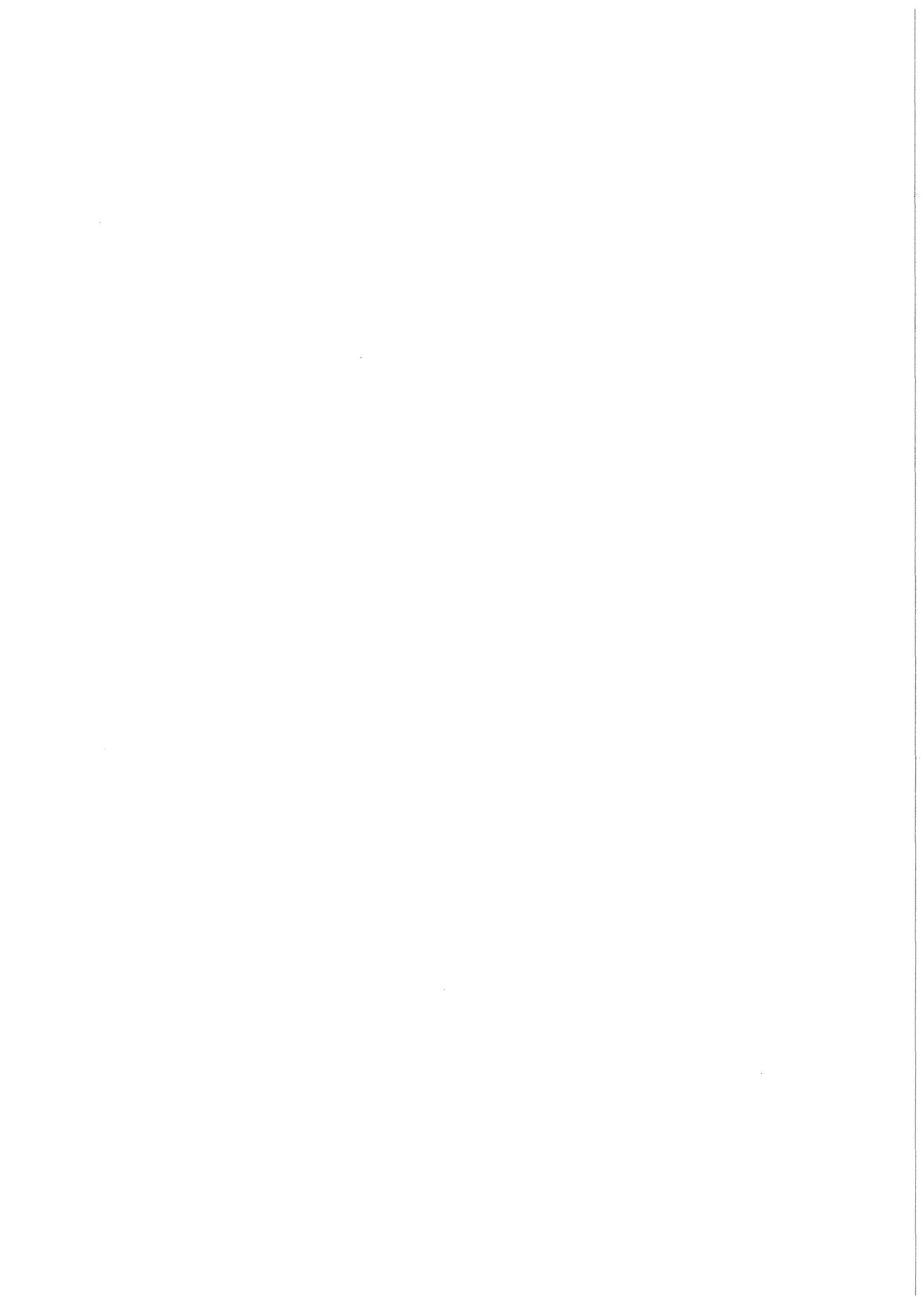


KfK 4301
September 1987

Zum Gefüge-Elastizitätsmodul- Zusammenhang poröser Oxid- Cermets

U. Naumann
Institut für Material- und Festkörperforschung

Kernforschungszentrum Karlsruhe



KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Material- und Festkörperforschung

Kfk 4301

ZUM GEFÜGE-ELASTIZITÄTSMODUL-ZUSAMMENHANG
PORÖSER OXID-CERMETS

U. Naumann

*von der Fakultät für Maschinenbau
der Universität (TH) Karlsruhe
genehmigte Dissertation

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Als Manuskript vervielfältigt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

ISSN 0303-4003

Zum Gefüge-Elastizitätsmodul-Zusammenhang poröser Oxid-Cermets

Kern der vorliegenden Arbeit ist ein allgemeiner Ansatz zur Gefügestruktur-Elastizitätsmodul-Korrelation. Dabei wird die Verbundwerkstoffgruppe "Oxid-Cermets" - nicht zuletzt aufgrund ihrer Aktualität im "High-Tech"-Bereich - herangezogen.

Ein erster Teil der Arbeit befaßt sich mit der Werkstoffgruppe Oxid-Cermets im Rahmen einer ausführlichen Literaturanalyse unter den Gesichtspunkten

Technologie,
Aufbau,
Eigenschaften und
Prüfung.

Spezifische Probleme und Charakteristika von Oxid-Cermets sind dabei besonders berücksichtigt. Bekannte theoretische Ansätze zur Gefüge-Eigenschafts-Korrelation sind beschrieben.

Ein zweiter Teil der Arbeit befaßt sich mit der auf Mittelwertsprämisse und Kontinuumsmodell basierenden Ableitung eines neuen Modellkonzeptes zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation. An pulvertechnologisch hergestellten Zugproben aus Gold und Eisen bzw. Gold-Glas und Eisen-Glas mit unterschiedlichen Porositäten und Glasanteilen sind Elastizitätsmoduli einerseits sowohl im Zugversuch als auch mittels "Ultraschallverfahren" ermittelt worden, andererseits nach quantitativer Gefügeanalyse bzw. Ermittlung der Gefügeparameter

Konzentration,
Form und
Orientierung

über Modellansätze berechnet worden. Bei geringen Konzentrationen des Dispergenten bzw. bei geringen Porositäten zeigen berechnete und im Zugversuch

bzw. mittels Ultraschall ermittelte Eigenschaftswerte dann gute Übereinstimmung, wenn hinreichende Haftung zwischen den Phasen besteht.

Bedingt durch die Ableitung des neuen Modellansatzes besitzt die neue Gleichung zur Berechnung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe einen Gültigkeitsbereich bis maximal 52 Vol-% der Einlagerungsphase.

On the correlation between material structure and
Young's modulus of porous oxide-cermets

The essential topic of the present report is based on efforts in creating a new set up describing the general correlation between material structure and Young's modulus. Being of interest in "high-tech"-application investigations refer to a special group of composites, i.e. to oxide-cermets.

A first part of the present report deals with the state of the art referring to the material group "oxide-cermets". In a detailed literature analyses oxide-cermets are discussed under the aspect of

technology,
structure,
property and
testing.

Specific oxide-cermet problems and characteristics are exposed. First mathematical set ups of describing the correlation between material structure and Young's modulus are explained.

A second part of the report deals with the derivation of a new model describing the correlation between material-structure and Young's modulus. This derivation is based on the mean-value theorem and on the continuum principle. To value said model, tensile test rods were produced by powder technology using iron, gold, iron-glass and gold-glass powders. By pulling various tensile test rods with different porosities and different glass-contents and by using the "ultrasonic-method" Young's moduli were measured. For calculating the Young's moduli, test rods were analysed quantitative to get informations regarding the parameters

concentration,
form and
orientation

of the composites. In case of intact adhesion, low porosity and glass-content, model-calculated Young's moduli - based on said parameters - differ only little from tensile-test-values.

The mathematical derivation of the new model limits the validity of said model at maximum 52 vol-% of dispergent phases.

Inhaltsverzeichnis

	Seite
0. Einleitung	1
1. Begriffe und Definitionen	5
2. Literaturanalyse zum Thema "Oxid-Cermets"	11
2.1 Systematische Gliederung nach Problemschwerpunkten	11
2.2 Technologie	11
2.2.1 Grundsätzliches zur Herstellung von Oxid-Cermets	11
2.2.2 Pulvertechnologie	14
2.2.2.1 Allgemeines	14
2.2.2.2 Pulverherstellung	14
2.2.2.3 Pulvercharakteristik	15
2.2.2.4 Kombination der Phasen	16
2.2.2.5 Verdichten	18
2.2.2.6 Sintern	21
2.2.3 Schmelztechnologie	26
2.2.4 Sonderverfahren	30
2.2.5 Umformen	33
2.3 Aufbau	35
2.3.1 Allgemeines	35
2.3.2 Haftungsmechanismus bei Oxid-Cermets	38
2.3.3 Grenzflächen in Oxid-Cermets	40
2.3.4 Oxidkeramisch-metallische Zustandsdiagramme	57
2.4 Eigenschaften	64
2.4.1 Gliederung der Werkstoffeigenschaften	64
2.4.2 Einfluß der Gefügestruktur auf die Eigenschaften von Oxid-Cermets am Beispiel der Feldeigenschaften	68
2.4.3 Besondere Eigenschaften von Oxid-Cermets	75

2.5	Prüfung	79
2.5.1	Allgemeines	79
2.5.2	Zerstörende Untersuchungsmethoden	79
2.5.2.1	Haftungstests	80
2.5.2.2	Verschleißtests	85
2.5.3	Zerstörungsfreie Untersuchungsmethoden	87
2.5.4	Gefügeuntersuchung	88
2.6	Bemerkungen zur Literaturanalyse	90
3.	Eigene Untersuchungen	91
3.1	Technologie von Glas-Cermets	91
3.1.1	Auswahl des Herstellverfahrens	91
3.1.2	Darstellung verwendeter Pulver	92
3.1.3	Kombination, Formgebung und Sinterprozeß	98
3.2	Zur Theorie der Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation	108
3.2.1	Zweck einer Gefüge-Eigenschafts-Korrelation	108
3.2.2	Grenzkurvenkonzept für den Elastizitätsmodul zweiphasiger Werkstoffe	110
3.2.2.1	Theorie des Grenzkurvenkonzeptes	110
3.2.2.2	Gültigkeitsbereich	115
3.2.2.3	Grenzkurven im Vergleich mit Elastizitätsmoduli aus der Literatur	117
3.2.2.4	Problematik einer ingenieurmäßigen Eigenschaftsbeschreibung durch Grenzkurven	128
3.2.3	Modellkonzept zur Berechnung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe	130
3.2.3.1	Bisherige Ansätze aus der Literatur	130
3.2.3.2	Theorie eines neues Modellkonzeptes	137
3.2.3.3	Einschränkung des Gültigkeitsbereiches der Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung für zweiphasige Einlagerungsgefüge	144

3.3	Experimentelle Ermittlung des Gefüge-Elastizitätsmodul-Zusammenhangs bei Oxid-Cermets	151
3.3.1	Quantitative Gefügeanalyse zur Bestimmung der Gefügedaten	151
3.3.1.1	Gefügeparameter	152
3.3.1.2	Meßprinzip	156
3.3.1.3	Probenentnahme, Gefügecharakterisierung und Meßergebnisse	160
3.3.2	Messung des Elastizitätsmoduls	183
3.3.2.1	Möglichkeiten zur Messung des Elastizitätsmoduls	183
3.3.2.2	Durchführung des Zugversuchs	184
3.3.2.3	Ergebnisse aus den Zugversuchen	186
3.3.2.4	Elastizitätsmoduli aus den Zugversuchen	198
3.3.2.5	Überprüfung der ermittelten Werte durch das Ultraschallverfahren	202
3.3.3	Grenzkurven und berechnete Elastizitätsmoduli im direkten Vergleich mit gemessenen Eigenschaftswerten	206
3.4	Kritik an den theoretischen Ansätzen zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation	224
3.5	Ein erster Korrekturvorschlag zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation nach "neuer" Modellbetrachtung	226
4.	Zusammenfassung	230
5.	Referenzliste	233
6.	Anhang	268

0. Einleitung

Im Rahmen der Materialforschung gewinnen Verbundwerkstoffe und Stoffverbunde durch die Kombinationsmöglichkeit von Vertretern unterschiedlicher Werkstoffhauptgruppen und somit auch ihrer Eigenschaftsmerkmale immer größere Bedeutung. Auf dem Sektor "High-Technology" rückt unter ihnen insbesondere die Gruppe der oxidkeramisch-metallischen Verbundwerkstoffe - die Oxid-Cermets - in den Mittelpunkt des Interesses.

Nicht nur das Verlangen der Luftfahrtindustrie nach Gewichtsreduzierung zur Kraftstoffeinsparung, sondern auch das Streben der Konstrukteure nach Erhöhung mechanischer Werkstoffeigenschaften forcierte die Entwicklung glasfaserhaltiger Aluminiumbauteile /41, 202, 205, 272, 277, 333, 456/. Bei der Herstellung z. B. der Tragflächen eines Passagierflugzeuges ist diese Werkstoffkombination derzeit unentbehrlich.

Zur Reduzierung des Abbrandes und somit zur Verschleißminderung bei Kontaktwerkstoffen in elektrischen Unterbrecherkontakten werden bereits seit Jahren oxidkeramische Bestandteile in den metallischen Kontakt "eingebracht" /208, 232, 285, 324, 343, 425, 426, 441, 455/. Die Oxidkeramik reduziert des weiteren den Anteil der metallischen Komponente - bei Kontaktwerkstoffen meist Edelmetall - und wirkt somit auch kostensenkend.

Selektive Solarabsorber nutzen das bei Metallen und Keramiken unterschiedliche Absorptions- und Reflexionsverhalten des Sonnenlichtes zur Energieumwandlung mittels absorbierender Schichten aus Keramik mit Metalleinschlüssen /75, 158-160, 318, 405, 478, 480/. Nur über die Kombination metallischer und oxidkeramischer Komponenten läßt sich über das gesamte Spektrum des Sonnenlichtes ein hohes Maß an Absorption bei gleichzeitig geringer Reflexion erreichen.

Nukleare Brennelemente, bestehend aus einer Metallmatrix mit eingelagertem UO_2 , sind in Reaktoren als "Energieträger" seit Jahren im Einsatz /62, 156, 250, 312-314, 392, 452, 487/.

- gute Wärmeableitung durch eine kontinuierliche Metallphase sichert niedrige Betriebstemperaturen der Brennelemente und wird damit Festigkeits- und Korrosionsanforderungen gerecht.
- die gleichmäßige diskontinuierliche Einbettung der spaltstoffhaltigen keramischen Phasen in Form kleiner Partikel in eine metallische Matrixphase garantiert einen gleichmäßigen Neutronen- und Wärmefluß und wirkt quasi als Sicherheitsbehälter für jedes Partikel im Falle eines Brennelementdefektes.

Darüber hinaus etablierte sich der Oxid-Cermet in der Anwendung als Elektronenemitter /127, 440/, Magnetwerkstoff /129/, magnetischer Speicher /309, 406/, Heizleiter /467/, elektrooptisches Material /387/, Katalysator /234/, Dentalimplantat /108/, Schneidwerkzeug /448/, etc. Aufgrund der Kombinationsmöglichkeiten unterschiedlicher Eigenschaften zählt man Oxid-Cermets zu den sogenannten Sonderwerkstoffen /258/.

Problemstellungen in der Energietechnik, Elektronik, im Maschinenbau, vor allem aber auch bei hohen Einsatztemperaturen, werden zukünftig die Anwendungsgebiete von Oxid-Cermets erweitern. Im Vordergrund notwendiger Materialentwicklungen steht die Optimierung der Werkstoffeigenschaften durch Konstruktion maßgeschneiderter, anwendungsorientierter Werkstoffe.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit der Beschreibung oxidkeramisch-metallischer Verbundwerkstoffe beginnend mit einer abgrenzenden Definition gegenüber anderen Werkstoffgruppen und der Einordnungen ihrer Problemschwerpunkte in die Kapitel

- Technologie
- Aufbau
- Eigenschaften und
- Werkstoffprüfung /345/.

Ausschließlich Oxid-Cermet-spezifische Inhalte werden behandelt.

Die Konstruktion "maßgeschneiderter Werkstoffe" erfordert zur Realisierung einer gewünschten Eigenschaftskombination Kenntnis hinsichtlich der notwendigen Gefügestruktur. Theoretische Gefüge-Eigenschaftskorrelationen ermöglichen die Vorausberechnung bestimmter Eigenschaften bei definierter Gefügestruktur /343, 347-349, 366, 396, 397, 412/.

Am Beispiel der Feldeigenschaften wurde die Gültigkeit einer Gefüge-Eigenschaftsgleichung schon mehrfach gezeigt /347-349/.

Im zweiten Teil dieser Arbeit werden Ansätze zur Gefüge-Eigenschaftskorrelation für den Elastizitätsmodul zweiphasiger Oxid-Cermets untersucht. Das bekannte Grenzkurvenkonzept /183-185, 362/ grenzt zwar die Werkstoffeigenschaftswerte ein, versagt jedoch im Falle der "Pore" als Einlagerungsphase. Gerade für ingenieurmäßige Abschätzungen des Elastizitätsmoduls ist die Notwendigkeit einer Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung gegeben.

Neben der theoretischen Abhandlung des Grenzkurvenkonzeptes und dem Vergleich berechneter Grenzwerte mit E-Moduli aus der Literatur wird ein Vergleich von im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduli mit den Grenzkurven einerseits und bereits bekannten Korrelationsfunktionen andererseits durchgeführt. Da die bekannten Korrelationsfunktionen jedoch unter Einschränkung der allgemeinen Gültigkeit abgeleitet sind, ergibt sich der Wunsch nach einem möglichst allgemeingültigen Modellansatz zum Gefüge-Elastizitätsmodul-Zusammenhang. Ein neuer Ansatz zur Herleitung des Gefüge-Elastizitätsmodul-Zusammenhangs zweiphasiger Oxid-Cermets wird beschrieben /350/. Durch den erneuten Vergleich von im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduli mit anhand gefügeanalytischer Daten berechneten Eigenschaftswerten der Systeme Gold-Glas und Eisen-Glas läßt sich der neue Modellansatz kritisch bewerten und dessen Gültigkeitsbereich eingrenzen.

Ferner sind die aus den Zugversuchen erhaltenen Informationen zu den Stoffsystemen Gold-Glas und Eisen-Glas systematisch dargestellt und erläutert.

Die zur Literaturanalyse der Oxid-Cermets sowie zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation recherchierten Veröffentlichungen finden sich in einer nach Stoffsystemen geordneten Bibliographie als Übersicht von Oxid-Cermet-Systemen im Anhang 6.1. Informationen hinsichtlich der

stofflichen Zusammensetzung,
Technologie,
Untersuchungsschwerpunkte und ggf.
Anwendung

der in der Literatur behandelten Oxid-Cermet-Systeme sind tabellarisch aufgeführt und dienen der Übersicht bisher behandelter Problemschwerpunkte.

1. Begriffe und Definitionen

Sowohl die Literaturanalyse als auch der experimentelle Teil dieser Arbeit, bzw. die Anwendung eines Modellansatzes zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation, beziehen sich ausschließlich auf eine spezielle Werkstoffgruppe, nämlich auf die sogenannten Oxid-Cermets.

In der Literatur - insbesondere in fremdsprachigen Aufsätzen - finden sich unterschiedliche Abgrenzungen des Begriffes Cermet. Zur Bearbeitung dieses Themas ist daher zunächst die begriffliche Einordnung in den Gesamtkomplex der Werkstoffe sowie eine klare Abgrenzung gegenüber anderen Werkstoffgruppen unumgänglich.

Ein **M a t e r i a l** wird zum Werkstoff,

- wenn es in mindestens einem Aggregatzustand technisch verwertbare Eigenschaften besitzt und

- wenn es technologisch und wirtschaftlich machbar ist.

Ein Werkstoff ist ein aus Atomen einer oder verschiedener Art und Menge zusammengesetztes System (stoffliche Zusammensetzung), das als ganzes durch äußere Grenzflächen (Oberflächen) von seiner Umgebung abgegrenzt, aber nicht isoliert ist und dessen Bestandteile durch innere Grenzflächen (Korngrenzen, Phasengrenzen) miteinander verbunden sind /345, 351a/.

Der Gesamtkomplex der Werkstoffe läßt sich wiederum gemäß auftretender Bindungsarten und verwertbarer Werkstoffeigenschaften in die Hauptgruppen

- metallische Werkstoffe
- keramische Werkstoffe und
- nicht-metallhaltige Werkstoffe

untergliedern.

Metallische Werkstoffe bilden die wichtigste Gruppe der Konstruktionswerkstoffe, d. h. Werkstoffe, bei denen es vor allem auf mechanische Eigenschaften ankommt /204/. Sie bestehen ausschließlich aus Atomen metallischer Elemente, die überwiegend metallisch miteinander gebunden sind. Sie sind meist in Gitter mit höchster Raumerfüllung kristallisiert und lassen sich nach unterschiedlichen Gesichtspunkten weiter unterteilen.

- nach der Reinheit: reine Metalle, Mischkristalle
- nach der Dichte: Leichtmetalle (z. B. Al, Be),
Schwermetalle (z. B. Pb, Co)
- nach der Farbe: Buntmetalle (z. B. Cu),
Weißmetalle (z. B. Ag, Pt), Schwarzmetalle (z. B. Fe)
- nach stofflicher Zusammensetzung: Nicht-Eisenmetalle,
Eisen und Stahl
- nach Technologie: Schmelzmetalle, Sintermetalle

Zu den keramischen Werkstoffen gehören alle nichtmetallischen und anorganischen Werkstoffe. Die Grenze zwischen den metallischen und keramischen Werkstoffen wird oft mit Hilfe des Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes definiert, der in Metallen ein positives, in Keramiken ein negatives Vorzeichen hat. In keramischen Werkstoffen gibt es keine diskreten Moleküle, sondern räumliche Anordnungen einer oder mehrerer Atomarten entweder geordnet als Kristallgitter oder regellos als Glas /204/. Die Elemente sind überwiegend heteropolar untereinander verbunden /369/.

Keramiken lassen sich folgendermaßen einteilen:

- nach stofflicher Zusammensetzung
 - tonkeramische Werkstoffe
 - sonderkeramische Werkstoffe

- nach Anzahl der Atome unterschiedlicher Arten
 - einatomare Keramiken
 - mehratomare Keramiken
- nach Aufbau
 - Grobkeramik
 - Feink Keramik
- nach Feinstruktur
 - kristalline Keramik
 - amorphe Keramik
- nach Wasseraufnahmefähigkeit
 - poröse Grob-, bzw. Feink Keramik
 - dichte Grob-, bzw. Feink Keramik
- nach Beteiligung von Oxiden
 - nichtoxidische Verbindungen
 - oxidische Verbindungen

In zahlreichen Literaturstellen werden ausschließlich kristalline Werkstoffe zur Gruppe der Keramiken gezählt /211/. In der hier gewählten Abgrenzung spielt es jedoch keine Rolle, ob der Werkstoff kristallin oder amorph ist. Gläser zählen somit zur Gruppe der keramischen Werkstoffe.

