}$ eine sehr starke Verschleißminderung um ca. 50 % fest. Mit anderen keramischen Friktionsmodifizierern werden andere Verschleißverhältnisse beobachtet (vgl. Kap. 4.1.3.). Im allgemeinen ist für einfache Metall-Keramik-Verbundwerkstoffe eine Verschleißreduzierung bei zunehmender Korngröße der Keramik zu erwarten [63].

Der durch ansteigende Cr-Korngröße erniedrigte Verschleiß des Fe-Basis-Belages wird wiederum mit einer erhöhten Reibwertschwankungsbreite erkauft (Abb. 6.9, 6.10).

Die durch verschiedene Friktionsmodifizierer (SiC, SiO₂, Cr, alle $< 100 \mu\text{m}$) in vergleichbarer Korngröße erzielten mittleren Reibwerte der Fe-Basis-Beläge (Abb. 6.11) zeigen, daß sich der Reibwert durch die keramischen Friktionsmodifizierer, unabhängig von der Wahl der Keramik, von 0,4 auf 0,5 erhöht. Ähnliches Verhalten wird in einem US-Patent [40] erwähnt. Der Reibwertanstieg bei Zugabe keramischer Friktionsmodifizierer wird häufig beobachtet [15, 33, 40, 67] (vgl. Kap. 4.1.3.). Als Ursache ist eine Teilchenfurchung anzunehmen, die eine mechanische Verhakung zwischen Belag und Scheibe sowie verstärkt lokale Abrasion und Deformation der Scheibenoberfläche bewirkt.

Die Reibwertschwankungsbreite bleibt unverändert, jedoch destabilisiert sich der Reibwertverlauf (Abb. 6.12) und nimmt insbesondere für den SiC-Zusatz das für die Cu-Basis-Beläge mit SiC-Gehalt häufig beobachtete Reibwertverhalten eines verzerrten Sinus an (vgl. z.B. Abb. 6.18, 6.24).

6.5.6. Betrachtung einzelner Belagsysteme

SiC-Gehalte im Cu-Basis-Belag verringern mit **steigender Korngröße** im betrachteten Bereich bis 300 µm nur in geringem Umfang Reibung und Verschleiß. Das Reibwertverhalten bleibt weitgehend unbeeinflusst. Dies ist umso bemerkenswerter, wenn die stark unterschiedlichen SiC-Korngrößen beachtet werden. Erklärbar ist dieses Verhalten durch eine SiC-Kornzerkleinerung in der Bremsfläche und das Auftreten einer Verformungszone mit Einlagerungen unter der Bremsfläche. Nach diesem Modell werden SiC-Körner, die die Bremsfläche durchstoßen oder auch dicht unter ihr liegen, durch die auftretenden Kräfte im Reibprozeß zerkleinert und in die sich bildende Reibschicht sowie später in die unter der Bremsfläche liegende Verformungszone zusammen mit Anteilen der oxidischen Reibschicht eingearbeitet. Hiernach spielt die Korngröße des SiC keine Rolle, da seine Wirkung in der Bremsfläche bzw. in der Reibschicht und der darunterliegenden Verformungszone auf die zerkleinerten SiC-Bruchstücke zurückgeht. Unterschiede der Matrix aufgrund verschieden großer SiC-Korneinlagerungen sind unbedeutend, da Bremsfläche und Reibschicht durch die Verformungszone getragen werden. Diese beinhaltet aber, wie oben erklärt, die zerkleinerten SiC-Bruchstücke und ist daher unabhängig von der SiC Ausgangskorngröße. Dieses Modell wird durch die Abb. 6.57a, b und Abb. 6.66, 6.67 bestätigt.

Für die Fe-Basis-Beläge ist dieses Modell nicht zulässig, da diese Beläge keine geschlossene und gut ausgebildete Verformungszone aufbauen.

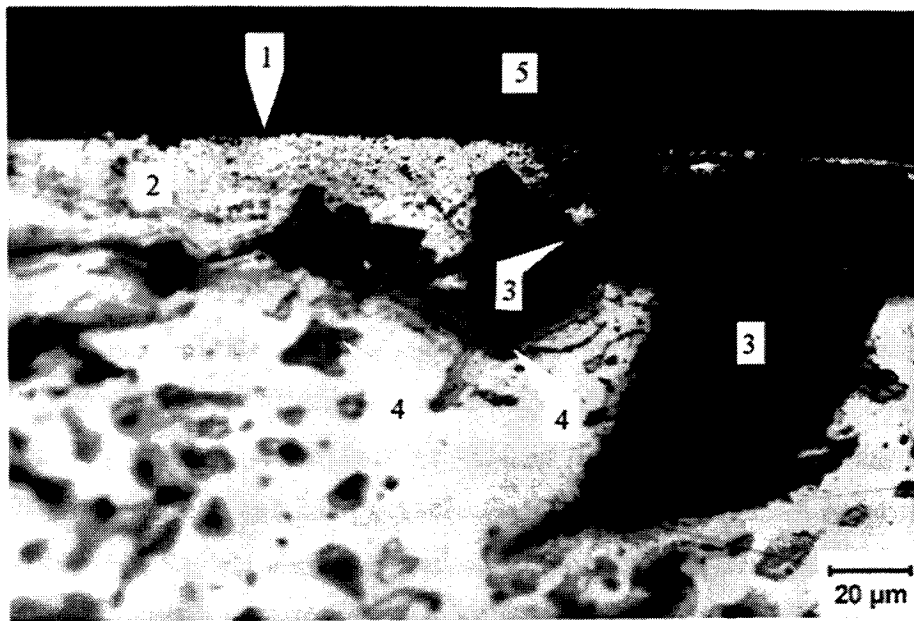


Abb. 6.66:

Unter der Bremsfläche zerkleiner-
tes SiC-Korn im
Cu-Basis-Belag

- 1: Reibschicht
- 2: Verform.zone
- 3: SiC
- 4: Oxid
- 5: Einbettmasse

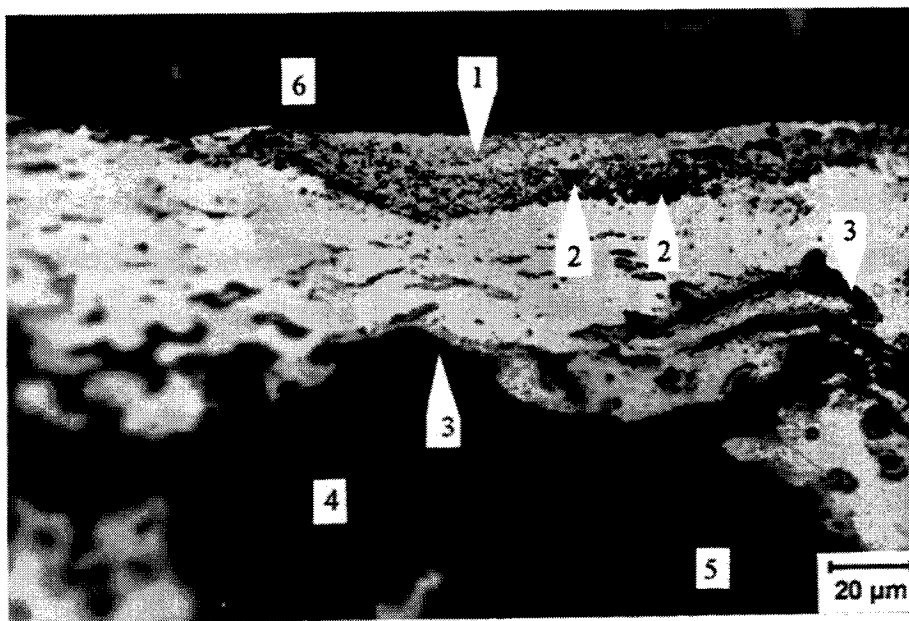


Abb. 6.67:

Einbau von SiC-
Kornbruchstücken
in die Verfor-
mungszone unter
der Bremsfläche
eines Cu-Basis-
Belages

- 1: Verform.zone
- 2: SiC-Korn
bruchstücke
- 3: Oxid
- 4: ausgewaschene
Graphittasche
- 5: Graphit
- 6: Einbettmasse

Wird anstelle SiC ein **Kieselgurzusatz** (SiO_2) gewählt (Abb. 6.25), so zeigen sich, wie schon oben erwähnt und näher erläutert (vgl. Kap. 6.5.4.), höhere Verschleißwerte. Der Reibwert liegt für den feinkörnigeren und weicheren Kieselgurzusatz ($\mu = 0,43$) deutlich unter dem des gröberen und kalzinierten, also härteren Zusatzes ($\mu = 0,54$), der sich aufgrund seiner größeren Härte eher an die Reibwerte der korrespondierenden Variante mit SiC-Gehalt ($\mu = 0,50$, Abb. 6.23) orientiert. Vergleichbare Reibwerte werden auch von den Fe-Basis-Belägen mit SiC bzw. kalziniertem Kieselgur erzielt (vgl. Abb. 6.11). Die Reibwertschwankungen der Kieselgurhaltigen Cu-Basis-Beläge sind verglichen mit den SiC-haltigen Varianten deutlich verringert.