Nicht-metallhaltige oder nichtmetallisch-organische Werkstoffe bestehen ausschließlich aus Atomen nichtmetallischer Elemente, die überwiegend homöopolar und dipolar miteinander verbunden sind /351a/. Diese Werkstoffhauptgruppe sei der Vollständigkeit halber hier nur erwähnt, findet jedoch bei weiteren Betrachtungen keine Beachtung.

Ausgehend von den drei genannten "Werkstoffgrundtypen" erstrebt man durch Kombination von mindestens zwei Phasen unterschiedlicher Werkstoffgruppen neue und auch "bessere" technisch nutzbare Werkstoffeigenschaften. Mit der Konstruktion eines Verbundwerkstoffes erreicht man die Kombination von "günstigen" Eigenschaften (z. B. hohe Härte von Keramiken / Duktilität der Metalle), muß jedoch auch die auf die

Anwendung bezogenen negativen Eigenschaften, z. B. geringe Thermo-
schockresistenz mancher Keramiken, akzeptieren.

V e r b u n d w e r k s t o f f e sind mehrphasig, mindestens zwei-
phasig und makroskopisch homogen (mikroskopisch quasihomogen). Die
Phasen - oder Bestandteile im Falle eines instabilen, d. h. nicht im
thermodynamischen Gleichgewicht befindlichen Verbundwerkstoffes - ge-
hören in der Regel nicht einer einzigen Werkstoffhauptgruppe an. Sie
können gemäß Bild 1 Kombinationen sein aus

- metallischen und keramischen
- keramischen und polymeren
- polymeren und metallischen

Phasen (Bestandteilen) oder auch metallische und keramische und
nicht-metallhaltige Phasen (Bestandteile) enthalten /351a/. Zahlreiche

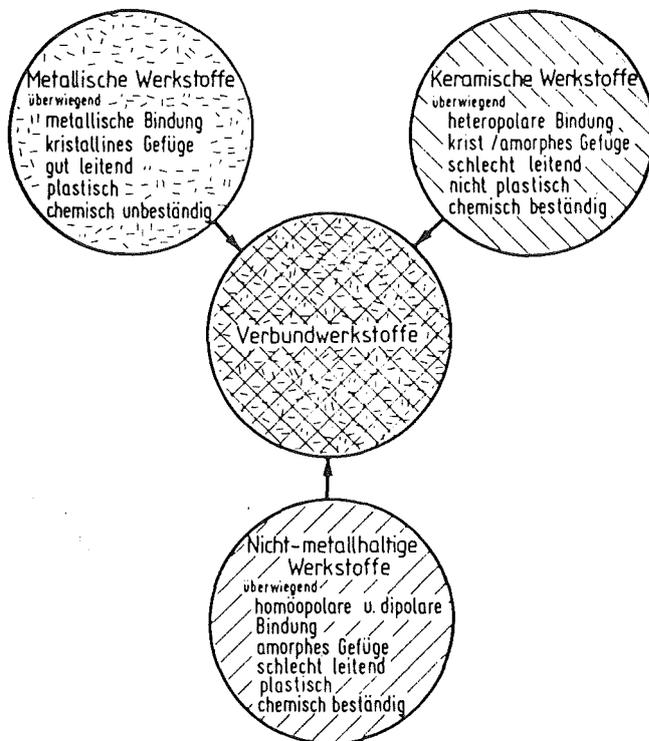


Bild 1: Einteilung der Werkstoffe /345/

Autoren gliedern die Gruppe der Verbundwerkstoffe nach ihrer Gefügestruktur in faserverstärkte (kontinuierliche, diskontinuierliche Fasern), teilchenverstärkte (Additive, Dispersionen) Verbunde und Schicht-Verbunde /213, 404, 493/.

Da sich jedoch der Begriff "faserverstärkt" in der Regel auf mechanische Eigenschaften bezieht und auch bei diesen - wie insbesondere bei anderen Eigenschaften (z. B. elektrische Leitfähigkeit) nicht immer zutrifft - auch nicht immer erwünscht ist - sollte präziser von faserhaltigen bzw. teilchenhaltigen Verbundwerkstoffen die Rede sein.

Demgemäß stellen faserhaltige Verbundwerkstoffe generell eine Untergruppe der faserhaltigen Werkstoffe dar. Nach vorangegangener Definition sind dies solche faserhaltigen Werkstoffe, bei denen Faser und Matrix verschiedenen Werkstoffhauptgruppen angehören. Sind z. B. bei CFK Kohlenstofffasern in einer Matrixphase gleichen Kohlenstoffs eingelagert, so handelt es sich um einen einphasigen Werkstoff - nur Kohlenstoff - mit einem technisch erzeugten Gefüge. Das gleiche gilt sinngemäß für faserhaltige Metalle oder Keramiken, die zwar einphasig oder mehrphasig sein können, aber dennoch keine Verbundwerkstoffe sind.

Im allgemeinen sind also **V e r b u n d e**, deren Phasen bzw. Bestandteile sich nicht in ihrer stofflichen Zusammensetzung, sondern nur in der Feinstruktur oder Gefügestruktur unterscheiden, im engeren Sinne der Definition keine Verbundwerkstoffe, sondern mehrphasige Werkstoffe mit Komponenten einer Hauptgruppe (z. B. metallfaserhaltige Metalle/Metallfasern in Supraleitern ect.). Als Grenzfälle lassen sie sich jedoch den Verbundwerkstoffen zuordnen.

Spezielle Verbundwerkstoffe aus keramischen und metallischen Phasen nennt man **C e r m e t s** .

Gerade zur eingrenzenden Definition des Begriffs Cermet finden sich in der Literatur unterschiedliche Ansätze /421/.

- nach einer ASTM-Definition versteht man unter Cermet ein Gemenge von Metallen oder Legierungen mit mindestens einer keramischen Phase. Dabei soll der metallische bzw. keramische Anteil zwischen 15 und 85 Vol.% liegen und bei der Herstellungstemperatur nur eine geringe Löslichkeit der Phasen auftreten /466a/.
- Hinz bezeichnet als Cermet gesinterte Mischkörper, die aus Oxiden, Oxidmischungen, Silikaten und/oder nichtmetallischen Karbiden (z. B. SiC) mit Metallen bestehen /421/.
- Petzow versteht unter einem Cermet ein pulvermetallurgisch hergestelltes metallisch-keramisches Gemenge, wenn die Eigenschaften der metallischen und keramischen Anteile direkt wirksam werden. Sowohl Oxide als auch alle anorganische, nichtmetallische kristalline Verbindungen werden hier als Keramik bezeichnet. Dispersionsgehärtete Metalle zählen demnach nicht zu den Cermets /421/.
- Mitsche unterteilt in Ultra-Cermets mit überwiegend keramischen Eigenschaften (z. B. $Al_2O_3 + Mo$) und Infra-Cermets mit überwiegend metallischen Eigenschaften (z. B. $W + ThO_2$) /421/.

Die meisten der in der Literatur auftretenden Cermet-Definitionen beziehen sich eigentlich auf Spezialfälle keramisch-metallischer Verbundwerkstoffe.

Fortan wird die allgemeine Cermet-Definition resultierend aus keramisch-metallischen Werkstoffkombinationen im Sinne des Begriffes "Verbundwerkstoff" angewendet.

Oxid-Cermets sind demgemäß keramisch-metallische Verbundwerkstoffe, wobei es sich bei der keramischen Phase um eine Oxidkeramik handelt. Die meisten Vertreter dieser Werkstoffe zeichnen sich aus durch außerordentliche Härte und Verschleißfestigkeit, hohe Druck- und Biegefestigkeit auch bei höheren Temperaturen, große Temperatur-

wechselbeständigkeit, gute Wärmeleitfähigkeit, hohe elektrische Durchschlagsfestigkeit und vieles andere. Die Anwendungsmöglichkeiten der Oxid-Cermets reichen von elektrischen Bauteilen, Durchführungen und Isolatoren über Laborgeräte, Rohre, Kapillare, Verschleißteile, Feinschleifwerkzeuge und Produkte für die Kerntechnik bis hin zum Implantatwerkstoff in der modernen Medizin /255/.

2. Literaturanalyse zum Thema "Oxid-Cermets"

2.1 Systematische Gliederung nach Problemschwerpunkten

Eine systematische Gliederung der werkstoffspezifischen Problemschwerpunkte in die Abschnitte

- Technologie
- Aufbau
- Eigenschaften und
- Prüfung

bildet den Rahmen zur Behandlung der Verbundwerkstoffgruppe "Oxid-Cermets" /345, 374/.

Vorwiegend für diese Werkstoffgruppe spezifische Charakteristika werden erläutert.

2.2 Technologie

2.2.1 Grundsätzliches zur Herstellung von Oxid-Cermets

Die Herstellung von Oxid-Cermets, bzw. die Formgebung oxidkeramisch-metallischer Bauteile läßt sich in die drei großen Verfahrensgruppen

- Schmelztechnologie
- Pulvertechnologie und
- Sonderverfahren

einteilen, wobei unterschiedliche Gefügestrukturen und Werkstückgeometrien oft das entsprechende Verfahren vorgeben /211, 213, 313/.

Im Gegensatz zu reinen Metallen oder reinen Keramiken treten bei der Herstellung von Oxid-Cermets im wesentlichen folgende Probleme auf:

- große Dichteunterschiede zwischen den Komponenten führen sowohl bei schmelztechnologischen, als auch bei pulvertechnologischen Herstellverfahren zu Entmischungen oder Segregationen während der Kombination der Komponenten. Eine daraus resultierende inhomogene Verteilung der Phasenteilchen beeinflusst die Werkstoffeigenschaft negativ.
- große Schmelzpunktunterschiede zwischen den oxidkeramischen und metallischen Komponenten rufen bei schmelztechnologischer Verfahrenstemperatur - d. h. beim Gießen -, aber auch ggf. bei einer gemeinsamen Sintertemperatur, hohe Abdampfverluste derjenigen Komponente mit niedrigerem Schmelzpunkt hervor. Etwaige Abdampfverluste von Komponenten sind bereits bei der Kombination zu berücksichtigen.
- Oxidkeramik-Pulver, insbesondere bei Partikeln sehr kleiner Partikelgröße - neigt zur Absorption von Wasser an der Oxidoberfläche, was zu einer Verringerung der Oberflächenenergie führt. Da die Summe der Oberflächenenergien von Keramik mit absorbiertem Wasser und Metall (flüssig - oder fest) im Vergleich zur Grenzflächenenergie Metall-Keramik abnimmt, verschlechtert sich sowohl in der Schmelze, als auch während des Sinterprozesses das Benetzungsverhalten mit der Metallphase erheblich. Dies wirkt sich wiederum negativ auf die Haftung zwischen den Phasen im Verbundwerkstoff aus /18, 212/.

Erwägt man die Brauchbarkeit aller in Frage kommenden Verfahren zur Herstellung von Oxid-Cermets, so scheidet in vielen Fällen die schmelztechnologische Methode aus /313/. Vor allem sehr unterschiedliche Schmelzpunkte der Phasen führen bei einer gemeinsamen Schmelztemperatur, orientiert an der bei höherer Temperatur schmelzenden Phase, zu starken Verdampfungsverlusten der Phase mit niedrigerem Schmelzpunkt. Schmelzpunkt- und Dichteunterschiede rufen außerdem Entmischungen der Phasen hervor.

Der Einsatz der Schmelztechnologie begrenzt sich aus den zuvor genannten Gründen in der Regel somit auf Sonderfälle. Einen solchen Sonderfall stellt z. B. das gerichtet erstarrte Eutektikum dar. Das Eutektikum gibt bestimmte Gefügestrukturen vor, läßt sich aber nur erzielen, sofern die Cermetphasen ein eutektisches Zustandsdiagramm bilden. In Abschnitt 2.2.3 sind Oxid-Cermet-Systeme aufgezeigt, die ein Eutektikum bilden und sich daher besonders zur schmelztechnologischen Formgebung eignen.

Die Pulvertechnologie bietet dagegen die Möglichkeit, durch den Kombinations-, Press- und Sinterprozeß gewünschte Gefügestrukturen in weiten variablen Grenzen zu verwirklichen.

Zur Erzeugung dünner Oxid-Cermet-Schichten als Korrosions- und Verschleißschutz oder zur Nutzung spezieller optischer Eigenschaften in selektiven Solarabsorbern scheiden die schmelz- und pulvertechnologischen Verfahren aus Gründen der Werkstückgeometrie aus. Sonderverfahren, bei denen in aller Regel während des technologischen Prozesses der gasförmige Aggregatzustand mindestens einer Phase vorliegt, wie z. B. gemeinsames Sputtern von Oxiden und Metallen, Bedampfen oder Plasmabeschichten, finden hier Anwendung.

2.2.2 Pulvertechnologie

2.2.2.1 Allgemeines

Gemäß pulvertechnologischer Verfahrensschritte umfaßt die Technologie von Oxid-Cermets die Pulverherstellung, die Charakterisierung und Kombination ihrer Phasen, die Verdichtung der Pulvermischungen und ggf. eine Umformung der verdichteten Formkörper. Verdichtung und Formgebung sind in der Regel in einem technologischen Arbeitsgang zusammengefaßt /36, 73, 76, 157, 267, 313, 365, 399, 434, 437/. Im folgenden sind die einzelnen Verfahrensschritte im Hinblick auf Besonderheiten bei Oxid-Cermets herausgestellt.

2.2.2.2 Pulverherstellung

Die meisten pulvertechnologisch hergestellten Oxid-Cermets weisen eine Metallmatrix und oxidkeramische Dispergententeilchen auf. Eine gute Verteilung der Oxidkeramik in der Metallmatrix läßt sich durch Kombination sehr feiner Oxidkeramik-Pulverteilchen und relativ großer Metallpartikel erreichen.

Die Herstellung der Pulverkomponenten für Oxid-Cermets orientiert sich nach diesen Verbundwerkstoff-spezifischen "Größenrelationen" der Pulverteilchen und entspricht im übrigen den bekannten üblichen Pulverherstellverfahren.

Das Pulver einer spröden Oxid-Keramik läßt sich durch mechanisches Zerkleinern, d. h. mittels verschiedener Mahlverfahren z. B. in einer Schwingscheibenmühle oder in einer Kugelmühle bis zu einer Pulverteilchengröße von 1 µm problemlos herstellen.

Zeigen dagegen Metalle stark duktilen Verhalten, so lassen sich ihre Pulver in der Regel kaum über einen Mahlvorgang herstellen. Partikel würden miteinander kaltverschweißen bzw. kaltverfestigen.

Metallpulver, insbesondere Pulver stark duktiler Metalle, werden in der Regel wasserverdüst. Dabei wird das geschmolzene Metall unter Druck über eine beheizte Düse z. B. in einen Wasserstrahl hinein oder auf eine wassergekühlte Prallwand gesprüht. Durch die Wasserkühlung erstarren die Partikel und lassen sich abfiltern. Je nach Verdüsungstechnik werden aufgrund der geringen Oberflächenenergie eines kugelförmigen Teilchens nahezu sphärische Metallpartikel aus der verdüsten Schmelze gewonnen. Bei Metallpulvern, die aufgrund ihrer hohen Sauerstoffaffinität während des Verdüsungsvorganges oxidieren, ist ein anschließendes Reduktionsglühen erforderlich.

2.2.2.3 Pulvercharakteristik

Mittels Pulvercharakteristik werden Daten zur Charakterisierung der im pulvertechnologischen Formgebungsverfahren verwendeten Pulver tabellarisch erfaßt /345/. Diese Daten sollen bereits Aufschluß darüber geben, ob bei einer bestimmten Kombination oxidkeramischer und metallischer Komponenten z. B. gute Haftung zwischen den Phasen oder gute Verteilung der eingelagerten Phasen in der Matrixphase zu erwarten ist.

Insbesondere im Hinblick auf die Problematik der zu bildenden Grenzflächen zwischen oxidkeramischen und metallischen Phasen geben

- chemische Zusammensetzung
- spezifische Oberfläche
- Partikelgestalt
- Partikelgröße
- Fülldichte und
- Klopfdichte

der Pulver Informationen über mögliche Bindungen an den Phasengrenzflächen, Wechselwirkungen und etwaige Reibungsvorgänge an den Phasengrenzflächen z. B. beim Kaltpressen. Oxide an der Oberfläche von Metallpulverteilchen verbessern die Benetzung zu Oxidkeramiken.

2.2.2.4 Kombination der Phasen

Die Verfahren zur Kombination der Komponenten eines Zweistoffsystems lassen sich allgemein nach dem Aggregatzustand der Phasen während der Kombination einteilen:

kondensiert - kondensiert
kondensiert - gasförmig
gasförmig - gasförmig

Das bei Verbundwerkstoffen am meisten angewendete Verfahren zur Kombination der Phasen im kondensierten Zustand - das mechanische Mischen - ist bei Oxid-Cermets aufgrund großer Dichteunterschiede der Partikel äußerst problematisch /60, 107/. Pulver oxidkeramischer und metallischer Komponenten neigen zu Entmischungen. Abhilfe schafft hier bereits die Methode des "Naßmischens" in einer Flüssigkeit oder Emulsion (z. B. in Aceton gelöstes Paraffin oder Stearin) /133, 150, 291/. Die Beschichtung der Pulverpartikel mit Stearin bewirkt ein gegenseitiges "Haften" oxidkeramischer und metallischer Pulverbestandteile /314/ und verbessert das Mischergebnis. Kriterium für die Güte des Mischprozesses ist die Verteilung der Partikel.

Das mechanische Mischen - trocken oder naß - erfolgt in sogenannten Taumelmischern oder unter Zugrundelegung eines gleichzeitigen Mahlprozesses in einer Kugelmühle /36, 254, 370, 453/, einer Schwingmühle oder Rührkugelmühle /214/, wobei zur Bindung des Pulvers z. B. Isoopropanol eingerührt werden kann /76/.

Inhomogene Verteilung metallischer und oxidkeramischer Komponenten durch allzu große Dichteunterschiede der Partikel führte zur Idee des "mechanischen Legierens" nach dem Prinzip von J. S. Benjamin /31/. Oxidkeramisches und metallisches Pulver wird in einer Kugelprallmühle (Attritor) innig vermischt. Bei den mit hoher Geschwindigkeit bewegten Metallteilchen ergibt sich einerseits ein Kaltverschweißeffekt zwischen den verschiedenen metallischen Bestandteilen und andererseits ein Trennen in neue Körner. Die zur Mahlung zugegebenen oxidkeramischen

Partikel werden in die Kaltschweißstellen des Metallpulvers feindispers "eingebaut". Die Verteilung der eingebetteten Keramikpartikel hängt im wesentlichen von der Mahldauer ab. Das Prinzip beruht auf dem Zermahlen der "härteren" Partikel (Oxide) und der Reibverschweißung der "weicheren" Bestandteile (Metalle). Es finden sich wiederholende Prozesse der Verfestigung, des Reibverschweißens und des Zerkleinerns statt. Zur Vermeidung von Oxidbildung an der Oberfläche von Metallpartikeln erfolgt der Mahlprozeß in der Regel unter Schutzgas, zur Bindung von Rest-Sauerstoff werden dem Mahlprozeß ggf. als "quasi-Gettersubstanzen" sauerstoffaffine Elemente beigefügt. Eine homogene Legierungsbildung bereits bei der Pulverkombination sorgt ungeachtet der Dichteunterschiede der Pulver für eine hervorragende Verteilung der oxidkeramischen und metallischen Bestandteile /150, 155, 176, 203, 214, 431, 432/.

Auch das Verfahren der Wälzbeschichtung bewirkt eine homogene Verteilung der Phasen /345/. Das Pulver einer Komponente wird in einer rotierenden Trommel mit einer Suspension der zweiten Komponente besprüht und getrocknet. Die Komponenten haften nun aneinander und es lassen sich Fraktionen zur pulvertechnologischen Formgebung aussieben.

Das chemische Abscheiden einer Phase aus der Schmelze oder aus einer Lösung, sowie das chemische Mischen (reaktiver Prozeß) gehört ebenfalls zu dieser Kombinationsgruppe /107/. Hierzu stellt man Suspensionen einer festen Phase in einer Metallsalzlösung oder Schmelze her, aus der eine weitere Phase durch Erhitzen oder Zersetzung abgeschieden wird. Es bilden sich Niederschläge der abgeschiedenen Phase auf den suspergierten Teilchen der anderen Phase. Gleichzeitig kann ein reaktiver Prozeß erfolgen. Die Güte der Verteilung der Komponenten entspricht der beim mechanischen Legieren.

Probleme schlechter Verteilungen bei der Kombination oxidkeramischer und metallischer Pulver werden durch zahlreiche Verfahren zur Pulverbeschichtung gelöst /287/. Galvanisches Beschichten /379/, Sputterbeschichten /486/, aber auch die Oxidation von Partikeloberflächen /60/ lassen sich hierzu beispielhaft nennen.

Gerade bei Oxid-Cermets stellt der Kombinationsvorgang hinsichtlich einer guten Pulververteilung ein erhebliches Problem dar. Vergleicht man die zuvor beispielhaft aus der Menge aller Kombinationsverfahren herausgestellten Möglichkeiten, so hebt sich das mechanische Mischen - ggf. mit einer Flüssigkeit oder Emulsion - trotz der zuvor aufgezeigten Probleme wegen des geringen technischen Aufwandes hervor.

Die makroskopische und quasi mikroskopische Homogenität von Oxid-Cermets wird durch die Verteilung der Phasen bestimmt. Der Verteilungsgrad stellt ein Maß bzgl. dieser Homogenität dar. Eine genaue Erörterung des Verteilungsgrades findet sich in Anhang 6.11.

2.2.2.5 Verdichten

Beim Verdichten der Komponenten von Oxid-Cermets entstehen Kontaktstellen zwischen spröden Keramiken und ggf. duktilen Metallen. Das Fließen metallischer Komponenten sowie die Zertrümmerung oxidkeramischer Komponenten erfolgt über einaxiales oder isostatisches Kaltpressen /33/. Der Preßvorgang ist auf folgende Teilvorgänge zurückzuführen:

- geometrische Umordnung des Pulverhaufwerkes bestehend aus oxidkeramischen und metallischen Komponenten,
- plastische Verformung und Verfestigung, insbesondere der metallischen Komponente, und
- Partikelzertrümmerung, insbesondere der oxidkeramischen Komponente.

Beim Verdichten zweiphasiger Oxid-Cermets tritt eine weitere Verbundwerkstoff-spezifische bzw. Oxid-Cermet-spezifische Problematik auf - der abrupte Matrixwechsel von einer Phase zur anderen bei geringer Konzentrationsänderung (Anmerkung: Sofern keine Löslichkeit der Komponenten vorliegt und auch keine Reaktion zwischen den Komponenten erfolgt entsprechen die Komponenten - Metall und Oxidkeramik - auch den Phasen) in einem bestimmten Konzentrationsbereich. Trägt man die Preßlingsdichte in Abhängigkeit von der Konzentration der Phasen auf, läßt sich der für Cermets charakteristische plötzliche Matrixwechsel deutlich erkennen (Bild 2). Über den gesamten Variationsbereich der Konzen-

tration der Phasen herrscht hierbei ein konstanter Preßdruck.

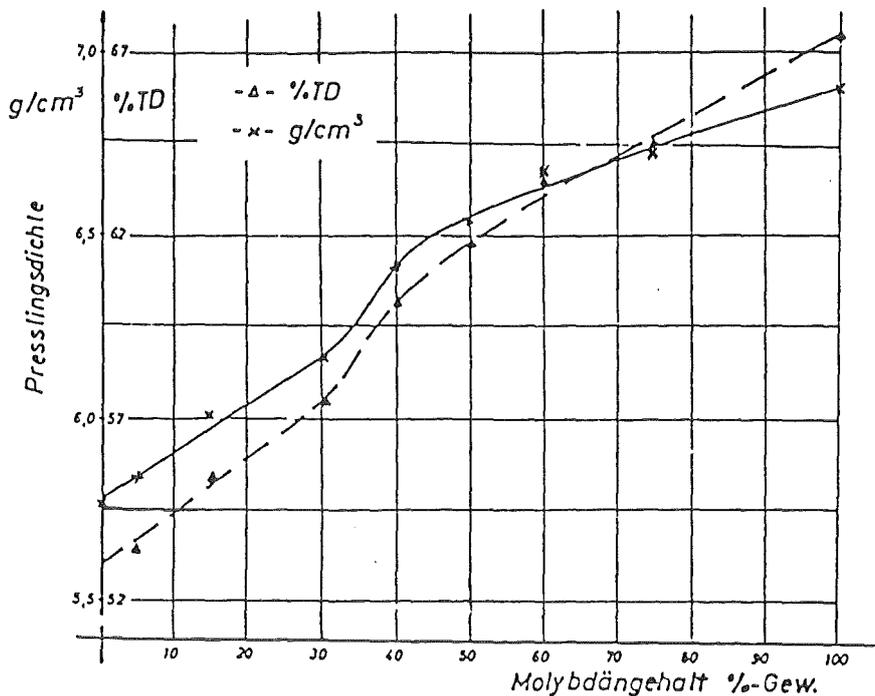


Bild 2: Preßlingsdichte eines UO_2 -Mo-Cermet in Abhängigkeit von der Konzentration /313/.

Während sich bei zweiphasigen metallischen, keramischen oder polymeren Werkstoffen der Matrixwechsel von einer zur anderen Phase im Dichteverlauf über der Konzentration kaum merklich vollzieht, ist er bei Oxid-Cermets deutlich ausgeprägt. Dieser abrupte Übergang z. B. von einer oxidkeramischen Matrix auf eine metallische Matrix oder umgekehrt hat gerade bei Oxid-Cermets meist extreme Eigenschaftsveränderungen zur Folge (siehe Bild 4, Seite 24). Demnach ist verständlich, daß eine Serienproduktion von oxidkeramisch-metallischen Sinterteilen bei einer Konzentration der Phasen im Bereich eines möglichen Matrixwechsels nur geringe Erfolgchancen auf Reproduzierbarkeit der Werkstoffeigenschaften erwarten läßt. Bereits bei geringen Schwankungen in der Konzentration der Phasen verändert sich die Werkstoffeigenschaft entsprechend der Eigenschaft der dominierenden - und somit Matrix-bildenden Phase. An dieser Stelle ist jedoch darauf hinzuweisen, daß sich die Konzentrationsbereiche für Durchdringungsgefüge über Pulvercharakteristika bzw. Mischungsmodifikationen der Phasenpulver in gewissen Grenzen variieren lassen.

Die technologische Information hinsichtlich eines möglichen Matrixwechsels bereits anhand von Verdichtungskurven (Preßlingsdichte in Ab-

hängigkeit von der Phasenkonzentration gemäß Bild 2) ermöglicht schon im Bereich der Technologie gerade diejenigen Bedingungen zu selektieren, unter denen oxidkeramisch-metallische Verbundwerkstoffe Verbundwerkstoff-spezifische fertigungstechnische Probleme aufweisen.

In der Literatur wurde bereits mehrfach die Darstellung einer quantitativen theoretischen Erfassung der Zusammenhänge zwischen Preßdruck und Preßlingsdichte versucht. Experimentelle Ergebnisse von Preßlingsdichten ausgehend von Cermet-Pulver-Mischungen in Abhängigkeit des Preßdrucks ergaben bei doppelt-logarithmischer Auftragung des Preßdrucks nahezu Geraden /313/. Dies entspricht einem Dichte-Preßdruck-Zusammenhang der Form

$$\rho_p \sim p^n$$

ρ_p = Preßlingsdichte

P = Preßdruck

n = Verdichtungsexponent

Die Druckverteilung im Preßling bestimmt den Wert des Verdichtungsexponenten (n) und hängt ab vom plastischen Verhalten, der Verfestigung der Phasen und den Reibungsverhältnissen im Pulver.

Unzureichende Literaturangaben hinsichtlich des Verdichtungsverhaltens in Abhängigkeit vom Preßdruck und der Zusammensetzung der Pulvermischung machen eine weitere diesbezügliche Auswertung bei Oxid-Cermets unmöglich.

Neben dem einaxialen Kaltpressen werden zur Verdichtung auf hohe Enddichten Methoden des isostatischen Pressens an Luft oder unter Vakuum /33/ und auch des Explosionsverdichtens /10, 453/ angewendet. Speziell bei Oxid-Cermets lassen sich über die Art des Verdichtens bestimmte Gefügetexturen oder sogar "in situ"-Fasern erzeugen. Die Methode des Strangpressens von ungesinterten Pulvern wird ebenfalls zur Erreichung hoher Preßkörperdichten bei Ausbildung von Texturen durchgeführt /33, 34, 431, 487/. Bei gleichzeitiger Temperaturbehandlung lassen sich z. B. in eine Metallmatrix eingelagerte Glaspartikel zu Fasern ziehen /34, 162, 289/. Strangpressen bei gleichzeitiger Wärmebehandlung wird auch als Heißstrangpressen bezeichnet /162/.

2.2.2.6 Sintern

Der Sintervorgang kann durch indirekte - meist isotherme - oder direkte Erhitzung (Widerstandsheizung/nach dem Wirbelstromprinzip) eingeleitet werden. Während des Sinterns wird Materie über die Partikelgrenze hinweg transportiert. Sintertemperatur, Sinterdauer, Sinteratmosphäre und der Druck sind entscheidend für den Diffusionsprozeß /8, 243, 313, 377, 411/.

Oxidkeramische und metallische Partikel werden nur dann sintern, wenn die spezifische Grenzflächenenergie des Keramik-Metall-Verbundes geringer sein wird, als die Summe der spezifischen Oberflächenenergien der metallischen und oxidkeramischen Phasen.

$$\gamma_{MK} < \gamma_M + \gamma_K \quad 2.1$$

γ_{MK} = spezifische Grenzflächenenergie Metall-Oxidkeramik

γ_M = spezifische Oberflächenenergie Metall

γ_K = spezifische Oberflächenenergie Oxidkeramik

Beim Sintern von Oxid-Cermets liegt aufgrund großer Schmelzpunktunterschiede oftmals eine Phase bereits flüssig vor, wenn die andere gerade beginnt zu sintern. Im Falle des Glases als Einlagerungsphase wirkt sich dies günstig auf die Haftung der Komponenten aus, sofern gute Benetzung vorliegt /382, 483/. Ferner wurde festgestellt, daß oxidkeramische Einlagerungen die sonst übliche Schrumpfung während des Sinterprozesses behindern /383/.

Zur Vermeidung von Reaktionen der Komponenten mit Sauerstoff ist gerade bei Eisen- und/oder Stahlwerkstoffen der Sinterprozeß unter Schutzgasatmosphäre oder reduzierender Atmosphäre zwingend notwendig /254, 297, 381/. Ebenso finden zur Sauerstoffreduktion reduzierende Elemente (z. B. Kohlenstoff) mit hohen Sauerstoffaffinitäten Anwendung.

Zahlreiche Oxid-Cermets werden durch gleichzeitiges Verdichten und Sintern - durch Heißpressen - in einer sogenannten Induktionssinteranlage hergestellt /103, 137, 223, 229/. Vorteil dieses Verfahrens liegt in geringeren Verfahrensdrücken bei gleichzeitiger Wärmebehandlung. Isostatische Heißpressen werden zur Erreichung hoher Enddichten mit den Sinteratmosphären Luft, Schutzgas sowie reduzierender Atmosphäre, besonders bei der Herstellung von Oxid-Cermets mit hohen Oxidkeramikanteilen, eingesetzt /62, 110, 150, 360, 432, 439, 487/.

In Verbindung mit der Pulvertechnologie läßt sich nach dem eigentlichen Formgebungsprozeß der oxidkeramische Dispergent durch innere Oxidation erzeugen /60, 232, 410, 443/. Dieses Verfahren bringt den großen Vorteil mit sich, daß zunächst reine Metalle kombiniert und verdichtet werden. Grenzflächenprobleme wie zwischen Metallen und Keramiken treten nicht auf. Diejenige Komponente mit höherer Sauerstoffaffinität wird bei entsprechendem Sauerstoffpartialdruck oxidiert.

Der Bereich des Durchdringungsgefüges und somit auch der Bereich des Matrixwechsels läßt sich außer über Preßlingsdichtefunktionen (vgl. Bild 2) technologisch auch über Sinterlingsdichtefunktionen und dilatometrisch ermittelte Temperaturen des Schrumpfungsbeginns in Abhängigkeit von der Phasenkonzentration eingrenzen. Wie beim Verdichten verhält sich auch beim Sintern die Matrix dominant. Ein abrupter Matrixwechsel - wie er für Oxid-Cermets typisch ist - wirkt sich somit erheblich auf die Diffusionskinetik und somit auf die zu erreichende Enddichte aus (siehe Bild 3). Der Wendepunkt im Kurvenverlauf nach Bild 3 zeigt deutlich den Übergang von oxidischer zu metallischer Matrix an. Das äußere Zeichen der durch Sintern angestrebten Verdichtung ist der Volumenschwund des gepreßten Formkörpers. Das Maß des Volumenschwundes bei Oxid-Cermets mit Einlagerungsstruktur ist grundsätzlich durch die Matrix bestimmt. Demnach sind also die Sinterbedingungen in erster Näherung auf die Matrix abzustimmen. Sollte jedoch die dispergierte Phase stärker schwinden und reicht die Phasenhaftung nicht aus, um die Dispergentenphase am Schrumpfen zu hindern, so entsteht zwischen den Phasen bzw. an den Phasengrenzflächen Porosität.

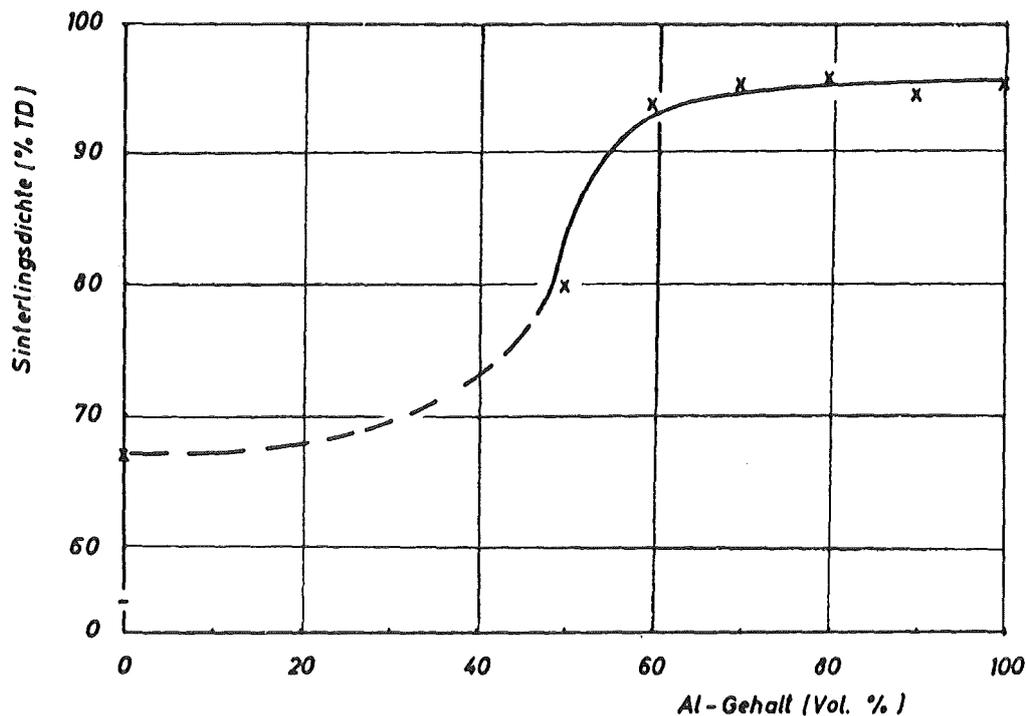


Bild 3: Sinterlingsdichte eines U_3O_8 -Al Formkörpers in Abhängigkeit von der Konzentration /340a/.

Insbesondere bei großen Eigenschaftsunterschieden zwischen der Oxidkeramik und dem Metall ist im Konzentrationsbereich des Matrixwechsels bereits bei geringer Konzentrationsänderung der Phasen eine erhebliche Eigenschaftsänderung zu erwarten. Die jeweils dominierende Phase - d. h. die Matrixphase - bestimmt im wesentlichen auch die Werkstoffeigenschaft entsprechend ihrer Konzentration. Bild 4 zeigt beispielhaft den Verlauf des spezifischen elektrischen Widerstandes über der Konzentration der Phasen.

Ein früher Matrixwechsel von einer gut isolierenden Al_2O_3 -Matrix hin zu einer leitenden Mo-Matrix bei einem Phasenanteil von 20 Vol-% Molybdän bewirkt die plötzliche und starke Änderung der Werkstoffeigenschaft. In diesem Falle wird durch den abrupten Matrixwechsel aus einem Isolatorwerkstoff ein gut leitendes Material.

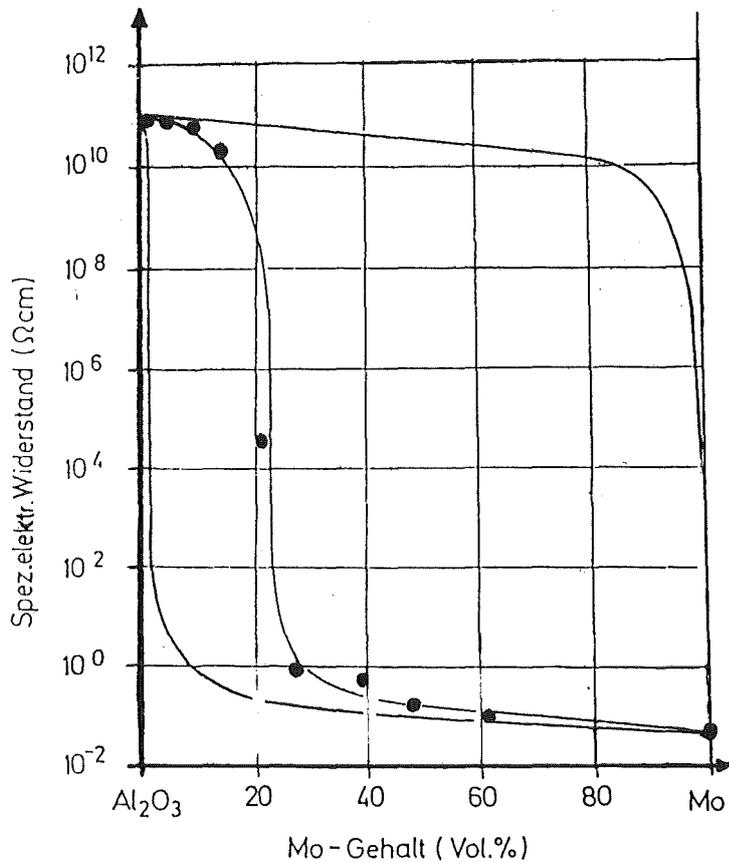


Bild 4: Spezifischer elektrischer Widerstand eines Al_2O_3 -Mo-Cermet in Abhängigkeit von der Konzentration /343/.

Die technologische Information über einen möglichen Matrixwechsel anhand von Verdichtungs- und Sinterstudien liefert bei Oxid-Cermets bereits mit der Werkstofftechnologie wichtige Hinweise bezüglich zu erwartender Werkstoffeigenschaften bzw. bezüglich zu erwartender fertigungstechnischer Probleme bei notwendigerweise reproduzierbarer Fertigung.

Der Einfluß des zuvor aufgezeigten Matrixwechsels auf die Werkstoffeigenschaften erklärt ebenfalls manche Mißerfolge mit Oxid-Cermets in der Vergangenheit. Es ist anzunehmen, daß gerade der für die reproduzierbare Fertigung ungeeignete Konzentrationsbereich, in dem ein Matrixwechsel und somit auch eine plötzliche Eigenschaftsänderung bei nur geringer Verschiebung der Phasenanteile zu erwarten ist, bei der Herstellung mancher Oxid-Cermets ausgewählt wurde.

Nach abgeschlossener pulvertechnologischer Formgebung besteht des weiteren die Möglichkeit, "gerichtet erstarrte Gefüge" (Eutektika), d. h. "in situ"-Metallfaser-haltige Verbundwerkstoffe durch Zonenglühen zu erzeugen /127, 148/.

Die pulvertechnologische Herstellung eines Oxid-Cermets ist im folgenden am Beispiel eines Aluminium-Glas-Verbundwerkstoffes mit anschließender Umformung schematisch dargestellt /36/.

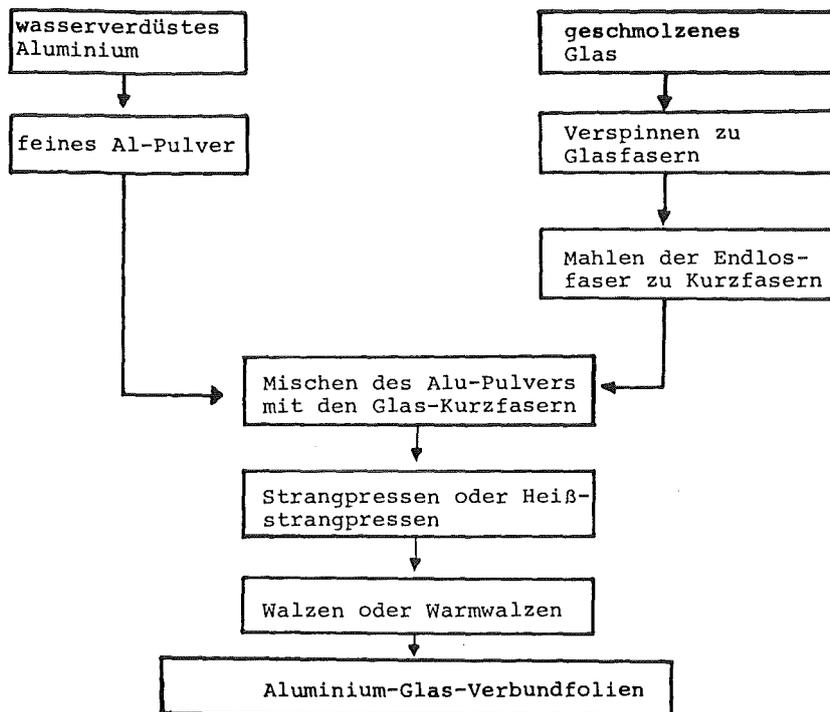


Bild 5: Schema der Technologie eines Aluminium-Glas-Verbundwerkstoffes.

Einlagerungen von Glasfasern bewirken in diesem Falle eine starke Erhöhung der Zugfestigkeit.

Im Ergebnis lassen sich bei pulvertechnologischer Herstellung von Oxid-Cermets folgende Punkte als wesentliche Verfahrensmerkmale herausstellen:

- Die Dichte kann über die Betriebsparameter Druck, Sintertemperatur und Sinterzeit in weiten Grenzen gesteuert werden - sie ist jedoch auch abhängig von der Konzentration der Phasen, d. h. von der Matrixphase und dem Dispergenten.
- Sowohl beim Pressen, als auch beim Sintern verhält sich die Matrix dominant, d. h. sie bestimmt im wesentlichen das Maß der Verdichtung beim Pressen bzw. das Maß der Schrumpfung beim Sintern.
- Der Matrixwechsel z. B. von einer oxidkeramischen Matrix zu einer metallischen Matrix vollzieht sich im Dichteverlauf über der Konzentration sowohl beim Pressen als auch beim Sintern durch deutlichen Anstieg der Preß- bzw. Sinterkurve (vgl. Bild 2 und Bild 3).

Bereits der pulvertechnologische Formgebungsprozeß liefert anhand von Preß- und Sinterkurven (Preßlings- bzw. Sinterlingsdichte in Abhängigkeit von der Konzentration) Aussagen hinsichtlich der Frage, welche der Phasen die Matrix und welche den Dispergenten bildet und somit Informationen zur Abschätzung der zu erwartenden Werkstoffeigenschaften.

2.2.3 Schmelztechnologie

Schmelztechnologische Verfahren zur Herstellung von oxidkeramisch-metallischen Verbundwerkstoffen lassen sich wegen der Entmischungsfahr, dem Abdampfen der bei niedriger Temperatur schmelzenden Phasen und der Gefahr "ungewollter" Reaktionen nur bedingt anwenden. Lediglich bei Sonderfällen, - wie z. B. bei speziellen Schmelzverfahren zur Erzeugung bestimmter Gefügestrukturen oder z. B. bei Entstehung eines eutektischen Gefüges - bietet die Schmelztechnologie gegenüber der Pulvertechnologie bezüglich der Herstellung von Oxid-Cermets Vorteile. Im folgenden sind daher zunächst einige der speziellen Schmelzverfahren zur Erzeugung bestimmter Gefügestrukturen dargestellt.

Bei der Flüssig-Metallurgie-Technik wird die Keramikphase als Pulver in die Metallschmelze eingerührt /4, 18, 108, 212, 380, 389/. Große Dichteunterschiede zwischen Pulver und Schmelze führen jedoch zum Absinken des Pulvers bzw. zu Pulveragglomeraten an der Oberfläche. Das Einrühren der Oxidkeramik-Partikel in eine teilweise verfestigte Matrix mittels Flügelrad bewirkt dagegen ein "Einklemmen" der Dispergententeilchen und somit eine nahezu homogene Verteilung /152, 275/.