Die erzielten Reibwertverläufe (Abb. 6.26) unterscheiden sich ganz erheblich von denen der Varianten mit SiC-Gehalt (Abb. 6.24).

Die in einer Literaturstelle über öllaufende Kupplungsbeläge auf Bronzebasis [34] empfohlene **oxidierende Behandlung** der Beläge macht auf die hier vorgestellten Cu-Basis-Beläge mit Bronzematrix keinen nennenswerten Einfluß (Abb. 6.27, 6.28), allenfalls ist ein geringer Reibwertabfall festzustellen.

Da durch die Glühbehandlung (24 h bei 450°C) eine vollständige Oxidation in allen Poren des Belagwerkstoffes erreicht wurde, zeigt dies, daß unabhängig von diesem Oxidangebot der Matrix während des Reibprozesses eine ausreichende Oxidbildung auf der Bremsfläche und dicht unter ihr gewährleistet ist.

Bei Verwendung eines **gröberen Sn-Pulvers** zur Herstellung der Bronze-Matrix bei Cu-Basis-Belägen wird keine Änderung von mittlerem Reibwert und Verschleiß beobachtet. Jedoch erhöht sich mit gröberem Sn-Pulver die Reibwertschwankungsbreite (Abb. 6.29). Dies kann nur auf eine schlechter homogenisierte Bronze-Matrix zurückgeführt werden.

Bekannterweise besitzt Sn in Cu eine sehr langsame Diffusionsgeschwindigkeit, so daß größere Sn-Körner zur vollständigen Diffusion und Homogenisierung höhere Sintertemperaturen oder längere Sinterzeiten benötigen. Wahrscheinlich setzen sich vorliegende, metallische Gefügeheterogenitäten bis in die Reibschicht und die unter ihr liegende Verformungszone fort. Im Mittel werden diese Inhomogenitäten allerdings ausgeglichen, was durch unveränderten mittleren Reibwert und Verschleiß sowie gleichartige Reibwertverläufe (Abb. 6.30) angedeutet wird.

Unterschiedliche Sinterbedingungen führen bei den vorgestellten Fe-Basis-Belägen zu unterschiedlich starken Versinterungen der Fe-Körner, obwohl die Dichte und Porosität der Beläge gleich bleibt. Bei höheren Sinterbedingungen, d.h. höhere Sintertemperatur und/oder Sinterzeit, fällt eine Verschleißreduzierung bei einer starken Zunahme der Reibwertschwankungen auf (Abb. 6.13, 6.15). Bei Cr-haltigen Belägen wird auch der Reibwert verringert. Ein Vergleich der Verschleißergebnisse der Cr-haltigen und Cr-freien Beläge zeigt, wie oben schon erwähnt (Kap. 6.5.4), klar das höhere Verschleißniveau der Cr-freien Varianten; eine stärkere Versinterung kann diese Tendenz nicht wenden. Die Korrelation zwischen Verschleiß und Reibwertschwankungen weist hier nochmals darauf hin, daß höhere Verschleißwerte mit verringerten Reibwertschwankungen einhergehen. Das verbesserte

Reibwertverhalten kann allerdings bei Cr-haltigen Belägen mit einer relativ geringen Verschleißerhöhung auf niedrigem Verschleißniveau erkaufte werden. Während die bei höheren Temperaturen für längere Zeiten gesinterten Varianten nur wenige stabile Reibschichtanteile auf der Bremsfläche zeigen, weist der Cr-haltige Belag kürzester Sinterzeit und niedrigerer Sinter Temperatur eine relativ gut ausgebildete oxidische Reibschicht auf. In diesem Falle scheint die gut ausgebildete Reibschicht die Reibwertstabilität eher positiv zu beeinflussen als den Verschleiß. Da die schwächere Versinterung zu einer starken Oxidation entlang der Poren und unversinterten Korngrenzen während des Reibprozesses (Abb. 6.40, Abb. 6.68) führt, steht immer ein großer Anteil oxidischer Abriebpartikel zur Verfügung, die im Reibprozeß reibwertstabilisierend wirken und aufgrund ihrer großen Verfügbarkeit eine ausreichend dicke und stabile Schicht aufbauen können. Somit hätte die Reibschicht weniger eine Bedeutung als Verschleißschuttschicht, sondern eher als Abrieb- und Verschleißpartikelschicht, die das Reibwertverhalten stabilisiert.

Das für die hier entwickelten Fe-Basis-Beläge beste Bremsverhalten wird mit dieser Cr-haltigen Variante kurzer Sinterzeit erzielt. In Analogie muß wahrscheinlich auch das gute Bremsverhalten eines in einem Patent [45] erwähnten Fe-Basis-Belages gesehen werden, der lediglich kaltverpreßt wird ohne anschließende Sinterung. Auch hier wäre von einer starken Oxidation entlang der unversinterten Korngrenzen des Fe und von oben beschriebenem Reib- bzw. Verschleißmechanismus auszugehen.

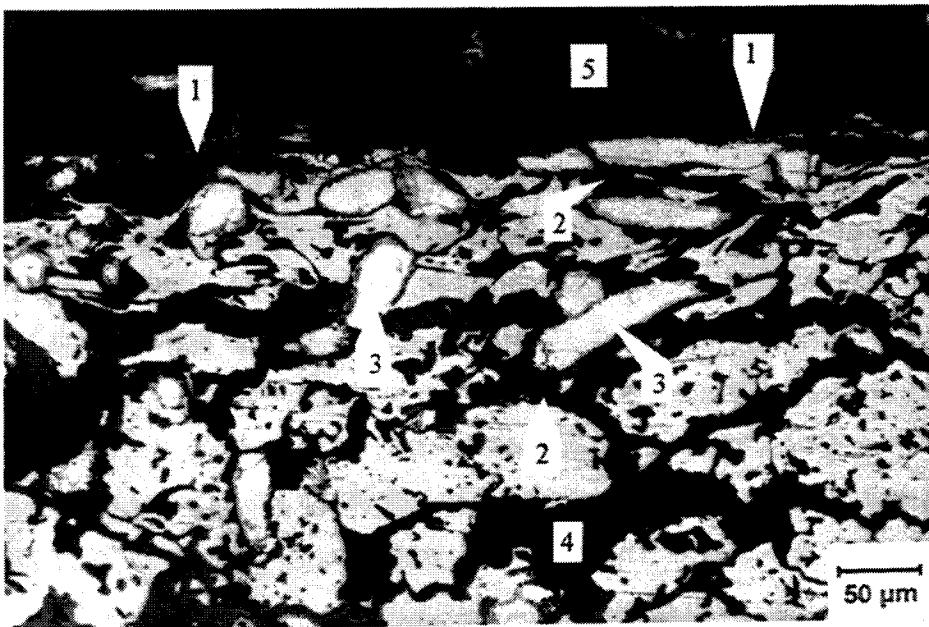


Abb. 6.68:
Oxidation im
Fe-Basis-Belag

- 1: Reibschicht
- 2: Oxid
- 3: Cr
- 4: Graphit
- 5: Einbettmasse

Unterschiede in der Sinterdichte der Belagmaterialien können beträchtliche Auswirkungen auf das Reib- und Verschleißverhalten besitzen. Nach den Abb. 6.31, 6.33 führen Dichtesteigerungen um ca. 10 %TD im Bereich zwischen 50 und 70 %TD zu höheren Verschleißwerten bei Cu-Basis-Belägen. Der Einfluß auf den Reibwert ist unklar; während bei feinkörnigerem Graphitgehalt ($< 150 \mu\text{m}$) die höhere Dichte zu Reibwertabfall bei erhöhter Reibwertschwankungsbreite führt (Abb. 6.31), zeigen die Belagvarianten mit grobkörnigem Graphitzusatz (150-600 μm) bei Dichteerhöhung von 50 auf 60 %TD einen leichten Reibwertanstieg bei einer bemerkenswerten Reibwertstabilisierung (Abb. 6.33). Diese Stabilisierung wird auch deutlich durch den Reibwertverlauf (Abb. 6.34) demonstriert. Mit zunehmender Dichte wird der starke Reibwertanstieg bei Bremsende ganz unterdrückt. Dies geht einher mit einer relativ dicken, gut ausgebildeten oxidischen Reibschicht auf der Bremsfläche des dichtesten Belages. Makroskopisch ist kein Unterschied im Erscheinungsbild der Bremsflächen festzustellen.

Zusammen mit den Cu-Basis-Varianten mit Kieselgurzusatz weist der Cu-Basis-Belag grobkörnigen Graphitgehaltes mit SiC-Zusatz bei 59 %TD die geringste Reibwertschwankungsbreite auf, sein Verschleiß ist dabei aber deutlich geringer als der der Beläge mit Kieselgur. Daher ist dieser Belag als die erfolgversprechendste Variante der in dieser Arbeit vorgestellten Cu-Basis-Beläge anzusehen. Auch im Vergleich zu den Fe-Basis-Belägen schneidet dieser Cu-Basis-Bremswerkstoff am besten ab.

6.5.7. Reibschicht und Verformungszone

Während des Bremsvorganges kommt es zu beträchtlichen Temperaturerhöhungen und Krafteinwirkungen auf die Bremsfläche. Dies kann zur Ausbildung einer Reibschicht auf der Bremsfläche führen. In den seltensten Fällen ist von einer durchgehenden Bedeckung der Bremsfläche mit dieser Reibschicht auszugehen. Diese Schicht setzt sich im wesentlichen aus oxidischen Verbindungen der im Belagwerkstoff vorliegenden und aus Materialübertragungen von der Bremsscheibe stammenden metallischen Elemente zusammen. So zeigen alle Cu-Basis-Beläge relativ starke, aus der Bremsscheibe stammende Fe-Anteile. Es kann hierbei auch, wie die Cu-Basis-Beläge mit SiC-Zusatz andeuten, zu Änderungen des ursprünglichen Massenverhältnisses der Legierungspartner aus der metallischen Belagmatrix kommen. Ebenso ist davon auszugehen, daß die Schicht fein zerkleinerte Anteile keramischer Friktsionsmodifizierer enthält (vgl. Kap. 6.5.6.). Diese Beobachtungen decken sich mit den dazu

gemachten Literaturangaben [42, 48, 62, 72, 73]. Es können keine Karbide oder Nitride in der Reibschicht festgestellt werden.

Die erzielten Schichtdicken liegen unter 30 µm, meist zwischen 1 und 10 µm. Ähnliche Schichtdicken werden in der Literatur angegeben [62, 73].

Während die meisten Literaturangaben der gebildeten Reibschicht großen Einfluß auf den Reibwert, die Reibwertkonstanz und den Verschleiß zumessen (vgl. Kap. 4.1.4.), kann in den hier vorliegenden Untersuchungen der Reibschicht keine eindeutige Rolle zugewiesen werden. Gute Reibschichten werden bei Belägen mit gutem Reib- und Verschleißverhalten gefunden. Dies zeigen der jeweils beste Cu- und Fe-Basis-Belag dieser Arbeit, also der bei grobkörnigem Graphitzusatz SiC-haltige Cu-Basis-Belag hoher Verdichtung (Abb. 6.33) und der Cr-haltige Fe-Basis-Belag geringster Versinterung (Abb. 6.15). Jedoch wurden mit den Kieselgur-haltigen Cu-Basis-Belägen (Abb. 6.25) auch Beläge vorgestellt, die bei gutem Reibwert- und akzeptablem Verschleißverhalten keine besonders gut ausgeprägte Reibschicht aufweisen.

Sehr gute Verschleißwerte können auch bei schlecht ausgebildeter Reibschicht erzielt werden, was beispielsweise durch den Cr-haltigen Fe-Basis-Belag höherer Versinterung gezeigt wird (Abb. 6.15). Ebenso können geringe Reibwertschwankungsbreiten bei stark gestörtem Reibschichtaufbau resultieren, wie die Cu-Basis-Beläge feinkörnigeren Graphitgehaltes demonstrieren (Abb. 6.19)

Der unter der Reibschicht bzw. unter der Bremsfläche liegende Verformungsbereich wird von den Fe-Basis-Belägen (grobkörnigen Graphitgehaltes) relativ undeutlich und nur vereinzelt ausgebildet. Die Dicke dieses Bereiches liegt bei maximal 50 µm. In dieser Zone liegen feinst verteilte Partikelchen und eingeformte Oxidlamellen vor (Abb. 6.44, 6.45). Diese Partikelchen stellen wahrscheinlich ausgeschiedene Karbide, zertrümmerte Reste von Friktsionsmodifizierern und Oxide aus der Bremsfläche oder der Reibschicht dar, die während des Reibprozesses in das metallische und daher plastisch verformbare Gefüge unter der Bremsfläche eingearbeitet wurden. Aufgrund des hohen Verformungsgrades und der eingelagerten Partikel ist von einer hohen Festigkeit und Härte dieser Verformungszone auszugehen. Da sie jedoch nicht durchgehend, sondern nur vereinzelt unter der Bremsfläche festzustellen ist, wird ihr Beitrag zum Bremsverhalten eher gering sein.

Die Verformungszone ist bei den Cu-Basis-Belägen grobkörnigen Graphitgehaltes deutlich und nahezu durchgehend unter der Bremsfläche bzw. Reibschicht vorhanden. Ihre Dicke ist abhängig von der Dichte des Belagmaterials, von dem eingesetzten Graphit und dem

Friktionsmodifizierer. Beläge feinkörnigerer Graphite zeigen diese Verformungszone nur sehr undeutlich. Die Dicke dieses Bereiches liegt für die Varianten mit grobkörnigem Zusatz meist unter 60 µm, für die höher verdichtete Variante meist unter 150 µm. In ihr treten Partikeleinlagerungen auf, die aus zertrümmerten und zermahlenen Bruchstücken der Friktionsmodifizierer und aus oxidischen Partikeln der Reibschicht stammen und während des Reibprozesses in diesen Bereich eingeformt wurden. Da diese Verformungszone durchgehend unter der Bremsfläche erscheint, wird sie einen größeren Einfluß auf das Bremsverhalten ausüben, zumal sie aufgrund des Verformungsgrades, der Partikeleinlagerungen und der höheren Dichte härter und fester als die bronzene Matrix anzunehmen ist. Da die Kieselgurhaltigen Belagvarianten keine gut ausgeprägten Reibschichten aufbauen, spielt diese Verformungszone beim Reibverhalten dieser Belag wahrscheinlich eine bedeutende Rolle.