Die industriell eingesetzte Vortex-Methode bezieht sich auf das Einrühren von Glas z. B. in eine Aluminiumschmelze, wobei Magnesiumoxid als Haftvermittler zur Benetzungsverbesserung beigemischt wird /235, 449/. Gute Haftung zwischen Glas und Metallpartikeln gewährleistet hier eine gute Verteilung der Phasen.

Eine ebenfalls gute Verteilung oxidkeramischer und metallischer Phasen liefert die Infiltrationstechnik oder Flüssigmetallinfiltration /72/. Flüssiges Metall wird z. B. in eine poröse, vorverdichtete Oxidmasse /365/ oder in gebündelte Al_2O_3 -Fasern /272, 277, 332/ infiltriert. Ebenso läßt sich flüssiges Glas in eine poröse Eisenmatrix (Eisenschwamm) infiltrieren /493/. Voraussetzung der Infiltrationstechnik von Metallen in Oxidkeramiken oder umgekehrt ist die gute Benetzung zwischen den Phasen.

Zur Vermeidung von Lunkern bzw. großen Poren erfolgt die Infiltrationstechnik unter Vakuum /72/.

Findet zum Vorgang der Infiltration eine Reaktion zwischen Oxidkeramik und Metall statt, so spricht man von reaktiver Infiltrationstechnik /395/. Die Methode des reaktiven Imprägnierens zählt ebenfalls zur Infiltrationstechnik. Hierbei wird jedoch das keramische Material mittels der Schmelze reduziert /55/.



mit w, x, y, z als ganze Zahlen

Die hierbei erzielte Benetzung zwischen den Phasen läßt stets gute Haftung erwarten.

Weitere Möglichkeiten der Infiltration von z. B. geschmolzenem Al_2O_3 in ein Mo-Netzwerk kann man im weitesten Sinne zur Gußtechnik zählen /271, 408, 451/.

Wie bereits im Rahmen der pulvertechnologischen Formgebung dargestellt, läßt sich auch die schmelztechnologische Formgebung mit der Methode der inneren Oxidation kombinieren /410, 425, 426/. Gerade hier besteht ein großer Vorteil in der Kombination zweier Metallphasen, wobei diejenige Phase mit höherer Sauerstoffaffinität bei bestimmter Temperatur und bestimmtem Sauerstoffpartialdruck in eine oxidische und somit keramische Phase überführt wird /51/. Aufwendige Kombinationsverfahren zur Erzeugung einer homogenen Verteilung der Phasen entfallen.

Abgesehen von den zuvor genannten speziellen Schmelzverfahren zur Erzeugung bestimmter Gefügestrukturen tritt bei der Herstellung von Oxid-Cermets die Schmelztechnologie im Vergleich zur Pulvertechnologie insbesondere dann nicht in den Hintergrund, wenn die Verbundwerkstoffphasen ein eutektisches Zustandsdiagramm bilden. In diesem Falle erhält man über eutektische Ausscheidungen eine hervorragende Verteilung des Dispergenten.

Tabelle 2.1 enthält eine Auflistung der aus der Literatur bekannten - binären und ternären - Oxid-Cermet-Systeme, die bei schmelztechnologischer Formgebung eutektische Ausscheidungen zeigen.

Aussagen hinsichtlich einer "eutektischen Reaktion" bei den genannten Stoffsystemen resultieren zum größten Teil aus lichtoptischen Gefügeuntersuchungen nach dem Prozeß des Zonenglühens. Komplette Zustandsdiagramme oder Informationen über eutektische Konzentrationen und eutektische Temperaturen sind der Literatur in diesen Fällen nicht zu entnehmen. Mit einer Darstellung sämtlicher bekannter Zustandsdiagramme von oxidkeramisch-metallischen Stoffsystemen sowie mit dem Versuch

der Erörterung einer grenzflächentheoretischen Erklärung für eutektische Erstarrung befaßt sich Abschnitt 2.3.4.

Oxid-Matrix	Metall	Oxid Matrix	Metall
<u>binär</u>		<u>binär</u>	
Cr ₂ O ₃	Cr, Mo, W, Re	Nd ₂ O ₃ (CeO)	Nb
(Cr, Al) ₂ O ₃	Cr, Mo, W	TiO ₂	Cr, Nb, Ta, Mo
Gd ₂ O ₃	Mo, W	UO ₂	Mo, Ta, W
Gd ₂ O ₃ (CeO ₂)	Mo	UO ₂ (ThO ₂)	W
HfO ₂ (CaO)	Mo, W	Y ₂ O ₃ (CeO ₂)	Mo, W
HfO ₂ (Y ₂ O ₃)	W	ZrO ₂	Ta, W
La ₂ O ₃	Mo, W	ZrO ₂ (CaO)	W
Nd ₂ O ₃	Mo, W	ZrO ₂ (Y ₂ O ₃)	W
LaCrO ₃	Cr, Mo, W		
YCrO ₃	Cr, Mo, W		
<u>ternär</u>		<u>ternär</u>	
UO ₂ -MgO	W	CaO-CaCr ₂ O ₄	W
MgO-ZrO ₂	W	Cr ₂ O ₃ -ZrO ₂	W, Mo
MgO (Cr ₂ O ₃)-ZrO ₂	Mo	Cr ₂ O ₃ -HfO ₂	Mo
Cr ₂ O ₃ -LaCrO ₃	W		
La ₂ O ₃ -LaCrO ₃	W		

Tabelle 2.1 bekannte Oxid-Cermet-Eutektika /200, 201/.

Ungeachtet mangelnder Informationen über zahlreiche Zustandsdiagramme derjenigen Stoffsysteme, die nach lichtoptischen Untersuchungen eindeutig eutektische Ausscheidungen erkennen ließen, bietet die Erkenntnis bezüglich eutektischer Ausscheidungen dennoch ein Indiz zur Anwendbarkeit der Schmelztechnologie, wobei eine gute Phasenverteilung zu erwarten ist.

2.2.4 Sonderverfahren

Sonderverfahren zur Fertigung oxidkeramisch-metallischer Verbundwerkstoffe beziehen sich ausschließlich auf besondere Gefügestrukturen, Werkstückgeometrien oder Größenordnungen. Typisch für diese Verfahren ist die Tatsache, daß während des technologischen Prozesses in der Regel mindestens eine Phase gasförmig vorliegt.

Die nachfolgend genannten Verfahren eignen sich besonders zur Herstellung von dünnen Schichten, bestehend aus oxidkeramischen und metallischen Komponenten /213/. Die Kombination der Komponenten erfolgt stets mit der "Formgebung" bzw. mit der Beschichtung.

- stromloses Abscheiden /213/
- elektrolytisches Abscheiden /42, 210, 225, 231, 250, 379, 390, 494/ (z. B. Galvanisieren)
- thermisches Spritzen /429/
 - Flamspritzen /429/
 - Lichtbogenplasmaspritzen /144/
 - Detonationsspritzen /213/
 - Plasmaspritzen /237, 300/
- physikalisches Abscheiden aus der Gasphase (PVD)
 - Verdampfen / 140, 357, 403/
 - Elektronenstrahlverdampfen /406/
 - Sputtern /88, 393/
 - Ionenstrahlsputtern /3, 179, 306, 385/
 - reaktives Ionenstrahlsputtern /190, 497/
 - Diodensputtern /194/
 - Ionenplattieren /334, 390/
- chemisches Abscheiden aus der Gasphase (CVD) /133/
 - Pyrolyse /213/
 - Reduktion /290/
 - Reduktion + Reaktion /175, 285/
 - Hydrolyse /213/

Alle genannten Verfahren haben sich besonders bei gleichzeitiger Beschichtung durch Oxidkeramik und Metall bewährt.

Durch z. B. gleichzeitiges Sputtern von Oxidkeramik und Metall lassen sich dünne Oxidschichten mit Metalleinlagerungen (Inselstruktur) erzeugen. Homogene Verteilungen von Metalleinlagerungen befähigen derart hergestellte Dünnschichten zur Teilabsorption von Sonnenlicht in Sonnenkollektoren /59. 268/.

Aus allen genannten Verfahren sind im folgenden zwei Verfahren aus der Gruppe des thermischen Spritzens beispielhaft erläutert. Dünne Oxid-Cermet-Schichten lassen sich durch gleichzeitiges thermisches Spritzen auf ein Substrat erzeugen, d. h. beliebige Formkörper können mit diesem Verfahren durch einen oxidkeramisch-metallischen Schutzfilm z. B. gegen Korrosion oder Abrieb geschützt werden /429/.

Beim thermischen Spritzen wird eine Schicht auf einen nahezu beliebigen Grundwerkstoff durch Aufprall kleinster schmelzflüssiger oder plastischer Teilchen mit hoher Geschwindigkeit erzeugt.

Beim Flammgespritzen wird der zu verspritzende Werkstoff - bestehend aus Oxidkeramik und Metall - in Pulver- oder Drahtform in einer Brenngas-Sauerstoffflamme geschmolzen und zerstäubt, mit dem Druck des Brenngases und eventuell einem zusätzlichen Druckgas beschleunigt und auf die Werkstückoberfläche aufgespritzt. Als Brenngas dient hauptsächlich Acetylen, in manchen Fällen auch Wasserstoff.

Flammgespritzte Schichten haben eine im Vergleich zu plasmagespritzten Schichten geringere Dichte und Haftung. Sie werden daher eingesetzt, wenn Schichten mit hohem Porenvolumen aufzubringen sind oder wenn eine geringere Beanspruchung der Schichten vorliegt.

Die Methode des Plasmaspritzens läßt sich am besten anhand des prinzipiellen Aufbaus einer Plasmaspritzpistole erklären.

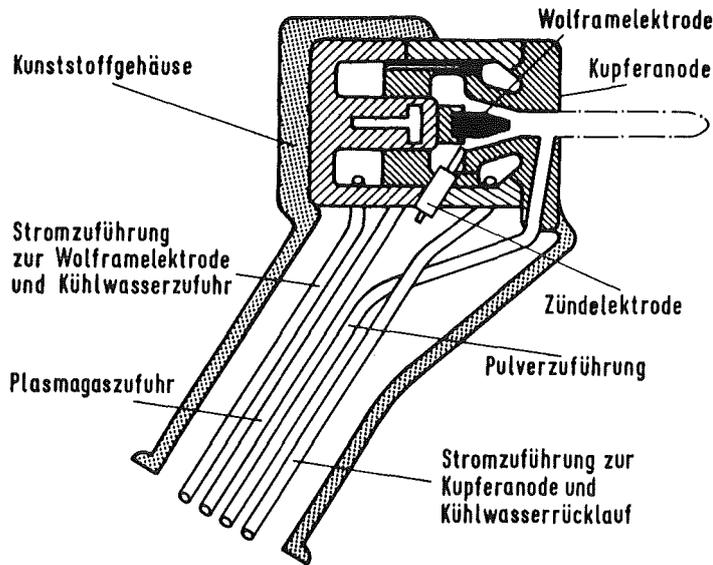


Bild 6: Prinzipieller Aufbau einer Plasmaspritzpistole.

Der Aufbau einer Plasmaspritzpistole ist in Bild 6 dargestellt. Zwischen einer stabförmigen Wolframkathode und einer wassergekühlten Kupferanode brennt in einer Gasatmosphäre ein Lichtbogen mit hoher Energiedichte. Durch Ionisation dieses Gases entsteht ein Plasma mit Temperaturen bis zu 30000 K. Das Plasmagas tritt durch eine Öffnung in der Anode (Brennerdüse) als eine stetig brennende Plasmaflamme mit hoher Energiedichte aus. Als plasmabildende Gase werden üblicherweise je nach Spritzwerkstoff die Gaskombinationen Stickstoff/Wasserstoff, Argon/Wasserstoff oder Argon/Helium verwendet.

Der pulverförmige Spritzwerkstoff - d. h. die Oxidkeramik und das Metall - wird mit Hilfe eines Trägergases radial in der Düse wie in Bild 6 dargestellt oder nach der Düse in die Plasmaflamme eingeblasen, geschmolzen, beschleunigt und mit hoher kinetischer Energie auf das zu beschichtende Werkstück gespritzt. Es bildet sich auf dem Werkstück eine vergleichsweise homogene, porenarme und fest haftende Schicht. Die Dichte in Abhängigkeit vom Spritzwerkstoff und den eingestellten Parametern liegt zwischen 75 % und 98 %.

Die Herstellung oxidkeramisch-metallischer Schichten durch thermisches Spritzen liefert gute Haftfestigkeit der Oxid-Cermet-Schicht mit metallischen und oxidischen Trägermaterialien.

Beispielhafte Anwendung finden diese Verfahren z. B. bei der Herstellung von oxidkeramisch-metallischen Einlaufbelägen sogenannter Luftdichtungen in Flugzeugtriebwerken /429/.

Ebenfalls zu den Sonderverfahren kann man die Kombination von Pulver- und Schmelztechnologie zählen. Zunächst flüssigmetallinfiltrierte Oxidkeramik-Fasern werden z. B. zur Nachverdichtung einaxial oder isostatisch verpreßt /503/. Hohe Dichten und somit auch eine Steigerung der mechanischen Eigenschaften sind Ziel dieser Kombination.

2.2.5 Umformen

Sofern durch Pulver-, Schmelz- oder Sondertechnologien die Formkörper noch nicht ihre geforderte Werkstückgeometrie erhalten haben, sind weitere energieaufwendige Verfahrensschritte zur Umformung notwendig.

Die konventionellen Formgebungsverfahren geben den Werkstoffdimensionen oft enge Grenzen vor. Allein hieraus ergibt sich bereits die Notwendigkeit des Umformens. Die mit schmelztechnologischer oder pulvertechnologischer Formgebung gewonnenen Halbzeuge werden durch Umformen zum Bauteil bzw. zum Werkstück "veredelt".

Im Falle von Oxid-Cermets liefern Umformprozesse neben den Dimensionsänderungen auch Effekte wie Texturen oder auch "in situ" erzeugte Fasern im Falle des Heißstrangpressens /221/. Die bei Oxid-Cermets am häufigsten angewendeten Verfahren sind:

- Strangpressen, bzw. Heißstrangpressen /454/
zur "in situ"-Faserverstärkung z. B. bei dem Kontaktwerkstoff
Ag/CdO /377/
- Hämmern
 - Sechskanthämmern
 - Rundhämmern /137/,
das Hämmern erfolgt oft als Vorstufe zum Ziehen
- Ziehen /172, 173/
in Metallmatrix eingelagerte Oxidkeramiken lassen sich bei
gleichzeitiger Wärmebehandlung "in situ" zu Fasern ziehen
- Walzen /25/
neben den Beschichtungsverfahren bietet das Walzen die Möglich-
keit zur Herstellung dünner Folien und Schichten, allerdings
im Gegensatz zur Beschichtungstechnik sind gewalzte Oxid-Cer-
met-Folien texturbehaftet.

Bei gemeinsamer Umformung oxidkeramischer und metallischer Phasen läßt sich das Erreichen des Bruchstadiums der keramischen Phase ohne Temperaturbehandlung kaum vermeiden. Im Falle oxidkeramischer Einlagerungen in eine Metallmatrix bringt dies eine "Zerkleinerung" der Dispergententeilchen mit sich. Ein Versagen des Haftungsmechanismus zwischen der Oxidkeramik und dem Metall würde z. B. bei eingelagerten Glasfasern in einer Metallmatrix den Verstärkungseffekt hinsichtlich mechanischer Eigenschaften vernichten.

Der bei gemeinsamer Verformung von oxidkeramischen und metallischen Phasen somit entscheidende Einfluß der Haftung zwischen den Phasen ist in Abschnitt 2.3.2 bzw. unter grenzflächentheoretischen Gesichtspunkten in Abschnitt 2.3.3 erörtert.

2.3 Aufbau

2.3.1 Allgemeines

Vor der Betrachtung Oxid-Cermet-spezifischer Besonderheiten beim Aufbau dieser Werkstoffgruppe erscheint es zunächst zweckmäßig, die Begriffe

Bestandteil
Komponente und
Phase

eines Werkstoffes gegeneinander abzugrenzen.

Bestandteile oder Komponenten eines Werkstoffes sind z. B. Elemente, Mischkristalle oder auch chemische Verbindungen aus denen der Werkstoff hergestellt wird. Zwischen den Bestandteilen oder Komponenten können Wechselwirkungen stattfinden, bis der Werkstoff ins thermochemische Gleichgewicht überführt ist. Phasen eines Werkstoffes dagegen befinden sich per Definition immer im thermochemischen Gleichgewicht und können sich somit zeitlich nicht mehr verändern.

Oxid-Cermets bestehen aus oxidkeramischen und metallischen Phasen, wobei zur Unterscheidung dieser Phasen Angaben zur Bindung, zum Gefüge und zur Eigenschaft erforderlich sind. Hinsichtlich der Bindung gibt es einen stetigen Übergang von den nichtmetallischen über die keramischen zu den metallischen Werkstoffen bzw. Festkörpern. Metallische Werkstoffe bestehen ausschließlich aus Atomen metallischer Elemente, die keramischen aus Verbindungen metallischer und nichtmetallischer Atome.

Hinsichtlich der Eigenschaften lassen sich Oxidkeramiken von Metallen nur in Ausnahmefällen schwer unterscheiden. Im Gegensatz zu üblichen Keramiken verfügt z. B. Berylliumoxid über eine gute thermische Leitfähigkeit oder Halbleiter weisen bei höheren Temperaturen bessere elektrische Leitfähigkeit als bei Raumtemperatur auf.

Wie bei allen Werkstoffgruppen ergibt sich der Werkstoffaufbau bei Oxid-Cermets aus /246/

- der Struktur seiner Bausteine (atomistische Struktur); sie bestimmt die stoffliche Zusammensetzung und liefert eine Aussage über die beteiligten Elemente,
- der inneren Struktur seiner aus diesen Bausteinen gebildeten Mikrobereiche (Feinstruktur); sie stellt Bereiche wie z. B. Kristallite, Teilchen der Phasen oder anders einheitlich erscheinende Bestandteile des Werkstoffs dar und klärt z. B. die Frage, ob Mischkristalle oder intermetallische Phasen vorliegen,
- der Geometrie dieser Bestandteile und ihrer geometrischen Anordnung im Werkstoffinneren (Gefügestruktur) durch die auch die inneren Grenzflächen bestimmt sind; diese Struktur liefert somit die Aussage, ob der Werkstoff aus einem Durchdringungsgefüge oder Einlagerungsgefüge besteht, welche Formfaktoren die Partikel haben und klärt die Frage nach Isotropie oder Anisotropie des Gefüges und
- seiner äußeren Geometrie, makroskopischen Erscheinungen an seiner Oberfläche und in seinem Inneren (Seigerungen, Lunker), sowie seinem makroskopisch zu beurteilenden Aggregatzustand (Grobstruktur),

wobei sich die Strukturbereiche bestimmten Abmessungen zuordnen lassen /351a/.

Bereits an dieser Stelle sei darauf hingewiesen, daß die Frage nach dem Gefügetyp über den sog. Kettenbildungsgrad gefügeanalytisch beantwortet werden kann. Eine ausführliche Behandlung dieser Methode findet sich in Abschnitt 3.3.1.1 im Rahmen einer quantitativen Beschreibung der Gefügeparameter eines mehrphasigen Werkstoffes.

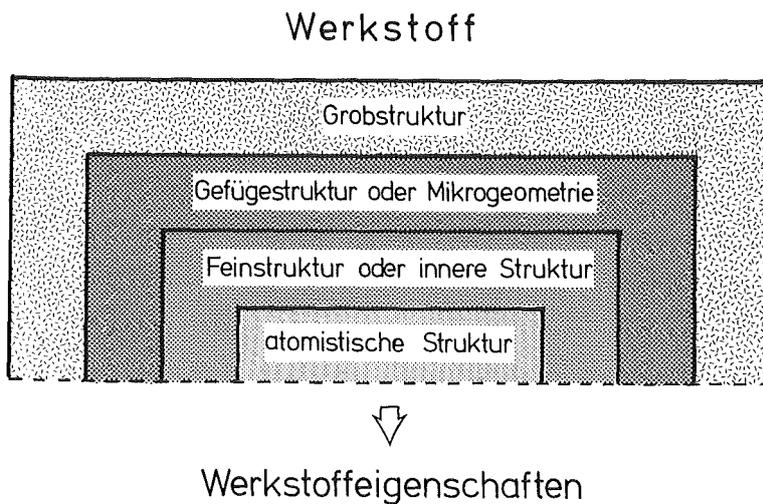


Bild 7: Struktureinteilung der Werkstoffe.

Die jeweiligen Strukturen (Bild 7) sowohl der oxidkeramischen wie auch der metallischen Phasen sind letztlich für die Eigenschaften eines Oxid-Cermets verantwortlich.

Phänomene in der atomistischen Struktur und der Feinstruktur von Oxid-Cermets unterscheiden sich von denjenigen der reinen Oxidkeramiken oder Metallen nicht.

Kristallstrukturen und auch auftretende Kristallbaufehler sind im Verbund dieselben wie bei den reinen Keramiken oder Metallen. Baufehler, wie z. B. Versetzungen, erhöhen die innere Energie eines Kristallgitters, erleichtern somit im Rahmen eines Ungleichgewichtsabbaus die Bildung neuer Phasengrenzflächen und begünstigen die Diffusion.

Desweiteren wird in der Literatur zwischen stabilen und instabilen Oxid-Cermet-Kombinationen unterschieden /341/. Man versteht darunter Werkstoffsysteme im thermochemischen Gleichgewicht oder Ungleichgewicht, was sich auf eine zeitliche Konstanz oder Veränderung koexistenter Bestandteile bezieht. Der Zustand - z. B. die Anzahl koexistenter Phasen - stabiler Oxid-Cermet-Systeme, d. h. Oxid-Cermets im thermochemischen Gleichgewicht, läßt sich den Zustandsdiagrammen entnehmen (siehe Abschnitt 2.3.4).

2.3.2 Haftungsmechanismus bei Oxid-Cermets

Wie bei allen Kombinationswerkstoffen gelingt auch bei Oxid-Cermets die Optimierung der Eigenschaften nur dann, wenn die Partikel der beiden Phasen im Werkstoff ausreichend aneinander haften. Gerade bei der Kombination von Vertretern so unterschiedlicher Werkstoffhauptgruppen - bzw. mit so unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften - kommt der Haftung zwischen den Phasen für die zu erzielende Werkstoffeigenschaft eine Schlüsselfunktion zu.

In der Gefügestruktur von Oxid-Cermets spielt die Oberflächenbeschaffenheit zwischen Metallen und Oxidkeramiken, resultierend aus der energetischen Situation zwischen den Phasen, eine wichtige Rolle. Benetzungsverhalten der Phasen sowie Haftungsmechanismen sind bei der Herstellung von Oxid-Cermets besonders zu berücksichtigen, zumal die Haftung zwischen den Phasen z. B. die Festigkeit von Werkstoffen stark beeinflusst /322, 485/. In Metall eingelagerte Fasern führen daher nur dann zu einer Festigkeitssteigerung, wenn sich die Spannungen von der Matrix auf die Fasern durch gute Haftung übertragen lassen /404/.

Am Beispiel der Haftung zwischen Glas und Metall lassen sich mögliche Haftungsmechanismen gut erklären /77, 100, 369, 421, 505/

- Haftung durch rein mechanische Verzahnung läßt sich nur bei Phasen irregulärer Oberflächengestalt oder rauher Oberfläche erzielen.
- Haftung über Oxidschicht am Metall. Die Oxidschicht verbindet sich mit der Oxidkeramik über Hauptvalenzen. Die Bindung zum Metall (z. B. Eisen) wird durch die in das Oxid einwandernden Metallatome (Ionen + Elektronen) hervorgerufen.
- Haftung ohne Oxidschicht am Metall durch Diffusion bzw. Lösung von Sauerstoff in das Metall (Wechselwirkungen an den Phasengrenzen) wie dies z. B. bei Kupfer und Silber der Fall ist /77/.

- Gutes Benetzungsverhalten durch Adhäsion.

Glas	O Si O O O Fe O		
Oxid	O Fe O Fe O Fe O Fe O Fe O Fe O Fe O Fe O Fe O Fe	O O Si Si O O O	O O Glas Si Si O O O
Metall	Fe Fe Fe Fe Fe Fe Fe Fe Fe Fe a)	Fe Fe Fe Fe Fe Fe b)	Cu O Cu Cu Metall Cu Cu O Cu Cu Cu Cu Cu c)

Bild 8: Haftungsmechanismen zwischen Metall und Glas.

- a) Oxid zwischen Glas und Eisen, Haftung. Verzahnung durch das in das Oxid eindiffundierte Fe.
- b) Glas direkt auf blankem Eisen. Keine Haftung, falls keine Benetzung durch Adhäsion vorliegt.
- c) Glas auf blankem Kupfer, Haftung. Verzahnung durch das in Kupfer eindiffundierte Cu_2O .

Läßt sich gute Haftung zwischen Oxidkeramiken und Metallen durch Adhäsion aufgrund eines mangelnden Benetzungsverhaltens nicht erreichen, so besteht generell die Möglichkeit, z. B. durch einen in beide Phasen hineindiffundierenden "Haftvermittler" dennoch eine intakte Haftung zu bewerkstelligen. Im Falle von Al_2O_3 in einer Al-Matrix wird zur besseren Haftung Nickel und Cobalt in der Schmelze beigemischt. Nadelförmige Metallteile aus Nickel und Cobalt diffundieren in das Al_2O_3 und in die Metallmatrix und sorgen somit für eine gute Haftung zwischen den Phasen /146/.

Auch Titan verbessert so das Benetzungsverhalten von Al_2O_3 in einer Nickel-Schmelze /66, 141/.

Haftung zwischen im eigentlichen Sinne nicht aneinander haftenden oxidkeramischen und metallischen Phasen läßt sich mittels einer an beiden Phasen haftenden Zwischenschicht erreichen. Eine solche Zwischenschicht entsteht z. B. durch Reaktion der Bestandteile und Bildung einer intermetallischen Phase, wobei die Bestandteile bzw. Komponenten nicht durchreagieren. Die so entstandene dritte - intermetallische - Phase befindet sich sowohl mit der Oxidphase als auch mit der Metallphase im thermochemischen Gleichgewicht /304, 484/.

Das Verfahren des "Solid-State-Bondings" nutzt das Prinzip des Entstehens von Reaktionsschichten zwischen oxidkeramischen und metallischen Bestandteilen und wird bewußt zur Verbindung insbesondere metallischer und oxidkeramischer Schichten mittels Zwischenschicht eingesetzt /14, 67/.

Für Systeme im Gleichgewicht bestimmt die Grenzflächenenergie indirekt die Qualität der Haftung an den Phasengrenzen zwischen Oxiden und Metallen. Grenzflächentheoretische Betrachtungen beziehen sich im folgenden Kapitel auf theoretische Grundlagen zur Bestimmung von Grenzflächenenergien und somit auch auf das Benetzungsverhalten zwischen oxidkeramischen und metallischen Phasen.

2.3.3 Grenzflächen in Oxid-Cermets

Grenzflächen sind Diskontinuitätsbereiche zwischen verschiedenen Aggregatzuständen, Phasen oder Bereichen einer Phase mit verschiedener Orientierung. Man unterscheidet dementsprechend drei Arten von Grenzflächen /321/:

- Oberflächen = Grenzflächen zwischen einer kondensierten (festen oder flüssigen) und einer gas- bzw. dampfförmigen Phase (auch Vakuum),
- Phasengrenzen = Grenzflächen zwischen zwei kondensierten Phasen (Feststoff - Schmelze; Schmelze 1 - Schmelze 2; Feststoff α - Feststoff β) und
- Korngrenzen = Grenzflächen zwischen unterschiedlich orientierten Bereichen der gleichen festen Phase.

Grenzflächen unterscheiden sich energetisch vom kompakten Teil einer Phase. Der Grund hierfür liegt darin, daß die in der Grenzfläche einer kondensierten Phase liegenden Moleküle anderen Wechselwirkungskräften ausgesetzt sind als die im Inneren der Phase befindlichen Moleküle. Die sichtbarste Grenzfläche ist die Oberfläche. In diesem Fall ist die Nachbarphase der kondensierten Phase gasförmig, d. h. die zwischenmolekulare Wechselwirkung zwischen den Grenzflächenatomen der kondensierten Phase mit denjenigen des Gases ist gering. Die Atome bzw. Moleküle der Grenzfläche sind daher einer unsymmetrischen, einseitig nach innen gerichteten Kraftwirkung ausgesetzt. Moleküle im Phaseninneren dagegen werden durch symmetrisch in alle Richtungen wirkende Kräfte beansprucht. Um ein Atom oder Molekül aus dem Phaseninneren an die Oberfläche zu bringen, muß deshalb Energie aufgewendet werden. Entsprechendes gilt für die anderen Grenzflächen, also auch für diejenigen zwischen oxidkeramischen und metallischen Phasen. Die Energie einer Grenzfläche ist daher gegenüber dem kompakten Material erhöht. Sie heißt - bezogen auf die Flächeneinheit und die spezielle Art der Grenzfläche

- spezifische Oberflächenenergie
- spezifische Phasengrenzenenergie
- spezifische Korngrenzenenergie

und ist eine spezifische Materialkonstante.

Die bei inniger Berührung zwischen zwei verschiedenen Körpern auftretenden Kräfte - Kräfte zwischen Molekülen oder Atomen - bezeichnet man als Adhäsion /48/. Kräfte zwischen den Atomen oder Molekülen ein und desselben Körpers bezeichnet man dagegen als Kohäsion.

Die für die Haftung zwischen zwei Phasen im thermochemischen Gleichgewicht verantwortliche Adhäsion ist eine Normalkraft und entspricht der Kraft, die aufgebracht werden muß, um eine feste Grenzfläche von einer zweiten Phase zu trennen. Aufgrund der äußerst komplexen Adhäsionsvorgänge gibt es bis heute keine allgemeingültige Theorie für die Adhäsion. Adhäsionskräfte lassen sich wie in Bild 9 einteilen.

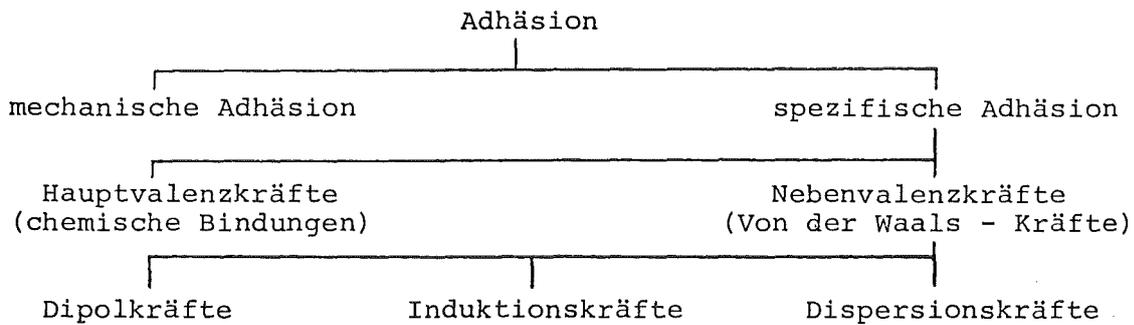


Bild 9: Einteilung der Adhäsionskräfte.

Der Anteil der mechanischen Adhäsion an der Gesamtadhäsion ist nur gering. Das Aufrauen der Werkstoffoberfläche führt zu einer Oberflächenvergrößerung und somit auch zu einer besseren Haftung. Haftung zwischen Phasen im Gleichgewicht ist im wesentlichen auf eine Art spezifische Adhäsion in der "Grenzschicht" zurückzuführen. In der Literatur herrscht jedoch ein theoretischer Streit darüber, ob es sich dabei um Haupt- oder Nebervalenz-, um Dipol-, Induktions- oder Dispersionskräfte handelt. Einigkeit besteht jedenfalls darüber, daß sich zum Wirksamwerden von Adhäsion die Moleküle weitgehend nähern müssen. Man weiß, daß die Reichweite kovalenter Bindungskräfte etwa $1,5 \text{ \AA}$,

der Wasserstoffbindungen ungefähr $2,8 \overset{\circ}{\text{Å}}$ und der Van der Waals-Kräfte etwa $4,0 \overset{\circ}{\text{Å}}$ beträgt. Daraus ist ersichtlich, daß diese geringen Abstände zwischen zwei Phasen nur erreicht werden können, wenn mindestens eine Phase im flüssigen Aggregatzustand vorliegt.

Grundsätzlich können in einem zweiphasigen Oxid-Cermet-Werkstoff folgende Grenzflächenenergien vorkommen, wobei sich der flüssige Aggregatzustand einer Phase immer auf den Zustand während der Herstellung bezieht:

- Oberflächenenergien: Oxidkeramikphase (fest oder flüssig) - Gasphase;
Metallphase (fest oder flüssig) - Gasphase.
- Phasengrenzenenergie: Oxidkeramikphase (fest) - Metallphase (fest);
(Benetzungsenergie) Oxidkeramikphase (fest) - Metallphase (flüssig);
Oxidkeramikphase (flüssig) - Metallphase (fest).
- Korngrenzenenergie: Oxidkeramikphase (fest) - Oxidkeramikphase (fest);
Metallphase (fest) - Metallphase (fest).

Bindungen von Atomen an den Phasengrenzen sind räumlich unsymmetrisch verteilt. Diese Atome streben stets abgesättigte Positionen im Inneren der Phase an und versuchen somit die Phasengrenzen zu verlassen. Sie versuchen also die Phasengrenzen zu verkleinern ("Phasengrenzflächen-spannung"). Der dabei entstehende nach innen gerichtete Druck wird Kapillardruck genannt. Im umgekehrten Falle ist zur Vergrößerung der Phasengrenzfläche Arbeit notwendig. Bezogen auf die Flächeneinheit entspricht diese Arbeit der Phasengrenzflächenenergie und ist dem Betrage nach gleich der Phasengrenzflächenspannung. Für die Korngrenzen und Oberflächen gilt entsprechendes.

Alle Grenzflächenenergien sind abhängig von den Zustandsgrößen Temperatur und chemische Zusammensetzung, wobei letztere bereits durch das jeweilige Oxidkeramik-Metall-System vorgegeben ist, aber durch die Zusammensetzung der umgebenden Atmosphäre und grenzflächenaktiver Spurenelemente noch beeinflusst werden kann /321, 322/.

Bei der Herstellung eines Oxid-Cermets kontaktieren oxidkeramische und metallische Phasen und es treten dabei drei Arten von Grenzflächenspannungen auf

Oberflächenspannung der Oxidphase $\gamma_{\alpha G}$

Oberflächenspannung der Metallphase $\gamma_{\beta G}$

Phasengrenzflächenspannung $\gamma_{\alpha\beta}$

Die Bildung einer neuen Grenzfläche zwischen einer Oxidkeramik und einem Metall ist nur dann möglich, wenn die Energie der neu zu bildenden Grenzfläche niedriger ist, als die Summe der Oberflächenenergien der Phasen, aus denen sie entsteht. Daraus ergibt sich der Zusammenhang

$$\gamma_{\alpha\beta} - (\gamma_{\alpha G} + \gamma_{\beta G}) = \Delta\gamma (< 0) \quad 2.3$$

$\gamma_{\alpha\beta}$ = spezifische Grenzflächenenergie zwischen den Phasen
Oxidkeramik und Metall

$\gamma_{\alpha G}$ = spezifische Oberflächenenergie der festen α -Phase (Oxidkeramik)

$\gamma_{\beta G}$ = spezifische Oberflächenenergie der festen β -Phase (Metall)

Die Differenz ($\Delta\gamma$) in Gleichung 2.3 ist jener Energiebetrag, der bei der Bildung einer Grenzfläche frei wird. Er entspricht jener Arbeit, die zur Trennung einer solchen Grenzfläche erforderlich ist und heißt daher Adhäsionsarbeit.

Stellt man die spezifischen Grenzflächenenergien durch Vektoren dar, so ergeben sich durch Vektoraddition (Bild 10) die für Grenzflächengleichgewichte geltenden Young-Dupré-Gleichungen /299, 321, 479/, wobei

$\gamma_{\alpha G}$ die Oberflächenspannung der Oxidphase, $\gamma_{\beta G}$ die Oberflächenspannung der Metallphase und $\gamma_{\alpha\beta}$ die Phasengrenzflächenspannung darstellt.

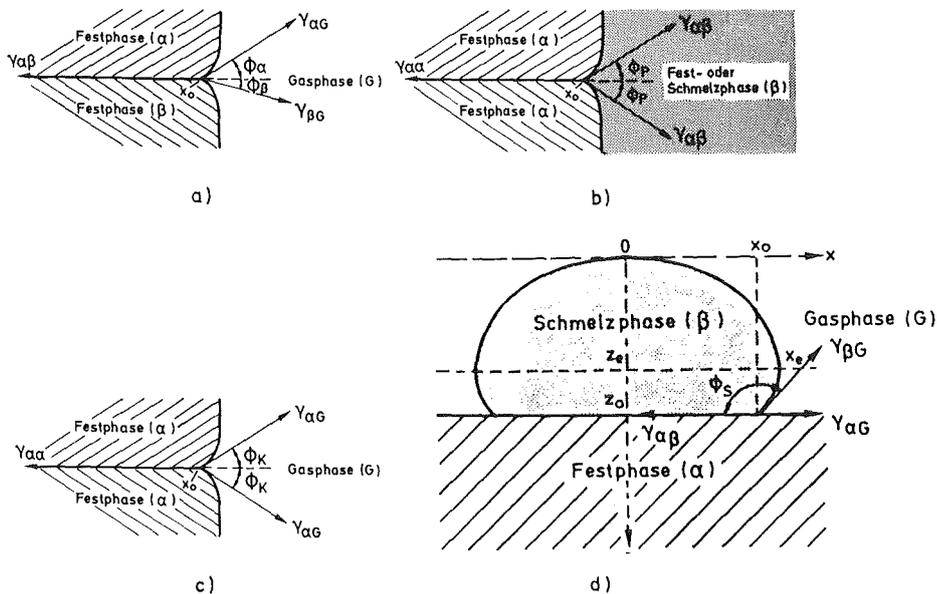


Bild 10: Grenzflächenenergien und Grenzflächenspannungen.

Für den Gleichgewichtszustand gilt - dem Parallelogramm der Kräfte entsprechend - die Young-Dupré-Gleichung:

$$\gamma_{\alpha\beta} = \gamma_{\alpha G} \cos\phi_\alpha + \gamma_{\beta G} \cos\phi_\beta \quad 2.4$$

Im Fall der Korngrenze im Oxid ($\gamma_{\alpha G} = \gamma_{\beta G}$) ergibt sich aus Gleichung 2.4

$$\gamma_{\alpha\alpha} = 2\gamma_{\alpha\beta} \cos\phi_P \quad 2.5$$

wenn die Korngrenze an der Metallphase (β) endet (Bild 10b) und

$$\gamma_{\alpha\alpha} = 2\gamma_{\alpha G} \cos\phi_K \quad 2.6$$

wenn die Korngrenze an der Oberfläche endet (Bild 10c).

Befindet sich die geschmolzene Metallphase als liegender Tropfen auf der planparallelen Oxidphase, wie in Bild 10d gezeigt ist, so ergibt sich aus Gleichung 2.4

$$\gamma_{\alpha G} = \gamma_{\alpha\beta} + \gamma_{\beta G} \cos\phi_S \quad 2.7$$

Aus Gleichung 2.7 ergibt sich in Verbindung mit Gleichung 2.5 und 2.6

$$\gamma_{\alpha G} = \gamma_{\beta G} \frac{\cos\phi_S \cdot \cos\phi_P}{\cos\phi_P - \cos\phi_K} \quad 2.8$$

Wenn zusätzlich der Einfluß der Metaldämpfe auf die Oberflächenenergie der oxidischen Phase berücksichtigt werden soll, dann muß Gleichung 2.7 in der Form

$$\gamma^*_{\alpha G} = \gamma_{\alpha\beta} + \gamma_{\beta G} \cos\phi_S \quad 2.9$$

geschrieben werden.

Die Bestimmung der Größe $\gamma^*_{\alpha G}$ erfolgt durch Anreicherung der Gasphase (G) (Bild 10c) mit Metaldampf. Somit erhält man einen neuen Kontaktwinkel ϕ^*_K und Gleichung 2.6 erscheint in der Form

$$\gamma_{\alpha\alpha} = 2\gamma^*_{\alpha G} \cos\phi^*_K \quad 2.10$$

Die Bestimmung der Oberflächenenergie der oxidischen Phase erfolgt durch Kombination der Gleichungen 2.5, 2.6, 2.8 und 2.9 in /321/.

$$\gamma_{\alpha G} = \gamma_{\beta G} \frac{\cos\phi_S \cos\phi_P \cos\phi^*_K}{\cos\phi_K (\cos\phi_P - \cos\phi^*_K)} \quad 2.11$$

Die Bestimmung der Grenzflächenenergien zwischen Oxidkeramik- und Metallphasen vollzieht sich demnach in den aufwendigsten Fällen in folgenden Schritten:

- Bestimmung der Oberflächenenergie eines flüssigen Metalls ($\gamma_{\beta G}$)
- Bestimmung der Kontaktwinkel ($\phi_S, \phi_K^*, \phi_K, \phi_P$, Bild 10)
- Berechnung der Oberflächenenergie vom festen Oxid gemäß Gleichung 2.11, dann der Korngrenzenenergie gemäß Gleichung 2.6 und damit der Grenzflächenenergie gemäß Gleichung 2.5.

Gemäß voriger Ausführungen bilden die Young-Dupré-Gleichungen die Grundlage zur Ermittlung von Oxidkeramik-Metall Grenzflächenenergien /85-87, 161, 204, 256, 299, 305, 322, 415-417, 468, 473, 498/. Die Methode des liegenden Tropfens - die "sessile drop"-Methode - läßt sich bei verschiedenen Atmosphären z. B. zur Bestimmung der Grenzflächenenergien zwischen Festphase und Schmelzphase sowie zwischen Schmelzphase und Gasphase heranziehen.

Nach der Methode des liegenden Tropfens berechnet sich die Adhäsionsenergie zwischen einer festen und einer flüssigen Phase wie folgt /305/:

$$W_a = \gamma_{SV} + \gamma_{LV} - \gamma_{SL} \quad 2.12$$

mit

W_a = Adhäsionsenergie

γ_{SV} = Oberflächenenergie der Festphase

γ_{LV} = Oberflächenenergie der Schmelze

γ_{SL} = Grenzflächenenergie zwischen Schmelze und Festphase

Wenn Adhäsion stattfinden soll, dann muß Energie freigesetzt werden, d. h. $W_a < 0$ und $\gamma_{SL} < \gamma_{SV} + \gamma_{LV}$. Erhält die Adhäsionsenergie einen positiven Wert, so findet zwischen den Phasen Abstoßung statt, d. h. es liegt keine Benetzung vor.

Die Methode des liegenden Tropfens basiert auf dem Prinzip der Berechnung der Oberflächenenergie aus dem Gewicht des Tropfens (G) und den

Abmessungen des Schattenrisses (X_e , Z_e , X_0 , Z_0) (siehe Bild 10d) nach der Gleichung

$$\gamma_{\beta G} = \frac{G \cdot b^2}{V \cdot \beta} \quad \text{mit } G = m \cdot g \quad 2.13$$

m = Masse des Tropfens

β = Proportionalitätsfaktor

g = Erdbeschleunigung

V = Volumen des Tropfens aus Geometriebeziehung

Mit bekanntem Proportionalitätsfaktor β , Krümmungsradius b und ermitteltem Benetzungswinkel ϕ läßt sich zunächst das Volumen des Tropfens berechnen und gemäß Gleichung 2.13 die Oberflächenenergie der flüssigen Phase.

Nach dieser Methode bildet stets die bei niedriger Temperatur schmelzende Phase das benetzende und die bei höherer Temperatur schmelzende Phase das zu benetzende Medium. Daraus ergibt sich unmittelbar, daß Benetzungsmessungen nur im Bereich des Sinterns mit flüssiger Phase oder des Schmelzens mit fester Phase Aufschluß über die Phasenhaftung geben.

Im Falle eines Benetzungswinkels $\phi_S > 90^\circ$ spricht man von schlechter Benetzung, im Falle von $\phi_S < 90^\circ$ von guter Benetzung zwischen einer festen und einer flüssigen Phase /415, 416, 473, 479/.

Zur Bestimmung der Kontaktwinkel "fest-fest-fest" (ϕ_P) bzw. "fest-fest-gasförmig" (ϕ_K , ϕ_K^*), d. h. zur Bestimmung der Grenzflächenenergien zwischen Festphasen lassen sich die von den Phasen bzw. Körnern gebildeten Grenzwinkel nach isothermem Langzeitglühen mittels interferenzmikroskopischer Messungen an Korn- und Phasengrenzen ermitteln /322/. Dabei ist jedoch zu beachten, daß die Ermittlung der Kontaktwinkel an der Phasengrenzfläche Oxid - Metall in festem Aggregatzustand äußerst problematisch ist. Glüht man zur Einstellung des Gleichgewichtswinkels bei erhöhter Temperatur, schreckt ab und mißt dann interferometrisch, so bleibt offen, ob man den eingefrorenen Gleichgewichtswinkel

bei erhöhter Temperatur mißt oder ob wegen der thermisch induzierten Spannungen in der Phasengrenze beim Polieren und Ätzen diese Spannungen ausgelöst werden und sich der Raumtemperaturwinkel einstellt. Wenn dies so wäre, dann müßte Langzeitglühen und langsames Abkühlen ohne Ätzen zu ähnlichen Winkelmaßen führen. Der zuvor angerissene Sachverhalt stellt bei der Ermittlung der Grenzflächenenergien in Oxidcermets ein erhebliches und bisher ungelöstes Problem dar.