Weder bei den Fe-, noch bei den Cu-Basis-Belägen wurden größere graphitische Anteile in der Reibschicht oder in der Verformungszone gefunden. Keinesfalls konnten graphitische Schichten auf den Belägen festgestellt werden. Zum einen sind die mechanischen Belastungen in der Reibfläche zu hoch, zum anderen wird zu wenig Graphit nachgeliefert, um die Bildung einer stabilen Graphitschicht zu ermöglichen. Dies deckt sich mit den Angaben von H. Rebsch und M. Kühnel [62], wonach graphitische Haftsichten erst bei sehr hohen Graphitgehalten um etwa 60 Vol% gebildet werden können. Wahrscheinlich ist bei den auftretenden hohen Spannungen und Temperaturen im Kontaktbereich ein Zerschlagen und Zermahlen des Graphits bei teilweiser Verbrennung anzunehmen. Die schmierende Wirkung des Graphits kann sich hiernach nur in der Phase vor der vollständigen Verbrennung entfalten. Wahrscheinlich werden zudem Graphitpartikel in geringeren Mengen in die Reibschicht und Verformungszone eingebaut. Auch geringe Graphitgehalte in der Reibschicht können eine Schmierwirkung verursachen. Hierzu sei angemerkt, daß klassische Antifrikationswerkstoffe (z. B. für Gleitlagerkomponenten) oft nur wenige Prozente Graphit (1-2 %) enthalten.

6.5.8. Verschleißmechanismen

Eine Zuordnung der in Kap. 2.4.1. beschriebenen Hauptverschleißmechanismen sieht für die dargestellten Bremsbelagvarianten folgendermaßen aus:

Beläge feinkörniger Graphitgehalte unterliegen aufgrund ihrer reduzierten Festigkeit im wesentlichen der Abrasion und der Oberflächenzerrüttung durch die Bremsscheibe. Die fein

verteilten Graphitpartikel schwächen das metallische Gefüge des Belages; es können sich weder eine stabile Reibschicht, noch eine Verformungszone aufbauen. An bremsflächennahen Graphitpartikeln kommt es immer wieder zum Auftreten von Spannungsspitzen und nachfolgender Rißbildung, die letztlich zum Abplatzen und Abtrag von Belagmaterial führt. Die makroskopisch schlecht ausgebildete (Abb. 6.55) und mikroskopisch stark zerklüftete Bremsfläche (Abb. 6.56) legt den abrasiven und oberflächenzerrüttenden Mechanismus nahe. Der im Verlauf der Einzelbremsungen beobachtete Reibwertanstieg ist im Vergleich zu anderen Bremsungen zu moderat, um eine Adhäsion zu favorisieren, zumal anzunehmen ist, daß die höheren Verschleißwerte dieser Beläge gut verteilte, kleinere Graphitpartikel und ausreichend oxidierende Verschleißpartikel zur Verfügung stellen, um adhäsive Kontakte zwischen metallischem Gefüge des Belages und der Scheibe zu behindern.

Für Beläge mit ausgebildeter Reibschicht und Verformungszone sind Tribooxidation als Sonderform des tribochemischen Verschleißes aufgrund der festgestellten oxidischen Reibschicht und Oberflächenzerrüttung dieser Reibschicht und der Verformungszone anzunehmen. Die in den Reibschichtanteilen der Cu-Basis-Beläge festgestellten hohen Fe-Konzentration stammen entweder aus adhäsivem oder abrasivem Materialübertrag aus der Bremsscheibe. Gegen Bremsende stark ansteigende Reibwerte legen adhäsive Mechanismen nahe, insbesondere bei den Fe-Basis-Belägen.

Aufgrund der geringeren Härte der Bronze gegenüber Stahl tritt bei den Cu-Basis-Belägen unter anderem stets eine abrasive Beanspruchung durch die Bremsscheibe auf (vgl. Abb. 2.5, 6.49, 6.50, 6.52, 6.54, 6.55).

Ein hoher Verschleißanteil durch Oberflächenzerrüttung ist für metallische Gefüge grundsätzlich in Erwägung zu ziehen, zumal das Auftreten von Rissen und schuppenförmigen Materialüberschiebungen hierauf hinweisen (vgl. Abb. 6.36, 6.51, 6.53, 6.56).

Die in den Belägen vorliegenden keramischen Frikionsmodifizierer können aufgrund ihrer Härte die Bremsscheibe abrasiv beanspruchen.

6.5.9. Vergleich mit handelsüblichen Bremsbelägen

Abschluß dieses Kapitels soll ein Vergleich der entwickelten Bremsbeläge mit handelsüblichen Belägen darstellen, um den technologischen Wert dieser Arbeit zu unterstreichen. Maßstabgebend sind der zur Zeit beste, verfügbare Sinterbremsbelag (S), ein Cu-Basis-Frictionswerkstoff, und ein Konkurrenzprodukt auf organischer Basis (P). Gemäß den in Kap. 6.2., 6.3. dargestellten Reib- und Verschleißergebnissen liefern diese beiden Beläge das in Abb. 6.69-6.71 dargestellte Bremsverhalten. Zu beachten ist hierbei, daß die Reibwertverläufe aus Abb. 6.70 nicht repräsentativ für alle Reibwertverläufe der Einzelbremsungen stehen; bei Bremsungen aus niedrigeren Anfangsgeschwindigkeiten werden stärkere Reibwertanstiege gegen Ende der einzelnen Bremsungen beobachtet (Abb. 6.71).

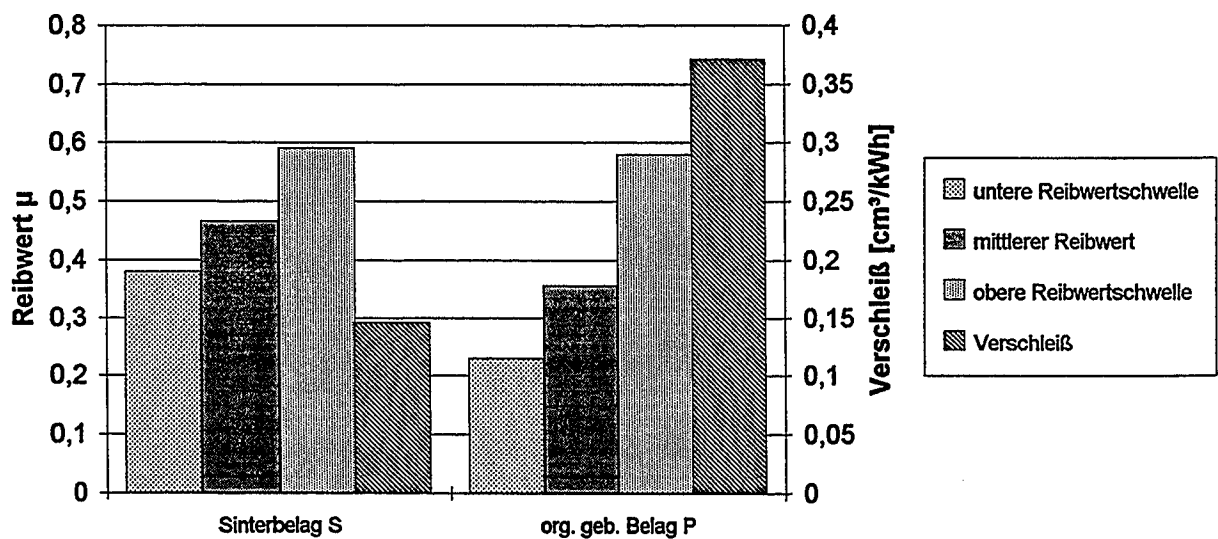


Abb. 6.69: Reib- und Verschleißverhalten handelsüblicher Bremsbeläge

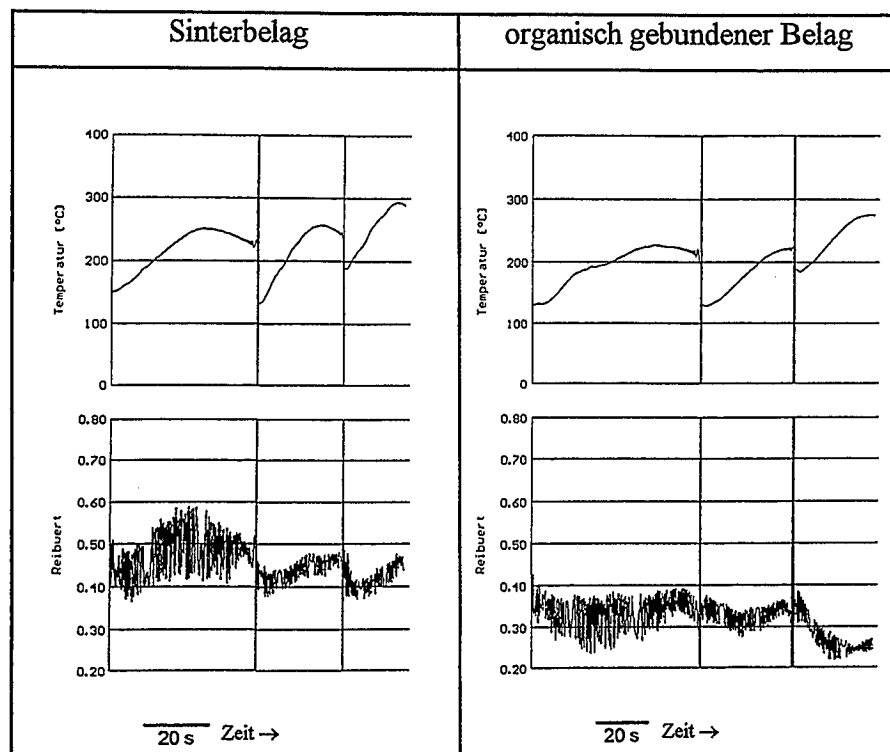


Abb. 6.70: Reibwertverläufe handelsüblicher Bremsbeläge;
 $v_{\text{Anfang}} = 111 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

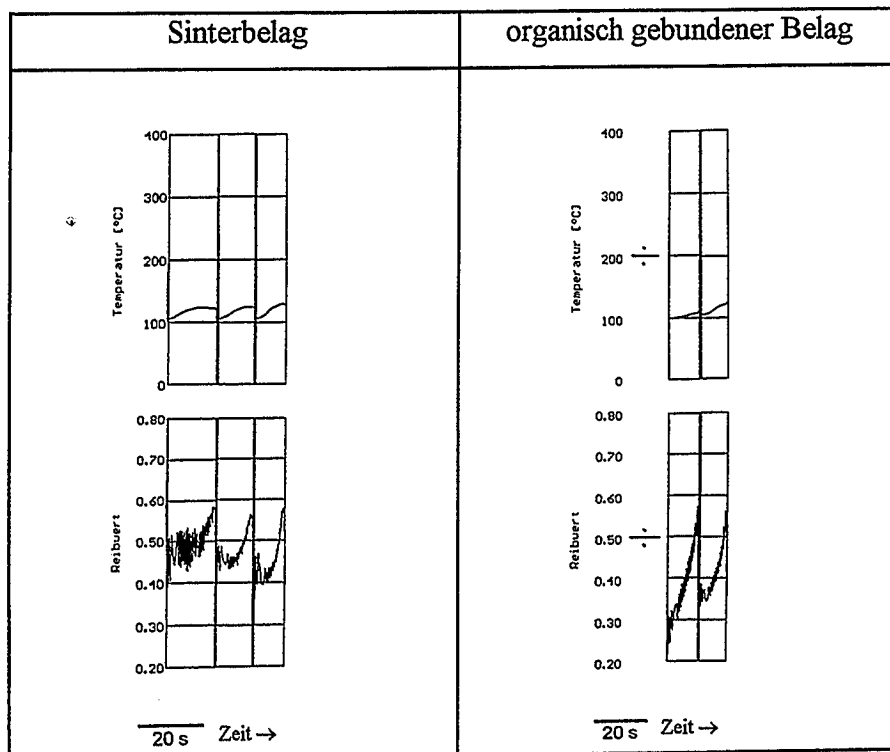


Abb. 6.71: Reibwertverläufe handelsüblicher Bremsbeläge;
 $v_{\text{Anfang}} = 50 \text{ km/h}$, $F_N = 1600, 3200, 4400 \text{ N}$

Die besten Belagentwicklungen dieser Arbeit stellen ein Cr-haltiger Fe-Basis-Belag geringer Versinterung (A) (Abb. 6.15, 6.16), zwei kieselgurhaltige Cu-Basis-Beläge (B, C) (Abb. 6.25, 6.26) und ein Cu-Basis-Belag grobkörnigen Graphitgehaltes bei erhöhter Sinterdichte (D) (Abb. 6.33, 6.34) dar. Um auf eine nochmalige graphische Darstellung zu verzichten, werden die wichtigsten Reib- und Verschleißergebnisse zum Vergleich dieser und der handelsüblichen Beläge tabellarisch zusammengefaßt.

Beläge	A	B	C	D	S	P
mittlerer Reibwert μ	0,43	0,54	0,43	0,52	0,47	0,36
Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$	0,31	0,24	0,22	0,22	0,21	0,35
Verschleiß W_K^* [cm ³ /kWh]	0,070	0,142	0,167	0,093	0,146	0,371
Bemerkungen	Fe-Basis, Cr, grober Graphit, geringe Versinterung	Cu-Basis, Kieselgur kalziniert, grober Graphit	Cu-Basis, Kieselgur, grober Graphit	Cu-Basis, SiC, grober Graphit, hohe Dichte,	handelsüblicher Sinter, Cu-Basis	handelsüblicher, organisch gebundener Belag

Tab. 6.4: Vergleich des Reib- und Verschleißhaltens verschiedener Bremsbeläge

Es ist ersichtlich, daß die hier entwickelten Bremsbelagvarianten A-D den Vergleich mit den handelsüblichen Belägen sehr gut antreten können. Der Verschleiß W_K^* liegt deutlich unter dem des organisch gebundenen Belages P und für A, B, D auch unter dem des handelsüblichen Sinterbelages S. Die Reibwertschwankungsbreite $\Delta\mu$ ist geringer als die des organisch gebundenen Belages P und bis auf Belag A vergleichbar mit der des Sinterbelages S. Die Höhe der erzielten Reibwerte ist akzeptabel. Eventuell liegt der Reibwert der Variante B ein wenig zu hoch.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß die guten Reib- und Verschleißwerte des handelsüblichen Sinterbelages durch die Eigenentwicklung D eingestellt und sogar übertroffen werden. Damit ist die Entwicklung eines aussichtsreichen Bremsbelages auf Sintermetallbasis gelungen.

7. Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, sintermetallische Friktionswerkstoffe als Bremsbeläge für Schienenverkehranwendungen hoher Belastungen, d.h. vor allem hoher Geschwindigkeiten, zu entwickeln. Hierbei sollte aus ökonomischen und ökologischen Gründen von Fe- und Cu-Basis-Werkstoffen ausgegangen werden. Als Scheibenmaterial sollte ein kostengünstiger, einfacher Stahlwerkstoff fungieren. Da Friktionsmaterialien Verbundwerkstoffe verschiedener Komponenten darstellen, die im wesentlichen in drei Gruppen zu unterteilen sind, nämlich Matrix- oder Bindematerial, Feststoffschmiermittel und Friktionsmodifizierer, bietet sich die Pulvermetallurgie als Herstellungsmethode der Wahl an, zumal die zu entwickelnden Werkstoffe einen gewünschten Porositätsanteil erhalten sollen.

Aus diesem Grunde wurden die Einflüsse verschiedener Verfahrensparameter und Komponenten auf das Gefüge und die Dichte der Friktionsmaterialien untersucht. Hierbei wurde festgestellt, daß die hier behandelten Friktionsmaterialien im Sinterprozeß stets einer Sinterschwellung in der Größenordnung um 10 % unterliegen, die im wesentlichen mit der Menge und Korngröße des als Feststoffschmiermittel eingesetzten Graphits ansteigt. Die hier beobachteten Sinterschwellungen vollziehen sich hauptsächlich in axialer Richtung der zylinderförmigen Belagstücke, also in Richtung der uniaxialen Preßkraft des Grünlings. Als Ursache dieses Phänomens kommt ein durch die Pressung des Grünlings erzeugter Zwangszustand hoher Grenzflächenenergie zwischen metallischen und nichtmetallischen, insbesondere graphitischen Phasen in Frage, welcher im Verlauf der Sinterung durch die Schaffung zusätzlicher Porosität abgebaut wird, oder eine Spannungsrelaxation der in der metallischen Matrix eingelagerten Graphitkörner, die zu einer Schwellung der Matrix führt.