Das Benetzungsverhalten zwischen der oxidkeramischen und der metallischen Phase ist bei Oxid-Cermets eine notwendige Voraussetzung zur guten Haftung der Phasen. Daraus ergibt sich, daß nun einmal die Oberflächenenergien der Phasen bzw. die Grenzflächenenergie zwischen den Phasen letztlich das Haftungsverhalten bestimmen.

Informationen hinsichtlich bereits ermittelter Oberflächenenergien und Grenzflächenenergien oxidkeramisch-metallischer Systeme geben somit Aufschluß über zu erwartendes Haftungsverhalten und erlauben daher auch eine Abschätzung, ob die zu erwartenden Werkstoffeigenschaften tatsächlich aus der Kombination der Phasen, resultierend aus den Eigenschaften beider Phasen bei intakter Haftung, entstehen.

Aus der Literatur verfügbare Daten über Kontaktwinkel, Korngrenzen-, Oberflächen- und Grenzflächenenergien in Abhängigkeit von der Temperatur wurden bereits vielfach zusammengefaßt /319, 320, 321, 322/. Im folgenden sind die auf der Basis der zuvor erläuterten Gleichungen berechneten Oberflächen- bzw. Grenzflächenenergien tabellarisch dargestellt. Die Tabellen 2.2 bis 2.4 geben einen Überblick über bereits ermittelte Kontaktwinkel, Korngrenzen-, Oberflächen- und Grenzflächenenergien für UO_2 -Metallschmelzen-Systeme und SiO_2 -Metallschmelzen-Systeme, wobei die Schmelzpunkte der Oxidkeramiken stets über den Schmelzpunkten der Metalle liegen. In den Tabellen 2.2 und 2.3 sind zu jedem System in der jeweils ersten Zeile die auf den Schmelzpunkt des Metalls ($T/T_S = 1$) mittels der bekannten Meßwerte extrapolierten Grenzflächenenergien angegeben. Die letzte Spalte dieser Tabelle enthält die Temperaturkoeffizienten der Grenzflächenenergien der jeweiligen UO_2 -Metall-Systeme - bezogen sowohl auf die homologe Temperatur ($d \gamma_{\alpha\beta} / d(T/T_S)$) als auch auf die Temperaturdifferenz $d \gamma_{\alpha\beta} / dt$. Zur Erläuterung des temperaturabhängigen Verlaufs der Grenzflächenenergien bei Oxidkeramik-Metall-Systemen zeigt Bild 11 den sich aus den Tabellenwerten ergebenden Verlauf der Temperaturfunktionen der Grenzflächenenergien zwischen Uranoxid und Metallschmelzen.

System	Temperatur T [K] T / T _s		Korngrenzenenergie γ _{αα} von UO ₂ [J/m ²]	Oberflächenenergie γ _{αβ} von UO ₂ γ _{ββ} von Metallschmelzen [J/m ²]		Kontaktwinkel [Grad] φ _s φ _p		Grenzflächenenergie γ _{αβ} UO ₂ -Metallschmelze [J/m ²] bei T bei T _s (extrapoliert)		Temperaturkoeffizienten der Grenzflächenenergie bei T > T _s dy _{αβ} /d(T/T _s) [J/m ²] dy _{αβ} /dT [J/m ² K]	
	UO ₂ -Fe	1809 1 1873 1.0354 2073 1.1459		0.478 0.440			159.7 155.4		1.459 1.356 1.033	-2.923 -1.6150×10 ⁻³	
UO ₂ -Co	1768 1 1823 1.0311 1923 1.0877 2023 1.1442 2123 1.2008	0.488 0.469 0.449 0.430			160.5 159.1 149.8 148.8		1.582 ±0.948 1.441 1.293 0.862 0.799	-4.167 -2.3570×10 ⁻³ ±0.849 ±0.4795×10 ⁻³ Korrelationskoeffizient R= 0.9610			
UO ₂ -Ni	1726 1 1773 1.0272 2023 1.1721 2173 1.2590						1.651 1.568 ±0.585 1.354 1.060	-2.119 -1.2278×10 ⁻³ ±0.5057 ±0.2930×10 ⁻³ Korrelationskoeffizient R= 0.9726			
UO ₂ -Stahl (SS 1.4970)	1690 1 1690 1.0000 1840 1.0888 1930 1.1420		0.923 0.871 0.840	1.190 1.120 1.050	124.0 110.2 104.0		1.583 1.588 ±0.183 1.258 1.094	-3.503 -2.0728×10 ⁻³ ±0.3093 ±0.1002×10 ⁻³ Korrelationskoeffizient R= 0.9988			
UO ₂ -Cu	1356 1 1673 1.2338 1873 1.3813	0.517 0.478			155.1 151.0		1.586 1.199 0.955	-1.654 -1.2200×10 ⁻³			
UO ₂ -Au	1336 1 1348 1.0090 1393 1.0427 1438 1.0763 1603 1.1999 1673 1.2522 1788 1.3383 1923 1.4394		1.041 1.025 1.010 0.953 0.929 0.889 0.842	0.994 0.972 0.949 0.866 0.832 0.774 0.707	154.2 162.4 158.6 132.0 116.2 109.8 111.7		1.995 1.936 ±0.281 1.951 1.894 1.532 1.296 1.151 1.103	-2.2822 -1.7082×10 ⁻³ ±0.2335 ±0.1748×10 ⁻³ Korrelationskoeffizient R=0.9748			
UO ₂ -Al	931 1 1703 1.8292 1933 2.0763		0.918 0.839	0.644 0.563	85.5 65.0		1.760 0.867 0.601	-1.0765 -1.1565×10 ⁻³			

Tabelle 2.2 Kontaktwinkel, Korngrenzen-, Oberflächen- und Grenzflächenenergien in Abhängigkeit von der Temperatur für UO₂-Metallschmelzen-Systeme /322/.

UO ₂ -Sb	904	1					1.552	-0.5313	-0.5878×10 ⁻³
	973	1.0763	1.171	0.364	158.4	1.509	±0.028	±0.0235	±0.0260×10 ⁻³
	988	1.0929	1.165	0.363	157.8	1.501			
	1073	1.1869	1.136	0.359	153.9	1.458			
	1108	1.2257	1.124	0.357	151.0	1.436			
	1198	1.3252	1.093	0.352	143.2	1.375			
								Korrelationskoeffizient R= 0.9970	
UO ₂ -Pb	600	1					1.751	-0.6521	-1.0868×10 ⁻³
	683	1.1383	1.271	0.457	138.5	1.613	±0.092	±0.0588	±0.0979×10 ⁻³
	738	1.2300	1.252	0.450	141.5	1.604			
	865	1.4417	1.208	0.434	135.2	1.516			
	928	1.5467	1.186	0.425	127.0	1.442			
	1033	1.7217	1.150	0.412	105.1	1.257			
1056	1.7600	1.142	0.409	102.8	1.233				
1153	1.9217	1.108	0.396	94.5	1.139				
								Korrelationskoeffizient R= 0.9803	
UO ₂ -Bi	544	1					1.689	-0.2974	-0.5467×10 ⁻³
	640	1.1765	1.286	0.371	160.9	1.637	±0.003	±0.0021	±0.0038×10 ⁻³
	855	1.5717	1.211	0.356	149.5	1.518			
	1008	1.8529	1.159	0.346	143.3	1.436			
								Korrelationskoeffizient R= 0.99996	
UO ₂ -Sn	505	1					1.867	-0.2253	-0.4460×10 ⁻³
	518	1.0257	1.328	0.543	166.8	1.857	±0.009	±0.0045	±0.0086×10 ⁻³
	729	1.4436	1.255	0.528	169.6	1.774			
	1023	2.0257	1.153	0.508	162.9	1.639			
	1113	2.2040	1.122	0.501	159.1	1.590			
	1433	2.8376	1.012	0.479	157.4	1.454			
								Korrelationskoeffizient R= 0.9995	
UO ₂ -In	429	1					1.683	-0.2242	-0.5226×10 ⁻³
	828	1.9301	1.221	0.520	119.7	1.479	±0.028	±0.0129	±0.0300×10 ⁻³
	838	1.9534	1.217	0.519	118.6	1.465			
	1088	2.5361	1.131	0.497	114.8	1.339			
								Korrelationskoeffizient R= 0.9984	
UO ₂ -Na	370	1					1.627	-0.4466	-1.2070×10 ⁻³
	473	1.2784	1.343	0.181	145.0	1.491	±0.052	±0.0303	±0.0817×10 ⁻³
	573	1.5486	1.309	0.171	119.0	1.392			
	673	1.8189	1.274	0.160	91.0	1.277			
	773	2.0892	1.240	0.152	42.0	1.127			
								Korrelationskoeffizient R= 0.9950	

Tabelle 2.3 Kontaktwinkel, Korngrenzen-, Oberflächen- und Grenzflächenenergien in Abhängigkeit von der Temperatur für UO₂-Metallschmelzen-Systeme /322/.

System	Atm.	Temperatur [K]			Oberflächenenergie		Kontaktwinkel	Grenzflächenenergie	Adhäsionsarbeit	
		T	T _S Metall	T/T _S	γ _{aCr SiO₂} [J/m ²]	γ _{BG Metall} [J/m ²]	φ _s [<]	γ _{aB SiO₂/Metall} [J/m ²]	W _{aB} = γ _{BG} (1. + cosφ _s) [J/m ²]	
SiO ₂ Quarzglas	-Co	Ar	1803	1768	1.0198	0.315	1.873 - 0.5 · 10 ⁻³ ΔT = 1.856	121	1.271	0.9
	-Cu	Ar/H ₂	1393	1356	1.0273	0.330	1.285 - 0.3 · 10 ⁻³ ΔT = 1.274	175/138	1.599/1.277	0.005/0.327
	-Pb	Ar	888	600	1.4800	0.348	0.468 - 0.13 · 10 ⁻³ ΔT = 0.431	167.1	0.768	0.011
	"	"	893	600	1.4883	0.348	= 0.430	166.1	0.765	0.013
	"	"	903	600	1.5050	0.347	= 0.429	173.3	0.773	0.003
	"	"	1073	600	1.7883	0.341	= 0.406	129.1	0.597	0.150
	"	"	1198	600	1.9967	0.337	= 0.390	116.5	0.511	0.216
	"	"	1278	600	2.1300	0.334	= 0.380	113.3	0.484	0.230
	-Ni	"	1753	1726	1.0156	0.317	1.894 - 0.64 · 10 ⁻³ ΔT = 1.877	120	1.256	0.938
	-Au	"	1363	1336	1.0202	0.331	1.000 - 0.5 · 10 ⁻³ ΔT = 0.986	171	1.305	0.012
	-Ag	"	1273	1234	1.0316	0.334	0.903 - 0.16 · 10 ⁻³ ΔT = 0.897	161	1.182	0.049
	-Sn	"	753	505	1.4911	0.353	0.589 - 0.16 · 10 ⁻³ ΔT = 0.549	176	0.901	0.001
	-Al	"	931	931	1.0000	0.346	0.914 - 0.35 · 10 ⁻³ ΔT = 0.914	169.5	1.245	0.015
		"	1013	931	1.0881	0.344	= 0.885	154.8	1.145	0.084

Tabelle 2.4 Kontaktwinkel, Oberflächen- und Grenzflächenenergien sowie Adhäsionsarbeiten bei verschiedenen Temperaturen für SiO₂(Quarzglas)-Metallschmelzen-Systeme /320/.

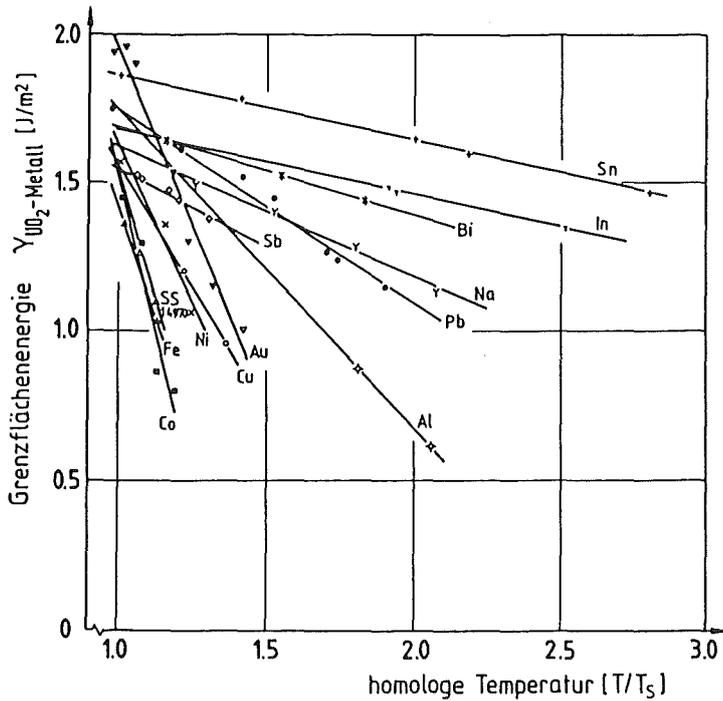


Bild 11: Verlauf der Temperaturfunktionen der Grenzflächenenergien zwischen Urndioxid und Metallschmelzen /322/.

Bild 11 zeigt den Verlauf der Grenzflächenenergien bzw. die jeweiligen Ausgleichsgeraden in Abhängigkeit von der homologen Temperatur (T / T_S). Es ist deutlich zu erkennen, daß die Grenzflächenenergien bei $T / T_S = 1$, d. h. beim Schmelzpunkt der Metalle, in einem relativ geringen Bereich "zusammenlaufen". Diese Tatsache, daß nämlich die Grenzflächenenergien des Oxidkeramik-Metall-Systems UO_2 -Metall am Schmelzpunkt der Metalle in einem nur relativ engen Bereich, etwa zwischen 1,5 und 2,0 J/m^2 , varriieren, liefert hinsichtlich der Ermittlung von Grenzflächenenergien weiterer Oxidkeramik-Metall-Systeme - zur Beurteilung der Haftung zwischen den Phasen - einen wichtigen Hinweis. Zumindest im Rahmen einer ersten Abschätzung deutet der Verlauf der Temperaturfunktionen in Bild 11 darauf hin, daß die Bestimmung der Grenzflächenenergie zwischen einer bestimmten Oxidkeramik und einem bestimmten Metall in erster Näherung auch eine Aussage über die Grenzflächenenergien

zwischen dieser Oxidkeramik und anderen Metallen an deren Schmelzpunkt liefert.

Die Auftragung der extrapolierten Grenzflächenenergien der SiO_2 -Metall-Systeme (Bild 12, nach Tabelle 2.4) über die homologe Temperatur T / T_S liefert einen Streubereich ihrer Werte bei $T / T_S = 1$, d. h. am Schmelzpunkt der Metalle, zwischen $0,9$ und $1,3 \text{ J/m}^2$, sofern man von dem zu hoch liegenden Wert für das Kupfer absieht. Auch hier bestätigt sich die bereits bei den UO_2 -Metall-Systemen erkennbare Tendenz der Grenzflächenenergien, beim Schmelzpunkt der jeweiligen Metalle in einem engen Bereich "zusammenzulaufen".

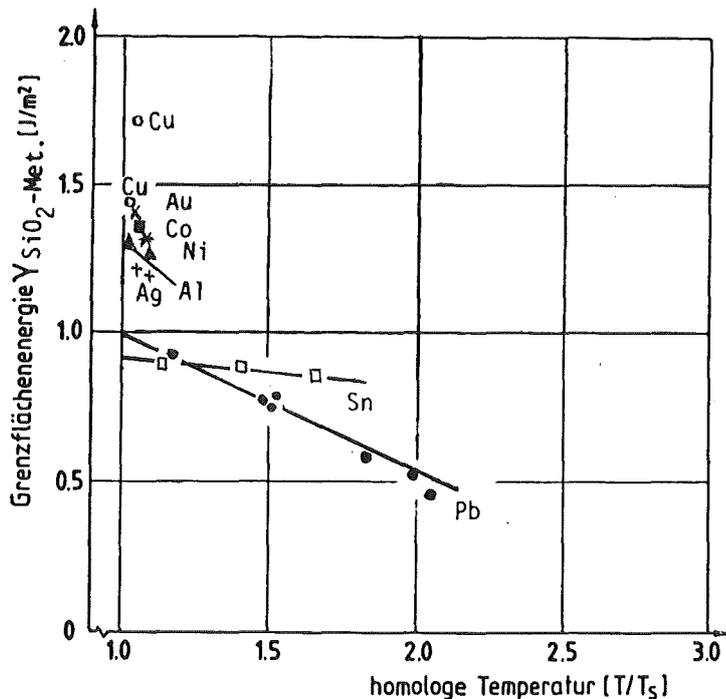


Bild 12: Verlauf der Temperaturfunktionen der Grenzflächenenergien zwischen Siliziumdioxid (Quarzglas) und Metallschmelzen /321/.

Wie bei den Untersuchungen in den Systemen UO_2 -Metallschmelzen und SiO_2 -Metallschmelzen wurden auch die Temperaturfunktionen der

Grenzflächenenergien zwischen Aluminiumoxid und Metallschmelzen bestimmt. Sie sind in Bild 13 grafisch dargestellt und bestätigen, was für UO_2 -Metallschmelzen (Bild 10) und SiO_2 -Metallschmelzen (Bild 11) bereits festgestellt werden konnte. Die Phasengrenzflächenenergien von Aluminiumoxid gegenüber Metallschmelzen betragen am Schmelzpunkt der Metalle näherungsweise

$$\gamma_{SL} = 2,635 \pm 0,175 \text{ (J/m}^2\text{)}$$

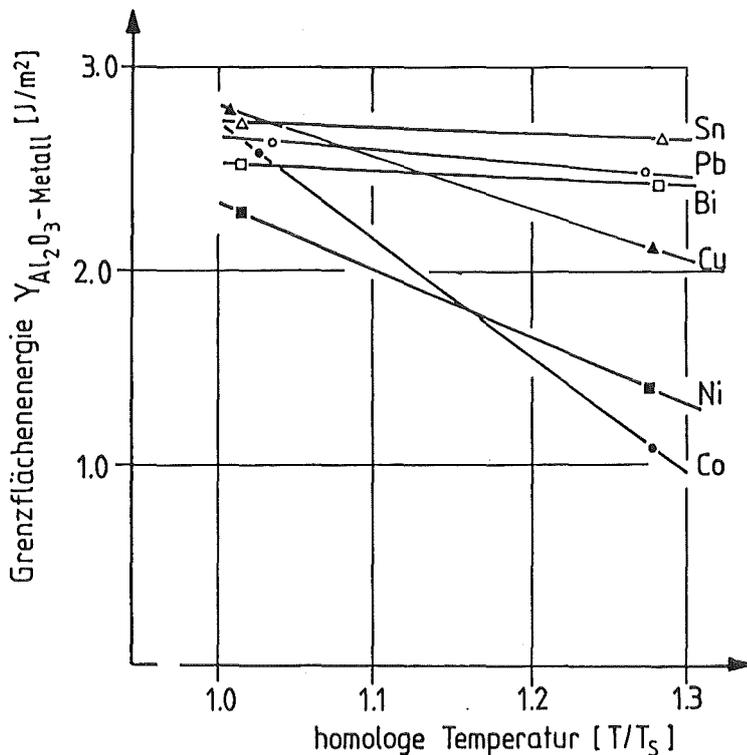


Bild 13: Verlauf der Temperaturfunktionen der Grenzflächenenergien zwischen Aluminiumoxid und Metallschmelzen /351b/.

Geht man am Schmelzpunkt der Metalle von einem gemittelten Wert der Grenzflächenenergien aus, so läßt sich nun über diesen Mittelwert der entsprechende Kontaktwinkel ϕ_s der untersuchten Systeme berechnen.

Ein Vergleich von so berechneten Kontaktwinkeln mit gemessenen Werten ergibt im Falle der Systeme UO_2 -Metallschmelzen für einen Kontaktwinkel

$90^\circ < \phi_S < 135^\circ$ eine Abweichung von nur $\pm 4^\circ$ im Mittel. Für $\phi_S > 145^\circ$ steigt die Abweichung allerdings bis etwa $\pm 19^\circ$ an /322/. Somit eignet sich der berechnete Mittelwert der Grenzflächenenergien zumindest für eine ingenieurmäßige Aussage bezüglich des Benetzungswinkels und liefert gleichermaßen eine Abschätzung hinsichtlich der Qualität der zu erwartenden Haftung zwischen Oxidkeramiken und Metallen.

Die in der Literatur bereits zusammengetragenen experimentellen Daten über Grenzflächenenergien zeigen deutlich, daß die aus konkreten Grenzflächenenergiewerten bei den jeweiligen Temperaturen abzuleitenden Temperaturfunktionen bisher untersuchter Oxidkeramik-Metall-Systeme bei der homologen Temperatur $T / T_S = 1$ einen nahezu identischen Wert annehmen. Dies bedeutet, daß die Grenzflächenenergie zwischen den untersuchten Oxiden und flüssigen Metallen am Schmelzpunkt der Metalle gegenüber einer Oxidkeramik annähernd konstant ist. Dieser konstante Wert der Grenzflächenenergie entspricht bei den behandelten Systemen durchweg einem Benetzungswinkel, der zumindest eine qualitative Aussage bezüglich der Benetzung am Schmelzpunkt liefert. Flüssigphasensintern von Oxidkeramik-Metall-Systemen ist aufgrund unzureichender Benetzung z. B. der festen Oxidkeramik durch das flüssige Metall im Temperaturbereich nahe dem Schmelzpunkt des Metalls (vgl. Tabelle 2.2 und 2.3) stets bei Temperaturen durchzuführen, die wesentlich über dieser Schmelztemperatur liegen und bei denen die Temperaturfunktionen der Grenzflächenenergien für die verschiedenen Systeme unterschiedlich hoch sind.

Der Vergleich zwischen den Temperaturfunktionen der Oberflächenenergien der flüssigen Metalle und den Temperaturfunktionen der Grenzflächenenergien der gleichen Metalle gegenüber Oxidkeramik ermöglicht es, den Verlauf der Temperaturfunktionen der Grenzflächenenergien von nicht untersuchten flüssigen Metallen gegenüber dergleichen Oxidkeramik abzuschätzen.

Die sehr aufwendigen Messungen sowohl des Benetzungswinkels nach der Methode des liegenden Tropfens, als auch des Kontaktwinkels an Korn- und Phasengrenzen durch Interferenzmikroskopie lassen sich zumindest

zu ingenieurmäßigen Abschätzungen des Benetzungswinkels und somit der Haftung oxidkeramisch-metallischer Systeme auf wenige Messungen an "extrapolationsfähigen" Systemen beschränken.

Desweiteren läßt sich mit der Methode des liegenden Tropfens über das Volumen des Tropfens die Dichte von z. B. geschmolzenem Metall oder geschmolzener Oxidkeramik bestimmen /319, 320/.