Beim Testen der entwickelten Belagwerkstoffe wurde klar, daß eine Übertragbarkeit von Prüfergebnissen unterschiedlich dimensionierter Prüfstände in der Regel nicht gewährleistet ist. Die Ursachen hierfür beruhen auf unterschiedlichen Gleitgeschwindigkeiten im allgemeinen, auf dem Unterschied zwischen einer Reibprüfung bei konstanter Gleitgeschwindigkeit und einer Bremsprüfung bei verzögerter Gleitgeschwindigkeit sowie auf der zwischen verschiedenen Prüfständen stark differierenden, umzusetzenden Reibleistung. So liegt zwischen der umzusetzenden Reibleistung eines Stift-Scheibe-Versuchs und einer praxisnahen Bremsung leicht der Faktor 1000. Aus diesem Grunde müssen aussagekräftige Versuchsergebnisse zu

Bremsbelagmaterialien auf einem Bremsprüfstand ermittelt werden, der zum einen eine Bremsung, zum anderen möglichst praxisnahe Leistungsumsätze bietet.

Die Betrachtung zur umzusetzenden Reibleistung führt zu einer stärkeren Gewichtung des Coulombschen Reibgesetzes, welches der Normalkraft oder Anpreßkraft, nicht aber dem Anpreßdruck des Belages, auf den sich üblicherweise bezogen wird, Bedeutung zumißt.

Die Bremsprüfungen verschiedener Cu- und Fe-Basis-Belagvarianten liefern folgende Ergebnisse:

- Der Reibwert der Fe-Basis-Beläge liegt im allgemeinen bei 0,4 und damit unter dem der Cu-Basis-Beläge von etwa 0,5.
- Die Reibwertschwankungsbreite fällt in der Regel für Cu-Basis-Beläge günstiger aus.
- Es werden vergleichbar gute Verschleißergebnisse um $0,1 \text{ cm}^3/\text{kWh}$ erzielt.
- Unterschiedliche Graphitgehalte zwischen 30 und 40 Vol% im Fe-Basis-Belag beeinflussen nicht den Reibwert und seine Stabilität, jedoch wird eine Verschleißreduzierung erzielt.
- Unterschiedliche Graphitgehalte zwischen 16 und 29 Vol% im Cu-Basis-Belag führen zu Reibwert- und Verschleißanstieg bei deutlicher Reibwertstabilisierung.
- Der Einsatz feinkörniger Graphite ($< 150 \text{ }\mu\text{m}$) im Bereich von ca. 30 Vol% führt zu einem starken Festigkeitsverlust der metallischen Matrix und bewirkt erhöhten Verschleiß bei einer Stabilisierung des Reibwertes.
- Grobkörnige Graphite verursachen geringsten Verschleiß bei höheren Reibwertschwankungen.
- Der Verschleiß wird durch den Friktonsmodifizierer SiC stärker reduziert als durch Kieselgur (SiO_2).
- Kieselgur bewirkt im Cu-Basis-Belag eine deutlich bessere Reibwertstabilisierung als SiC. Im Fe-Basis-Belag wird der Reibwertverlauf durch Kieselgur besser stabilisiert als bei SiC-Zusatz, jedoch resultiert hier insgesamt betrachtet eine höhere Reibwertschwankungsbreite.
- Es ist kein wesentlicher Einfluß von unterschiedlichen Korngrößen eines keramischen Friktonsmodifizierers zu erwarten.
- Cr als metallischer Friktonsmodifizierer im Fe-Basis-Belag reduziert mit zunehmender Korngröße stark den Verschleiß. Hierbei muß aber eine starke Erhöhung der Reibwertschwankungsbreite in Kauf genommen werden.
- Mit erhöhter Sintertemperatur und -zeit, also stärkerer Versinterung, sinkt der Verschleiß, aber auch die Reibwertstabilität von Fe-Basis-Belägen.

- Allgemein läßt sich feststellen, daß bei erhöhtem Verschleiß eine Reibwertstabilisierung auftritt.
- Ein Cr-haltiger Fe-Basis-Belag geringer Versinterung erzielt gute Reibwertstabilität bei sehr guten Reib- und Verschleißwerten.
- Bei grobkörnigem Graphitgehalt im Cu-Basis-Belag kann mit Erhöhung der Sinterdichte von 50 auf 59 %TD eine hervorragende Reibwertstabilität bei guten Reib- und Verschleißwerten festgestellt werden.

Während die Bremsflächen der Fe-Basis-Beläge ein makroskopisch gleichartiges Erscheinungsbild aufweisen, werden bei verschiedenen Cu-Basis-Belägen deutliche Unterschiede auf der Bremsfläche festgestellt. Durch die Bremsung kann es bei Belägen grobkörnigen Graphitgehaltes zur Ausbildung einer meist 1-5 µm dicken Schicht auf der Bremsfläche kommen, die hauptsächlich aus Oxiden der metallischen Belagkomponenten und der Bremsscheibe bestehen. Sofern eine gut ausgebildete, dickere Schicht aufgebaut wird, ist mit gutem Bremsverhalten zu rechnen; der Umkehrschluß ist nicht unbedingt zulässig. Es wurden auch Beläge mit guten Eigenschaften, aber ohne Reibschicht gefunden. Insbesondere bei den Cu-Basis-Belägen kommt es unter der Reibschicht oder anstelle der Reibschicht zur Ausbildung einer ca. 50 µm dicken Verformungszone hoher Dichte mit eingelagerten Partikeln aus der oxidischen Reibschicht und aus Bruchstücken zermahlter, keramischer Friktionsmodifizierer. Auf der Reiboberfläche werden keine graphitischen Schichten ausgebildet.

Es wurden mehrere Belagvarianten mit gutem bis sehr gutem Bremsverhalten entwickelt, die den Vergleich mit einem handelsüblichen Sinterbelag und einem handelsüblichen, organisch gebundenen Belag bestehen. Insbesondere gelang es, einen Belag auf Cu-Basis zu entwickeln, der verglichen mit dem zur Zeit besten handelsüblichen Sinterbelag gleich gute Reibwertstabilität bei deutlich verringertem Verschleiß aufweist.

Literaturverzeichnis

- [1] Dolbear, K.D.,
Friction materials in rail transportation,
Powder Metallurgy, 1992, Vol.35, No.4, pp.258-259
- [2] Gehr, K., Horn, H., Saumweber, E., Föhl, J., Sommer, K.,
Untersuchungen und Weiterentwicklung des tribologischen Systems
Brems Scheibe/Bremsbelag für Hochgeschwindigkeitszüge,
Knorr-Bremse AG, MPA-Stuttgart, Juni 1986
- [3] Engels, A.,
Gesprächsnotiz des Arbeitskreises Sinterbelagentwicklung, 31.01.1992,
Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid,
KFA-Jülich GmbH, IAW, Jülich
- [4] Engels, A.,
Abschätzen von Reibflächentemperaturen aus vorhandenen Thermographie-
Messungen,
Arbeitskreis Sinterbelagentwicklung, Bericht Nr. 92/8, 24.04.1992,
Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid,
KFA-Jülich GmbH, IAW, Jülich
- [5] Tsujimura, T., Manabe, S.,
Suitability of austempered cast iron as brake disk material,
Quarterly Reports of Railway Technical Research Institute,
Nov. 1989, Vol.30, No.4, pp.220-226
Japanese National Railways, Tokyo,
- [6] Engels, A.,
Besuchsnotiz des Arbeitskreises Sinterbelagentwicklung, 19.05.1995,
Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid,
KFA-Jülich GmbH, IAW, Jülich
- [7] Patent EP 0 351 237
- [8] Hoover, W.R., Jacko, M.G., Rhee, S.K.,
Aluminum composite brake rotors,
in: Light Materials for Transportation Systems,
Ed.: Kim, N.J., Center for Advanced Aerospace Materials, 1993
- [9] Metzler, H.,
The brake rotor - friction partner of brake linings,
Schwäbische Hüttenwerke GmbH, Werk Ludwigstal, Bericht-Nr. 900847
- [10] Jaenichen, D.,
Probleme der Entwicklung und des Einsatzes von Kompositionsbremssohlen für
Schienenfahrzeuge,
Schmierungstechnik, 1979, Vol.10, No.12, pp.364-368

- [11] Löcker, K.D.,
Friction materials - an overview,
Powder Metallurgy, 1992, Vol.35, No.4, pp.253-255
- [12] Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie- -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid,
Bericht Nr. V92/046, 13.05.1992
- [13] Santini, J.J., Kennedy, F.E.,
An experimental investigation of surface temperatures and wear in disk brakes,
ASLE Lubrication Engineering, Vol.31, No.8, pp.402-417
- [14] Waldron, G.W.J.,
The choice of materials in friction braking, Institution of Mechanical Engineers, 1979,
International Conference on Railway Braking, York, GB, 1979
- [15] Dedrick, J., Wulff, J.,
Friction and wear of some powder metallurgy bronzes,
Mechanical Wear, Proc., Ed.: Burewell, J.T., Cleveland, US: ASM 1950
- [16] Czichos, H., Habig, K.H.,
Tribologie-Handbuch, Reibung und Verschleiß, Vieweg, 1992
- [17] Bergmann, W.,
Werkstofftechnik, Teil 2: Anwendung, Carl Hanser Verlag, 1991
- [18] Czichos, H.,
Introduction to friction and wear,
Friction and wear of polymer composites, Ed.: Friedrich, K., Elsevier, 1986
- [19] ASM Handbook, Volume 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology,
ASM International, USA, 1992,
Blau, P.J., Henry, S.D., Davidson, G.M., Zorc, T.B., Levicki, D.R., Uhl, R.C.
- [20] Czichos, H., u.a.
Reibung und Verschleiß von Werkstoffen, Bauteilen und Konstruktionen,
Ed.: Bartz, W.J., Wippler, E., expert verlag, Grafenau/Württ., 1982
- [21] Zum Gahr, K.H.,
Microstructure and wear of materials,
Elsevier, Amsterdam, 1987
- [22] BMFT-Report,
Damit Rost und Verschleiß nicht Milliarden fressen,
Bonn, Bundesministerium für Forschung und Technologie, 1983
- [23] Pinkus, O., Wilcock, D.F.,
Strategy for energy conservation through tribology,
New York, American Society of Mechanical Engineers, 1977
- [24] Ashby, M.F.,
Wear-mechanism modelling, Final report, Argonne National Laboratory,
Tribology Program DOE-OTM/ANL, USA, March 1993

- [25] Ashby, M.F., Abulawi, J., Kong, H.S.,
Temperature maps for frictional heating in dry sliding,
STLE Tribology Transactions, 1991, Vol.34, No.4, pp.577-587
- [26] Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin
- [27] Suh, N.P.,
The delamination theory of wear,
Wear, 1973, Vol.25, pp.111-124
- [28] Patent EP 0 540 826 A1
- [29] Patent DE 41 15 709 A1
- [30] Patent DE 42 31 549 A1
- [31] Patent DE 20 59 865
- [32] Patent DE 42 05 646 A1
- [33] Crosa, G., Enderle, N., Leal, H., Oliveira, A., Stedile, F.C., Baumvol, I.J.R.,
Study on the effect of abrasives in friction materials composites,
Composite Materials, Ed.: Di Benedetto, A.T., Nicolais, L., Watanabe, R.,
Elsevier Science Publishers B.V., 1992
- [34] Eudier, M.,
Gesinterte Gleit- und Reibwerkstoffe,
Neue Hütte, Sept. 1978, 23. Jg., Heft 9, pp.327-331
- [35] Patent FR 80 20 877
- [36] Mohan, G., Datta, D., Chatterji, B., Raghothama Rao, P.,
Testing, evaluation and certification of aircraft brake pads,
Powder Metallurgy Science & Technology, Apr. 1990, Vol.1, No.3, pp.10-25
- [37] Patent DE 41 11 207
- [38] Verghese, R., Gopinath, K.,
Influence of quality of graphite on the properties of sintered iron-copper-graphite
bearing materials,
Transactions of the PMAI, 1982, Vol.9, pp.41-47
- [39] Patent US 4,391,641
- [40] Patent US 4,415,363
- [41] Patent DE 20 11 424
- [42] Ho, T.L., Kennedy, F.E., Peterson, M.B.,
Evaluation of aircraft brake materials,
ASLE Transactions, Vol.22, No.1, pp.71-78

- [43] Patent EP 0 316 987
- [44] Youssef, H., Comte, C.,
Consolidation of high performance friction materials,
Metal Powder Report, March 1989, pp.201-202
- [45] Patent EP 0 614 026
- [46] Patent EP 0 507 564 A2
- [47] Bill, R.C.,
Friction and wear of carbon-graphite materials for high-energy brakes,
ASLE Proceedings - 2nd International Conference on Solid Lubrication 1978,
Park Ridge, Ill., USA, pp.268-280
- [48] Tatarzycki, E.M., Webb, R.T.,
Friction and wear of aircraft brakes,
ASM Handbook, Vol.18: Friction, Lubrication, and Wear Technology,
ASM International, Ohio, USA 1992
- [49] Moergenthaler, K., Maiwald-Hiller, I.,
Carbon fibre reinforced carbon in car brake systems,
Advanced Materials Technology International, London, 1990, pp.123-127
- [50] Anderson, A.E.,
Friction and wear of automotive brakes,
ASM Handbook, Vol.18: Friction, Lubrication, and Wear Technology,
ASM International, Ohio, USA 1992
- [51] Broszeit, E., Fodor, A., Popp, W., Schröder, H.J.,
Tribologisches Verhalten von Gleitwerkstoffen auf Kupferbasis,
Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 1989, Vol.20, No.2, pp.37-42
- [52] Schumann, H.,
Metallographie, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- [53] Eliezer, Z., Ramage, C.H., Rylander, H.G., Flowers, R.H., Amateau, M.F.,
High speed tribological properties of graphite fibre/Cu-Sn matrix composites,
Wear, 1978, Vol.49, pp.119-133
- [54] Eliezer, Z.,
Friction and wear of metal matrix-graphite fiber composites,
in: Friction and wear of polymer composites, Ed.: Friedrich, K., Elsevier, 1986
- [55] Kohl, P.,
Zum ökonomischen Einsatz von Kupfergußwerkstoffen in Gleitpaarungen,
IfL-Mitt. 26, 1987, p.195
- [56] Procházka, V., Miskovic, V.,
A contribution to the investigation of dry friction of sintered steel,
in: Friction and antifriction materials, Ed.: Hausner, H.H., Roll, K.H., Johnson, P.K.,
Plenum Press, 1970

- [57] Gronemann, M.,
persönliche Mitteilung,
Entwicklungszentrum,
Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid
- [58] Endo, H.,
Characteristics of friction materials on railway vehicle truck,
Japanese Journal of Tribology, 1990, Vol.35, No.2, pp.175-185
- [59] Dutta, D., Mohan, G., Chatterji, B., Krishnadas Nair, C.G.,
Indigenous development and manufacture of aircraft brake friction materials by
powder metallurgy,
Transactions of the PMAI, 1989, Vol.16, pp.14-24
- [60] Shen, D.,
Friction and wear of eutectoid and hypereutectoid steels,
in: Wear of materials (1983), Ed.: Ludema, K.C.,
New York: American Society of Mechanical Engineers, 1983, p.194
- [61] Strobel, E., Rebsch, H.,
The influence of structure and metal additions on the properties of iron-graphite
sintered materials,
in: Friction and antifriction materials, Ed.: Hausner, H.H., Roll, K.H., Johnson, P.K.,
Plenum Press, 1970
- [62] Rebsch, H., Kühnel, M.,
Friktionswerkstoffe für hohen Energieumsatz,
Neue Hütte, Sept. 1975, 20. Jg., Heft 9, pp.530-536
- [63] Rohatgi, P.K., Lin, Y., Ray, S.,
Friction and Wear of Metal-Matrix Composites,
ASM Handbook, Vol.18: Friction, Lubrication, and Wear Technology,
ASM International, Ohio, USA 1992
- [64] Ohkawa, S., Kuse, T., Kawasaki, N., Shibata, A., Yamashita, M.,
Elasticity - An important factor of wet friction materials,
SAE Technical Paper Series, 911775
400 Commonwealth Drive, Warrendale, PA 15096-0001, USA,
International Off-Highway&Powerplant Congress and Exposition,
Milwaukee, Wisconsin, Sept. 9-12, 1991
- [65] Holinski, R.,
A review of the contribution of solid lubricants to performance improvement of
friction linings,
DOW Corning Germany, Research and Development
- [66] Migunov, V.P., Ivanov, E.V., Mokina, G.P.,
Production and application of sintered parts for frictional units,
Poroshkovaya Metallurgiya, Jan. 1977, No.1 (169), pp.97-101,