Grenzflächenenergetische Zustände zwischen Metallen und Oxidkeramiken werden durch die Sauerstoffaffinität der Metalle bestimmt /161/. Neigt die metallische Phase zur Sauerstoffaufnahme, d. h. bilden sich an der Phasenoberfläche Metalloxide, so läßt sich eine gute Benetzung zwischen Metallen und Oxidkeramiken herbeiführen /227, 303/. Je stabiler die Oxide der reinen Metalle, desto besser ist auch das Benetzungsverhalten /86/. Legierungszusätze können ebenfalls das Benetzungsverhalten verbessern /132/. Bei Kombinationen von Edelmetall/Glas kann man zur Benetzungsverbesserung lediglich ein Glas mit höherer Oberflächenenergie zur Kombination einsetzen /86, 303, 492/. Zahlreiche Arbeiten untersuchen insbesondere die Wirkung der Glaszusammensetzung bei der Benetzung /85-87/.

Besonders in der Elektrotechnik versucht man durch Variation der Gläser geeignete Edelmetall-Glas-Kombinationen mit gutem Benetzungsverhalten für elektrische Durchführungen zu erhalten /86, 233, 498/. Erschwerend kommt hierbei die Forderung nach angepaßten Ausdehnungskoeffizienten hinzu. Je größer die Kontaktfläche der haftenden Bestandteile (z. B. Phasengrenzflächen), desto stärker bzw. negativer wirken sich Unterschiede in den Ausdehnungskoeffizienten auf den Haftungsmechanismus aus /317/.

2.3.4 Oxidkeramisch-metallische Zustandsdiagramme

Die Oberflächenenergien der Phasen bzw. die Grenzflächenenergien zwischen den Phasen sind verantwortlich für die Haftung der

Phasen, aber auch für den thermochemischen Gleichgewichtszustand, der sich bei einem "Zweikomponentensystem" bei bestimmter Konzentration der beiden Komponenten in den Phasen und bestimmter Konzentration der Phasen im Werkstoff einstellt.

Zustandsdiagramme beziehen sich auf Werkstoffsysteme im thermochemischen Gleichgewicht, d. h. auf stabile Werkstoffe, und liefern Informationen bezüglich der Konzentration der Werkstoffphasen und ihrer Zusammensetzung in Abhängigkeit von der Temperatur. Bei stabilen Oxid-Cermet-Systemen finden keine irreversiblen Wechselwirkungen statt. In stabilen Systemen - z. B. in binären Systemen eutektischen Typs - sind jedoch temperaturabhängige Konzentrationsverschiebungen der α - und β -Phasen (vgl. Bild 14) möglich.

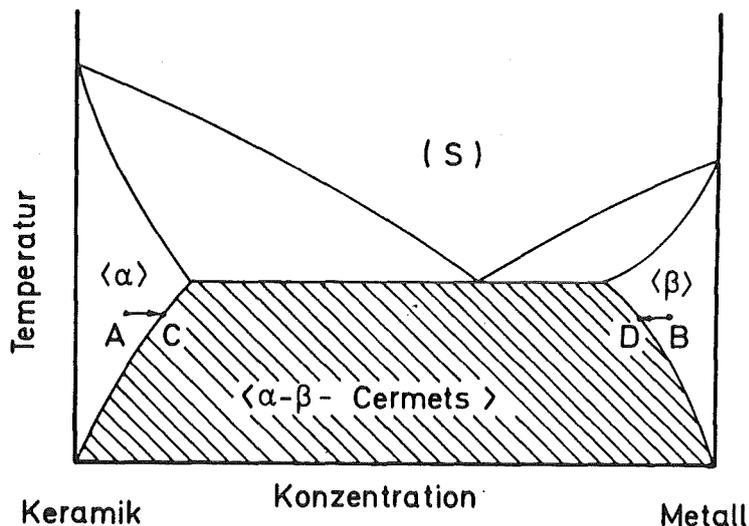


Bild 14: Typisches Zwei-Komponenten-System mit eutektischer Reaktion.

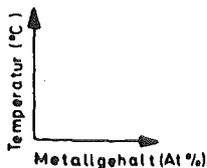
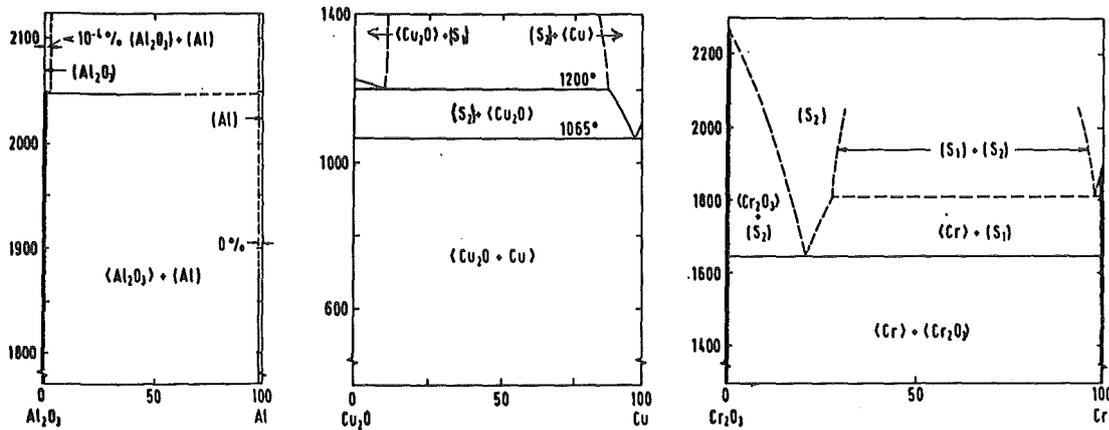
Kenntnis über das zu bildende Zustandsdiagramm eines Zweistoffsystems wird die Wahl des Herstellverfahrens wesentlich beeinflussen (vgl. Abschnitt 2.2.1). Im Abschnitt "Technologie" wurde bereits erwähnt, daß und warum sich die Schmelztechnologie insbesondere dann anbietet, wenn die Verbundwerkstoffphasen ein eutektisches Zustandsdiagramm bilden. Wie die Literatur zeigt, ist dies bei zahlreichen Borid-, Hydrid-, Carbid-, Nitrid-, Phosphid-, Arsenid- und Selenid-Cermets der Fall /341/.

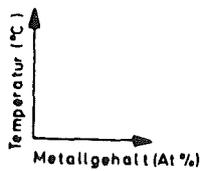
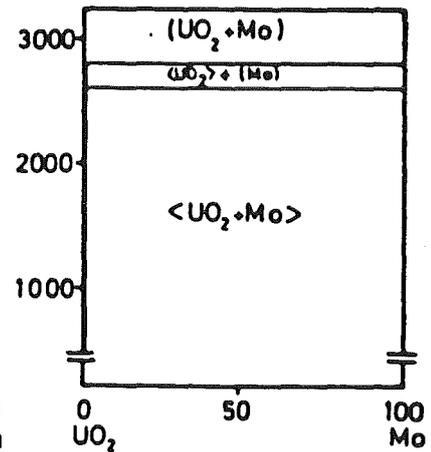
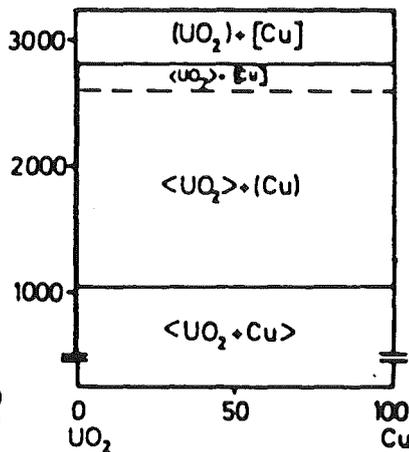
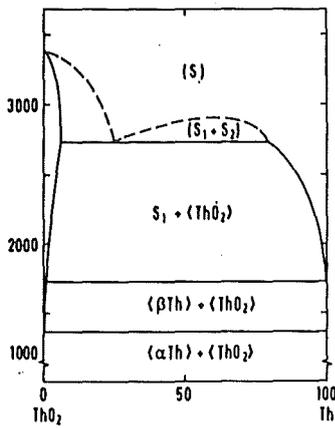
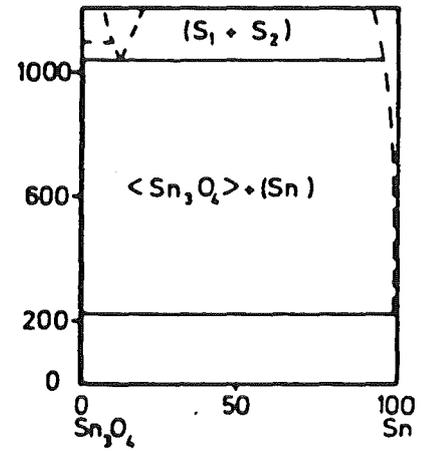
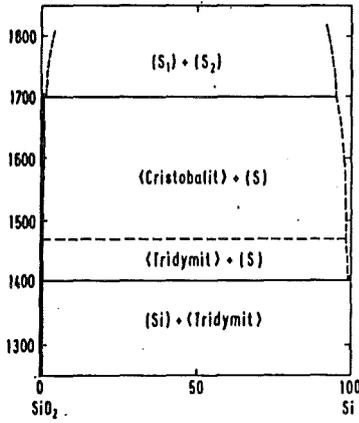
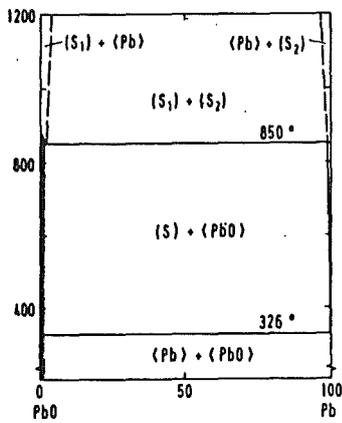
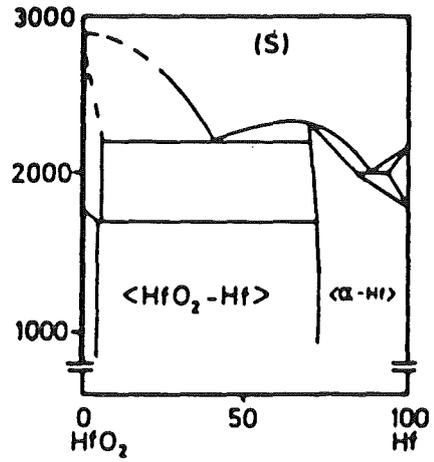
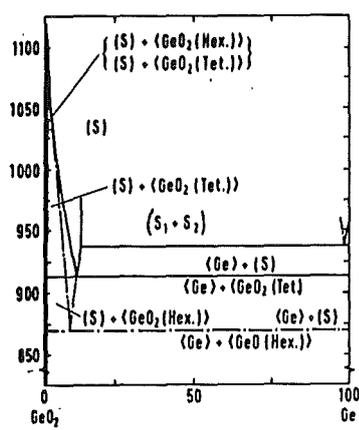
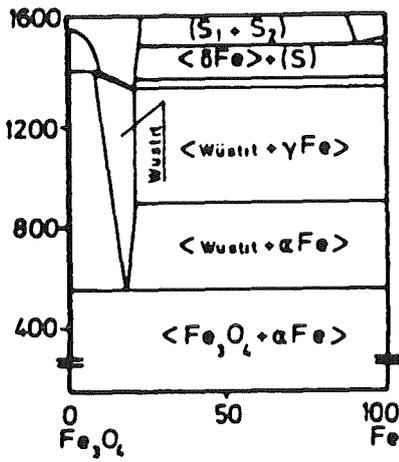
Die aus der Literatur bekannten quasibinären Zustandsdiagramme von Oxid-Cermets bzw. Temperatur-Konzentrationsschnitte mit Cermets sind in den Bildern 15, 16 und 17 zusammengefaßt. Bei welcher Temperatur die keramische Phase schmilzt oder zerfällt ist an der Temperaturachse ablesbar. Sie ist jeweils bis zum Schmelz- bzw. Zersetzungspunkt verstärkt gezeichnet. Die zu den Symbolen gesetzten Klammern entsprechen thermochemischem Brauch ($\langle \rangle$ = fest, $()$ = flüssig),

Da die zusammengestellten Zustandsdiagramme hier lediglich Informationen hinsichtlich anzuwendender Werkstofftechnologien liefern sollen, sind sie nach Grundtypen sortiert und in alphabetischer Reihenfolge dargestellt.

14 der verfügbaren Zustandsdiagramme entsprechen dem monotektischen Typ (Bild 15).

Bei Dioxiden als oxidkeramische Phase bilden die untersuchten Werkstoffe immer ein monotektisches System.





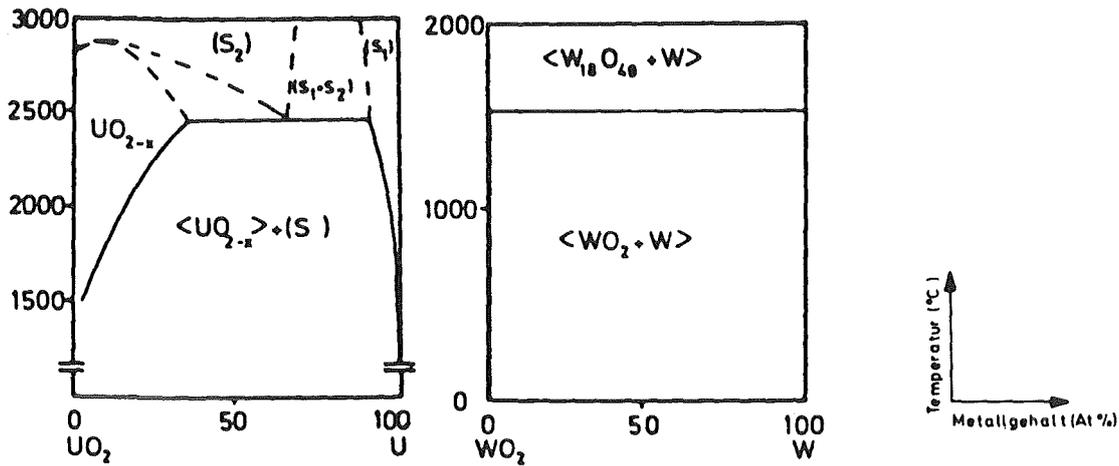


Bild 15: Monotektische Zustandsdiagramme mit Oxid-Cermets.

Nur drei der hier untersuchten Zustandsdiagramme entsprechen dem eutektischen Grundtyp (Bild 16).

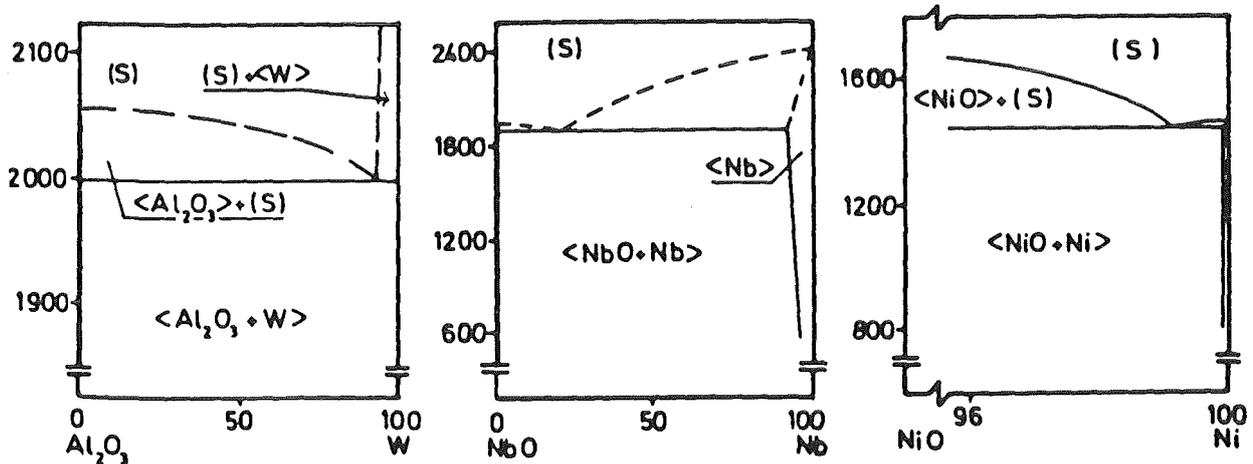


Bild 16: Eutektische Zustandsdiagramme mit Oxid-Cermets.

Bei acht der untersuchten Stoffsystemen läßt sich keine eindeutige Zuordnung zu einem der Grundtypen durchführen (Bild 17). Es handelt sich hierbei um Grenzfälle bzw. zusammengesetzte Zustandsdiagramme.

Es ist ebenfalls auffallend, daß außer PbO-Pb bei allen untersuchten Oxid-Cermets mit Monoxidkomponente das sonst überwiegende Monotektikum nicht auftritt.

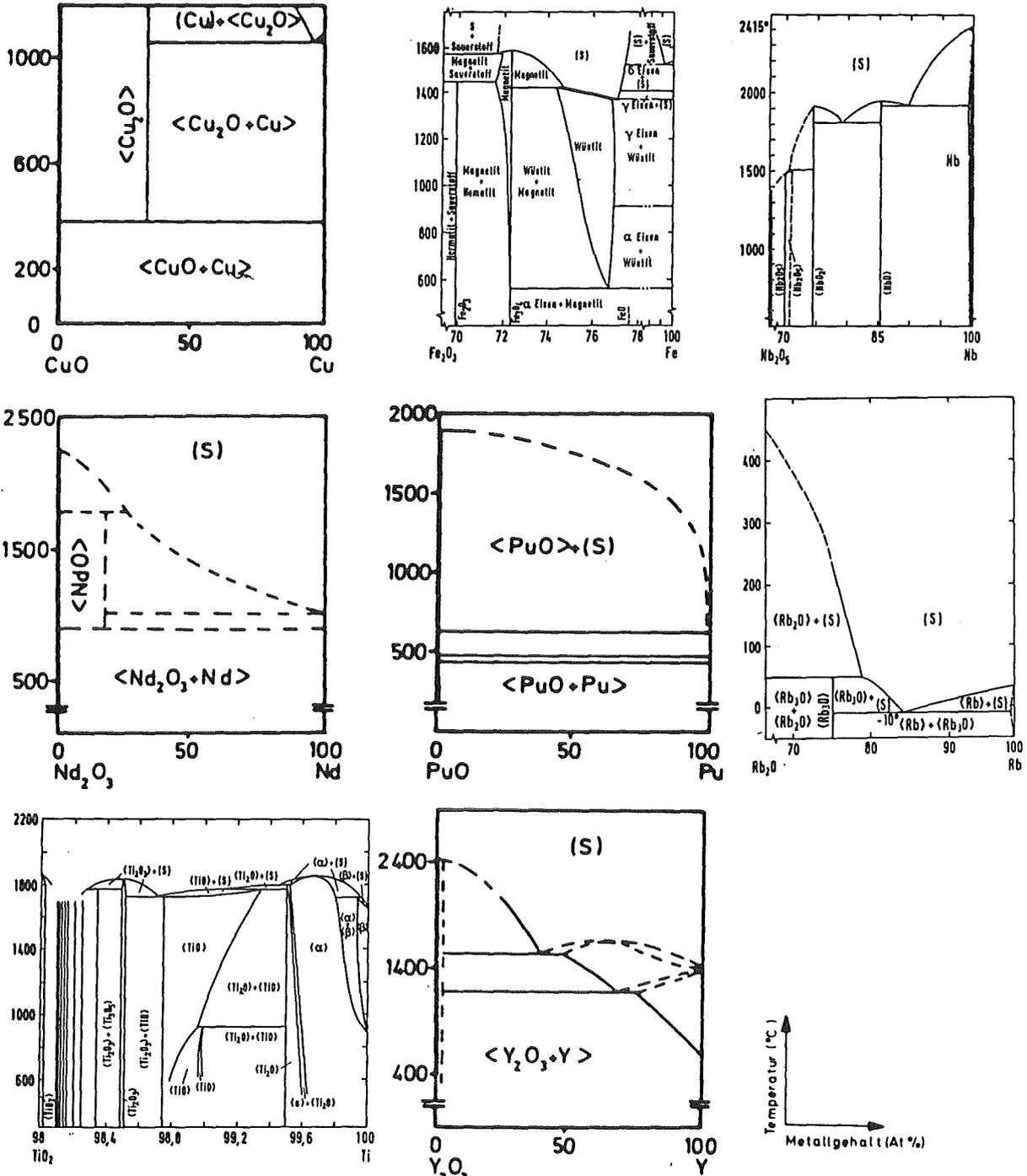


Bild 17: Zusammengesetzte Zustandsdiagramme bzw. Grenzfälle mit Oxid-Cermets.

In zahlreichen Aufsätzen finden sich jedoch Hinweise auf Oxidkeramik-Metall-Eutektika (vgl. Tabelle 2.1, Seite 29). Insbesondere bei Versuchen zur Herstellung von "in situ"-metallfaserhaltigen Verbundwerk-

stoffen, d. h. bei der Herstellung von gerichtet erstarrten Eutektika durch Lichtbogenschmelzen oder Zonenglühen, wurden eutektische Ausscheidungen festgestellt /19, 20, 21/.

System	Zusammensetzung Gew%	Schmelzpunkt/°C	Gefüge
ZrO ₂ -Ta	80/20	nb	faseriges Eutektikum
(Al, Cr) ₂ O ₃ -Cr	90/10 ^a	nb	grobe Cr-Ausscheidungen
	70/30 ^a	nb	faseriges Eutektikum
	60/40 ^a	1652	faseriges Eutektikum
	50/50 ^a	1565	faseriges Eutektikum
	40/60 ^a	1567	faseriges Eutektikum
	30/70 ^a	nb	grobe Cr-Ausscheidungen
	10/90 ^a	nb	Cr-Dendriten
(Al, Cr) ₂ O ₃ -Mo	50/50 ^a	1677	Mo-Dendriten, teilweise Mo-Fasern

Tabelle 2.4 Zusammensetzung von im Lichtbogenofen geschmolzenen Proben und ihre Gefüge /19/.

Die dabei veröffentlichten Informationen beschränken sich jedoch in der Regel auf die in Tabelle 2.4 dargestellten qualitativen Aussagen zum Gefüge.

Gerade weil sich Stoffsysteme, die ein eutektisches Zustandsdiagramm bilden, zur schmelztechnologischen Formgebung besonders eignen, soll an dieser Stelle die Frage erörtert werden, warum eine Oxidkeramik und ein Metall überhaupt ein Eutektikum bilden.

Die generellen Voraussetzungen zur Bildung eines Eutektikums - d. h. die physikalischen Grundlagen dazu - sind bis heute nicht bekannt. Reflektiert an den grenzflächenenergetischen Betrachtungen in Abschnitt 2.3.3 soll im folgenden ein Versuch zur Erklärung des grenzflächentheoretischen Hintergrunds für die eutektische Erstarrung unternommen werden.