- [67] Procházka, V., Navara, E.,
The influence of silica and alumina additions to sintered iron-based friction materials,
in: Friction and antifriction materials, Ed.: Hausner, H.H., Roll, K.H., Johnson, P.K.,
Plenum Press, 1970
- [68] Saka, N., Karalekas, D.P.,
Friction and wear of particle-reinforced metal-ceramic composites,
Wear of Materials 1985, ASME, New York, pp.784-793
- [69] Eudier, M., Youssef, H.,
Friction mechanisms of antifriction products,
Metal Powder Report, Jan. 1988, pp.15-20
- [70] Rovinskii, D. Ya., Panaioti, I.I., Fedorchenko, I.M.,
Properties of frictional pairs operating in an open brake, Part III,
Poroshkovaya Metallurgiya, Aug. 1974, No.8 (140), pp.95-100,
- [71] Kang, S.,
A study of friction and wear characteristics of copper- and iron-based sintered
materials,
Wear, 1993, 162-164, pp.1123-1128
- [72] Ho, T.L., Peterson, M.B.,
Wear formulation for aircraft brake material sliding against steel,
Wear, 1977, Vol.43, pp.199-210
- [73] Ho, T.L.,
Wear studies on aircraft brake materials,
Wear of Materials, 1977, pp.70-76
- [74] Semmler, J., Wege, E., Wilhelmi, G.,
Herstellung und Prüfung von Reaktorgraphit,
Werkstoff- und Prüfprobleme bei Kernreaktoren,
Beuth-Vertrieb, 1967
- [75] Streb, K.D.,
persönliche Mitteilung vom 29.01.1996,
TIMCAL G+T, Sins, Schweiz
- [76] Farmer, J.I.,
The Metallurgy of Bronze P/M Materials,
in: Copper Base Powder Metallurgy, Ed.: Taubenblatt, P.W., AMAX Copper Inc.,
Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, USA, 1980
- [77] Simons, C., Buchkremer, H.P., Stöver, D.,
Green and sinter compaction studies of Cu- and Fe-based friction materials,
Proc. European Conference on Advanced PM Materials,
EPMA European Powder Metallurgy Association, Oct. 1995, Birmingham, UK
- [78] Dowson, G.,
Powder Metallurgy, The process and its products,
EPMA European Powder Metallurgy Association, Shrewsbury, UK

- [79] Pugina, L.I., Fedorchenko, I.M., Ponomarenko, N.E.,
Effect of graphite content on the antifriction properties of metallographite materials,
in: Friction and antifriction materials, Ed.: Hausner, H.H., Roll, K.H., Johnson, P.K.,
Plenum Press, 1970
- [80] Lenel, F.V.,
Fundamentals in Sintering,
in: Copper Base Powder Metallurgy, Ed.: Taubenblatt, P.W., AMAX Copper Inc.,
Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, USA, 1980
- [81] Stosny, A.,
Copper Additions to Iron Base P/M Materials,
in: Copper Base Powder Metallurgy, Ed.: Taubenblatt, P.W., AMAX Copper Inc.,
Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey, USA, 1980
- [82] Nightingale, R.E.,
Nuclear Graphite,
Academic Press, New York, London, 1962
- [83] Humenik, M., Hall, D.V., Alsten, R.L.,
Graphite-Base Cermets,
Metal Progress, 1962, Vol.81, No.4, pp.101-108, 132
- [84] Böttger, C.,
persönliche Mitteilung vom 01.02.1996,
Deutsche Carbon AG, Frankfurt
- [85] Vesper, W.,
persönliche Mitteilung vom 06.02.1996,
Ringsdorff-Werke GmbH, Bonn
- [86] Gmelins Handbuch der anorganischen Chemie, 8. Auflage, Kupfer,
Teil B - Lief.1, 1958, Verlag Chemie, GmbH, Weinheim/Bergstrasse
- [87] Simons, C.,
Interner Arbeitsbericht 2/1993,
IWE 2, KFA-Jülich GmbH, Jülich
- [88] Simons, C.,
Interner Arbeitsbericht 3/1993,
IWE 2, KFA-Jülich GmbH, Jülich

Formelzeichen und Erläuterungen

Einfache %-Angaben stellen Gew% dar.

Positive Längen-/Volumen-/Dichte-/Massenänderungen stellen eine Zunahme der betreffenden Größe dar.

$$1 \text{ HP} = 550 \text{ ft} \cdot \text{lbf/s} = 0,746 \text{ kW}$$

A	Bremsbelagfläche, Reibbelagfläche
E_R	Reibenergie
F_N	Normalkraft, Anpreßkraft
F_R	Reibkraft
Δl	Längenänderung
Δm	Massenänderung
μ	mittlerer Reibwert, mittlerer Reibkoeffizient
μ_E^V	mittlerer Reibwertverlauf einer Einzelbremsung
$\mu_{\min}$	Minimum aller unteren Reibwertschwellen eines Bremsprüfdurchlaufs
$\mu_{\max}$	Maximum aller oberen Reibwertschwellen eines Bremsprüfdurchlaufs
$\Delta\mu$	Reibwertschwankungsbreite, $\Delta\mu = \mu_{\max} - \mu_{\min}$
p	Anpreßdruck, Bremsdruck
P_R	Reibleistung
r	Reib-, Bremsradius
s	Reib-, Bremsweg
t	Zeit, Reibzeit, Bremszeit
Δt	Bremsdauer
T	Temperatur
T_B	Belagtemperatur
T_m	Schmelztemperatur
T_S	Scheibentemperatur
v	Gleit-, Reib-, Bremsgeschwindigkeit

ΔV Volumenänderung

W Verschleiß, allgemein

W_I Verschleißintensität, $W_I = \frac{\Delta V}{s}$

W_K Verschleißkoeffizient, $W_K = \frac{\Delta V}{F_N s}$

W_K^* Verschleißkoeffizient, $W_K^* = \frac{\Delta V}{E_R}$

Die vorliegende Arbeit wurde im Institut für Werkstoffe der Energietechnik (IWE 2) der Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, in Zusammenarbeit mit der Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, Remscheid, erstellt.

An dieser Stelle möchte ich mich bei Herrn Dr. Stöver für die interessante Aufgabenstellung, die wissenschaftliche Betreuung und Förderung meiner Arbeit bedanken.

Ebenso sei Herrn Dr. Buchkremer für die enge Betreuung und Unterstützung meiner Arbeit gedankt.

Dank gebührt auch den vielen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Institutes für Werkstoffe der Energietechnik (IWE 1 und 2), die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, deren namentliche Nennung jedoch den hier gebotenen Rahmen sprengen würde.

Insbesondere danke ich Herrn Prof. Dr. Frisch (Lehrstuhl für Werkstofftechnologie, Universität Saarbrücken) und Herrn Prof. Dr. Breme (Lehrstuhl für metallische Werkstoffe, Universität Saarbrücken), die mich schon während meines Studiums begleiteten, für ihr Engagement bei der wissenschaftlichen Begutachtung dieser Arbeit.

Nicht zuletzt möchte ich die gute Zusammenarbeit mit der Thyssen Guss AG, Bergische Stahl-Industrie -BSI-Verkehrstechnik, erwähnen. In diesem Zusammenhang sei den Herren Wiebelhaus, Dr. Engels, Ruppert, Dr. Dellmann und Dr. Willems gedankt.

Vor allem möchte ich mich bei Herrn Gronemann und Herrn Marx für die ausgezeichnete Kooperation bei der Durchführung der Bremsversuche bedanken.

Jül-3241
Juni 1996
ISSN 0944-2952