Die Energie eines Werkstoffsystems setzt sich zusammen aus den Energien seiner Phasen und allen Energiebeträgen aus sämtlichen Grenzflächen - d. h. aus den Energiebeträgen der Phasengrenzen und der Korngrenzen. Normalerweise sind die Energiebeträge aus den Grenzflächen gegenüber den Energiebeträgen aus den Phasen vernachlässigbar klein. Die Grenzflächenenergie spielt dann für die "Gesamtformation" des Stoffsystems keine wesentliche Rolle. Wenn jedoch die Grenzflächenenergien zwischen den Phasen bei negativem Vorzeichen dem Betrage nach sehr groß sind, dann kann man sie bei einer energetischen Betrachtung gegenüber den Energiebeträgen aus den Phasen nicht mehr vernachlässigen. Beim Erstarrungsvorgang strebt das Werkstoffsystem stets eine energetisch "günstige" Situation - d. h. ein energetisches Minimum - an. Die Grenzflächenenergien könnten nur für den gesamten Erstarrungsvorgang eine solche Rolle spielen, daß das System bestrebt ist, eine möglichst große Summe an Grenzflächen zu bilden. Dieser Sachverhalt könnte der Grund dafür sein, warum sich eutektische Ausscheidungen bzw. Eutektika überhaupt bilden.

Die vorangegangenen Formulierungen sind lediglich in sich konsistente Vermutungen zur Erklärung des Entstehens eutektischer Gefüge. Untersuchungen an Phasengrenzflächenenergien reflektiert an den jeweiligen Zustandsdiagrammen bzw. statistische Auswertungen solcher Betrachtungen sollten in zukünftigen Arbeiten diese Vermutungen entweder erhärten oder entkräften.

2.4 Eigenschaften

2.4.1 Gliederung der Werkstoffeigenschaften

Oxid-Cermets stellen eine spezielle Gruppe der mehrphasigen Werkstoffe dar, die sich ihrerseits folgendermaßen unterteilen lassen:

- Werkstoffe mit nur metallischen, nur keramischen oder nur polymeren Phasen,
- Werkstoffe mit metallischen und intermetallischen, keramischen und nichtkeramischen bzw. polymeren Phasen, bestehend aus Plastomeren, Elastomeren und/oder Duromeren,
- Werkstoffe mit mindestens einer festen und einer gasförmigen Phase (poröse Werkstoffe),
- Werkstoffe mit metallischen und keramischen Phasen (Cermets, Oxid-Cermets), mit metallischen und polymeren Phasen oder keramischen und polymeren Phasen.

Die Eigenschaften eines mehrphasigen Werkstoffes hängen ab von

- den Eigenschaften der Phasen und
- den Gefügeparametern.

Die Eigenschaften der Phasen sind ihrerseits Funktionen der stofflichen Zusammensetzung und der Temperatur ($\hat{=}$ Zustandsbedingungen).

Das eigentliche Potential von Oxid-Cermets liegt in der Chance, die extrem unterschiedlichen Eigenschaften der Oxid-Cermets zu einer gewünschten effektiven Eigenschaft zu optimieren. Dies setzt nun voraus, daß die Oxid-Cermet-Phasen in der Grenzfläche haften. Lagert man beispielsweise Metallphasenteilchen in eine oxidkeramische Matrixphase ein, um deren Leitfähigkeit zu verbessern und wäre die Haftung zwischen der Metallphase und der Keramikphase nicht gewährleistet, so würde sich der Oxid-Cermet so verhalten, wie eine poröse Oxidkeramik; d. h. die effektive Leitfähigkeit wäre womöglich schlechter als diejenige der "reinen" Oxid-Keramik. Die Phasenhaftung ist daher gerade bezüglich der Eigenschaften des Verbundes ein Oxid-Cermet-spezifisches Zentralproblem. Daß hierzu die Analyse der Konstitution, insbesondere die Kenntnis der Zustandsdiagramme ebenso gehört wie das Studium haftvermittelnder, etwa intermetallischer Zwischenschichten, wurde bereits in den Abschnitten 2.3.3 und 2.3.4 erläutert.

Im Hinblick auf die Eigenschaften von Oxid-Cermets weisen zahlreiche Werkstoffkombinationen große Unterschiede in den Phaseneigenschaften auf. Glas-Metall-Cermets verfügen z. B. über eine gute elektrische Leitfähigkeit der Metallphase und über ein Isolationsverhalten der Glasphase. Bezüglich des Elastizitätsmoduls sind die Unterschiede jedoch abgesehen vom Porenfall wesentlich geringer.

Die Literatur liefert mehrere unterschiedliche Ansätze zur prinzipiellen Gliederung der Werkstoffeigenschaften /204, 211, 345, 441/.

Bezogen auf physikalische Eigenschaften von Oxid-Cermets unterscheidet Stöckel generell zwei Gruppen /441/

- Kombinationseigenschaften
- Struktureigenschaften

Die Kombinationseigenschaften unterteilen sich wiederum in Summeneigenschaften und Produkteigenschaften.

Summeneigenschaften entstehen aus der Addition von Eigenschaften gemäß der Mischungsregel nach dem Prinzip der Parallel- oder Reihenschaltung von Phasen, die Produkteigenschaften beziehen sich auf Wechselwirkungen der beteiligten Komponenten.

Struktureigenschaften werden dagegen durch die Geometrie und Größe der Phasen bestimmt.

Eine Untergliederung physikalischer Eigenschaften zum einen nach Art und Weise der Phasenkombination, zum anderen nach Gefügeparametern erscheint wenig sinnvoll, da Verbundwerkstoffeigenschaften stets von den Eigenschaften der Phase u n d von der Gefügestruktur abhängen /308-312, 343/.

Eine wesentlich geeignetere Gliederung der Werkstoffeigenschaften - geeignet für Oxid-Cermets - vollzieht Ondracek /345/. Demgemäß sind Werkstoffeigenschaften Erscheinungsformen bzw. Verhaltensweisen resultierend aus durch die Zustandsgrößen hervorgerufenen Veränderungen.

Quantitativ lassen sich diese Eigenschaften durch werkstoffspezifische Eigenschaftskenngrößen erfassen. Aufgrund von Analogien und Gemeinsamkeiten sind diese Kenngrößen zu den Gruppen

- thermomechanische (thermodynamische) Eigenschaften
- Feldeigenschaften,
- mechanische Eigenschaften und
- technische Eigenschaften

zusammengefaßt, wobei sich die technischen Eigenschaften aus den genannten Eigenschaftsgruppen zusammensetzen. Ein Beispiel für eine technische Werkstoffeigenschaft, d. h. für eine "zusammengesetzte" Eigenschaft ist das Thermoschockverhalten. Verantwortlich hierfür sind nämlich die mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes und seine thermochemischen Eigenschaften. Genauer gesagt resultiert das Thermoschockverhalten aus dem Ausdehnungskoeffizienten, der thermischen Leitfähigkeit, der Bruchfestigkeit und aus dem Elastizitätsmodul eines Materials.

Ebenfalls zu den technischen Eigenschaften gehört z. B. die Schweißbarkeit und die Umformbarkeit eines Werkstoffes.

Die bei Oxid-Cermets auftretenden "Verbundeigenschaften" resultieren zum einen aus den Eigenschaften der oxidkeramischen und metallischen Phasen, zum anderen aus den stereometrischen Parametern des Gefüges. Eine intakte Haftung zwischen den Phasen, z. B. zur Aufnahme von Spannungen in der Matrix durch den Dispergenten, ist stets Voraussetzung und bildet gleichermaßen das Zentralproblem.

Gerade bei Oxid-Cermets lassen sich durch entsprechende Formgebungsverfahren bzw. Umformverfahren Gefügestrukturen besonderer Gestalt erzeugen. Der Einfluß des Gefüges auf die Eigenschaften dieser Verbunde wird im folgenden behandelt.

2.4.2 Einfluß der Gefügestruktur auf die Eigenschaften von Oxid-Cermets am Beispiel der Feldeigenschaften

Zahlreiche Ansätze zu Gefüge-Eigenschaftskorrelation bezüglich der Feldeigenschaften sind bekannt /340, 343, 347-349, 396-398, 412/. Ihnen ist die Prämisse gemeinsam, daß die Eigenschaften eines mehrphasigen Werkstoffes von den Eigenschaften der Phasen und von der geometrischen Anordnung im Werkstoff, d. h. von der Gefügestruktur abhängt. Aufgrund großer Unterschiede in den Feldeigenschaften von Oxidkeramiken und Metallen eignen sich Oxid-Cermets besonders zur Überprüfung dieser Korrelationsfunktionen.

Der Zusammenhang zwischen den Feldeigenschaften mehrphasiger Werkstoffe und ihrer Gefügestruktur erfordert ausreichende Information über das Gefüge, nämlich über

- Zahl der Phasen,
- Anordnung der Phasen (Einlagerungsgefüge oder Durchdringungsgefüge),
- Volumenanteil der Phasen,
- Form der Phasenteilchen und
- Orientierung der Phasenteilchen zur Feldrichtung.

Abgesehen von der Anzahl der Phasen ist ein makroskopisch homogener Werkstoff Voraussetzung zu diesen Angaben, d. h. der Verbund wird als Kontinuum betrachtet (vgl. Abschnitt 3.2.3.2). Desweiteren muß sich der Werkstoff im stabilen thermochemischen Gleichgewicht befinden, so daß sich seine Gefügestruktur zeitlich nicht verändert.

Aus unterschiedlichen Ansätzen stammen zwei unterschiedliche Konzepte zur Gefüge-Eigenschafts-Korrelation zweiphasiger Werkstoffe:

- das Grenzwertkonzept und
- das Modellkonzept.

Die Herleitung des Grenzwertkonzeptes berücksichtigt Wechselwirkungen zwischen einem primären Feld und einem in dieses Feld eingebrachten Werkstoff. Über Korrelationsfunktionen wird die in den Werkstoff eingebrachte Energie berechnet. Für den Fall des zweiphasigen Werkstoffes ist eine Gefügeinformation - die Anzahl der Phasen - bereits festgelegt. Da jedes System im thermochemischen Gleichgewicht ein energetisches Minimum anstrebt, liefert die Ableitung der Energiefunktion nach der Feldeigenschaftsgröße des zweiphasigen Oxid-Cermets, unter Zugrundelegung der mathematischen Extremwertbedingung für ein energetisches Minimum, zwei mathematisch exakte Grenzwerte. Zwischen diesen Werten liegen nun die realen Feldeigenschaftswerte. Reiht man die Grenzwerte in Abhängigkeit der Phasenkonzentration des zweiphasigen Werkstoffs aneinander, so ergeben sich obere und untere Grenzkurven, die den Variationsbereich der Eigenschaft einengen.

Legt man lediglich Zweiphasigkeit zugrunde, so ergeben sich Grenzkurven I. Ordnung nach der Gleichung:

$$\phi'_{C} = C_{K} \cdot \phi_{K} + (1-C_{K}) \cdot \phi_{M} \quad 2.14$$

für die obere Grenzkurve und nach der Gleichung

$$\phi_{,C} = \frac{\phi_{K} \cdot \phi_{M}}{\phi_{M} \cdot C_{K} + (1-C_{K}) \phi_{K}} \quad 2.15$$

für die untere Grenzkurve

$\phi'_{C}, \phi_{,C}$ = oberer und unterer Grenzwert der Feldeigenschaft (z. B. elektrische Leitfähigkeit)

ϕ_{M} = Feldeigenschaftswert des Metalls

ϕ_{K} = Feldeigenschaftswert der Oxidkeramik

C_{K} = Konzentration der Oxidkeramik (Volumenanteil)

Gemäß Herleitung stellen die Kirchhoff-Gesetze für Parallel- und Reihenordnung der Phasen die äußersten Grenzwerte dar.

Liegt desweiteren die Information über zweiphasiges isotropes Gefüge vor, so hat man bereits über die Angaben "Anzahl der Phasen" und "Orientierung der Phasenteilchen" verfügt. Daraus ergeben sich die Grenzwertgleichungen II. Ordnung.

$$\phi_C = \phi_K \frac{3 \phi_M + 2 C_K (\phi_K - \phi_M)}{3 \phi_K - C_K (\phi_K - \phi_M)} \quad 2.16$$

$$\phi_C = \phi''_C \quad \text{für} \quad \phi_M < \phi_K \quad (\text{oberer Grenzwert})$$

$$\phi_C = \phi'_C \quad \text{für} \quad \phi_M > \phi_K \quad (\text{unterer Grenzwert})$$

$$\phi_C = \phi_M \frac{3\phi_K + 2(1-C_K)(\phi_M - \phi_K)}{3\phi_M - (1-C_K)(\phi_M - \phi_K)} \quad 2.17$$

$$\phi_C = \phi''_C \quad \text{für} \quad \phi_M < \phi_K \quad (\text{unterer Grenzwert})$$

$$\phi_C = \phi'_C \quad \text{für} \quad \phi_M > \phi_K \quad (\text{oberer Grenzwert})$$

Die Gültigkeit der Grenzwertgleichungen ist in zahlreichen Arbeiten durch direkten Vergleich mit gemessenen elektrischen Leitfähigkeitswerten gezeigt /308, 347-349/.

Das Modellkonzept ist dagegen auf der Basis einer näherungsweise Beschreibung eines realen Gefüges hergeleitet. Die exakte Beschreibung eines "unrealen" Modells liefert eine unexakte Beschreibung des "realen" Werkstoffes.

Reale Teilchen eines zweiphasigen Werkstoffes mit Einlagerungsgefüge und quasihomogener Verteilung der Phasen werden durch Rotations-

ellipsoide ersetzt, d. h. durch Teilchen, die sich mathematisch eindeutig beschreiben lassen und eine mittlere Form, Größe und Orientierung aufweisen (Mittelwertprämisse). Die mittlere Form berechnet sich durch das Achsenverhältnis von Rotationsachse (z) zu Nebenachse (x) des Substitutionsrotationsellipsoiden.

Die mittlere Größe des Rotationsellipsoiden ergibt sich aus der Anzahl der Phasenteilchen und der Volumenkonzentration der eingelagerten Phase.

Die mittlere Orientierung resultiert aus der Orientierung der Rotationsachsen der substituierenden Rotationsellipsoide. Zur Beschreibung des Gefüges sind demgemäß Daten zur

Form
Orientierung
Größe
Anzahl und
lokalen Verteilung der Einlagerungsphase erforderlich,

wobei sich Größe und Anzahl der Phasenteilchen durch einen sogenannten Phasenkonzentrationsfaktor ausdrücken lassen. Durch die Kontinuumsprämisse entfällt der Verteilungsfaktor - homogene Verteilung wird vorausgesetzt. Somit verbleiben die zu bestimmenden Größen

Form
Orientierung und
Konzentration der Phasen

als Gefügeparameter zur Gefüge-Feldeigenschaftskorrelation gemäß Modellansatz.

Mathematisch hergeleitet ergibt sich die allgemeine Gefüge-Feldeigenschafts-Gleichung für zweiphasige Werkstoffe mit Einlagerungsgefüge ohne Konzentrationsbeschränkung zu

$$1 - C_D = \frac{\phi_D - \phi_C}{\phi_D - \phi_M} \left[\frac{\phi_M}{\phi_D} \right]^R \left[\begin{array}{l} \phi_C + \phi_D \left\{ 1 - \frac{1}{2F_D + \cos^2 \alpha_D (1 - 3F_D)} \right\} \\ \phi_M + \phi_D \left\{ 1 - \frac{1}{2F_D + \cos^2 \alpha_D (1 - 3F_D)} \right\} \end{array} \right]^T \quad 2.18$$

$$R = \frac{F_D (1 - 2F_D)}{1 - 2F_D - \cos^2 \alpha_D (1 - 3F_D)} \quad 2.19$$

$$T = \frac{F_D (1 - 2F_D)}{1 - 2F_D - \cos^2 \alpha_D (1 - 3F_D)} + \frac{2F_D (1 - F_D)}{2F_D + \cos^2 \alpha_D (1 - 3F_D)} - 1 \quad 2.20$$

wobei

ϕ = Feldeigenschaft

D, M, C = Indizes für Einlagerungsphase (D)
Matrixphase (M)
zweiphasiges Material (C)

C_D = Phasenkonzentration

F_D = Formfaktor

$\cos^2 \alpha$ = Orientierungsfaktor

Die Gültigkeit der dargestellten Ansätze zur Gefüge-Feldeigenschaftskorrelation ist durch Vergleich realer Eigenschaftswerte mit aus den Gefügeparametern berechneten Daten mehrfach gezeigt. Sowohl bei elektrischer als auch bei thermischer Leitfähigkeit besteht zwischen gemessenen Werten und den berechneten Grenzwerten bzw. den singulären Werten aus der Modellbetrachtung gute Übereinstimmung /349/.

Die allgemeine Gefüge-Feldeigenschaftsgleichung für zweiphasige Werkstoffe mit Einlagerungsgefüge (Gleichung 2.18) läßt sich unter Voraus-

setzung bestimmter Gefügeparameter zu Spezialfällen vereinfachen /366/. Die Einlagerungsteilchen - substituiert durch Modell-Rotationsellipsoide - können von den "abgeplatteten Scheibchen" ($F_D > 0$) bis zum "langgestreckten Stäbchen" ($F_D > 0,5$) alle Formen annehmen. Desweiteren kann die Rotationsachse der Dispergententeilchen senkrecht zur Feldrichtung ($\cos^2 \alpha = 0$), parallel zur Feldrichtung ($\cos^2 \alpha = 1$) oder dazwischen liegen, bzw. auch statistisch orientiert sein ($\cos^2 \alpha = 0,33$).

Form \ Orientierung	Rotationsachse senkrecht zur Feldrichtung	Rotationsachse unter $54,7^\circ$ zur Feldrichtung, bzw. statistisch orientiert	Rotationsachse parallel zur Feldrichtung
Scheibchen	$F_D = 0$ $\cos^2 \alpha = 0$	$F_D = 0$ $\cos^2 \alpha = 0,33$	$F_D = 0$ $\cos^2 \alpha = 1$
Kugel	-----	$F_D = 0,33$ $\cos^2 \alpha = 0,33$	-----
Stäbchen	$F_D = 0,5$ $\cos^2 \alpha = 0$	$F_D = 0,5$ $\cos^2 \alpha = 0,33$	$F_D = 0,5$ $\cos^2 \alpha = 1$

Tabelle 2.6 Gefügeparameter Form und Orientierung bei Spezialfällen der allgemeinen Gefüge-Feldeigenschaftsgleichung

Entsprechend der die Spezialfälle charakterisierenden Gefügeparameter nach Tabelle 2.6 läßt sich die allgemeine Gefüge-Eigenschaftsgleichung (Gleichung 2.18) durch Einsetzen dieser Werte vereinfachen.

Eine weitere Möglichkeit zur Vereinfachung der allgemeinen Gefüge-Feldeigenschaftsgleichung ist gegeben, wenn sich die Eigenschaftswerte von Matrix und Dispergent stark unterscheiden, wie dies bei der elektrischen Leitfähigkeit von oxidkeramischen und metallischen Phasen in der Regel der Fall ist. Ist das Verhältnis ϕ_M / ϕ_D (ϕ_M = elektrische Leitfähigkeit der Matrix, ϕ_D = elektrische Leitfähigkeit des Dispergenten)

sehr groß - im Falle der metallischen Matrix - oder sehr klein - im Falle der oxidkeramischen Matrix -, dann reduziert sich die allgemeine Gleichung 2.18 bezüglich der elektrischen Leitfähigkeit zu folgenden Ausdrücken:

Bei besser leitender Matrix

$$\phi_C = \phi_M(1-c_D) \frac{\cos^2 \alpha_D - 1}{F_D - 1} + \frac{\cos^2 \alpha_D}{2F_D} \quad 2.21$$

Bei schlechter leitender Matrix

$$\phi_C = \phi_M(1-c_D) \frac{\cos^2 \alpha_D - 1}{F_D} - \frac{\cos^2 \alpha_D}{1-2F_D} \quad 2.22$$

Insbesondere auch für den "Porenfall" läßt sich die allgemeine Gefügefeldeigenschaftsgleichung nach 2.18 zur Ermittlung der elektrischen Leitfähigkeit wesentlich vereinfachen, da $\phi_D = 0$ bzw. $\phi_M / \phi_D \rightarrow \infty$.

Die magnetische Permeabilität - ebenfalls eine Feldeigenschaftskenngröße - stellt bei dieser Betrachtung eine Besonderheit dar, denn die magnetische Permeabilität der Luft bzw. des Vakuums besitzt einen reellen Wert ($\mu_0 = 4 \cdot \pi \cdot 10^{-7}$ Vs/Am). Das Verhältnis μ_M / μ_D , wobei $\mu_D = \mu_0$, ist somit eine endlich große Zahl und muß berücksichtigt werden. Eine Vereinfachung der allgemeinen Korrelationsfunktion durch $\mu_M / \mu_D \rightarrow \infty$ ist somit nur bei sehr großen Permeabilitäten der Matrix möglich. In /366/ zeigen berechnete magnetische Permeabilitätswerte, wie im Falle der elektrischen Leitfähigkeit, nur geringe Abweichungen von gemessenen Daten.

Es wurde auch bereits versucht, die Gültigkeit des Modellansatzes auf die nicht zu den Feldeigenschaften zählende Viskosität zu übertragen

/396-398/. Die elektrische Leitfähigkeit ist eine Eigenschaftskenngröße, die sich auf den möglichen elektrischen Ladungstransport im Werkstoff bezieht. Die Viskosität bezieht sich dagegen auf Materietransport. Aufgrund ihrer Gemeinsamkeit der den "Transport" charakterisierenden Wesensmerkmale dieser Eigenschaftskenngrößen wurde die Übertragung des Modellansatzes auf die Transporteigenschaften versucht. Der Vergleich berechneter mit gemessenen Viskositätswerten spricht für die Anwendbarkeit der eigentlich für Feldeigenschaften hergeleiteten Korrelationsfunktionen auch auf Transporteigenschaften wie z. B. die Viskosität.

Die Betrachtung bekannter Ansätze zur Gefüge-Eigenschafts-Korrelation bzgl. mechanischer Eigenschaften findet an dieser Stelle keine Beachtung, da insbesondere der Gefüge-Elastizitätsmodul-Zusammenhang eines geschlossenen Vortrages halber in Abschnitt 3.2 behandelt wird.

2.4.3 Besondere Eigenschaften von Oxid-Cermets

Anhand einiger Beispiele aus dem Bereich der optischen sowie mechanischen Eigenschaften sollen besondere Möglichkeiten der Eigenschaftskombinationen bei Oxid-Cermets erörtert werden. Durch optimierte Gefügestrukturen lassen sich "effektive Eigenschaften" verwirklichen, die auf andere Weise mit anderen Werkstoffklassen, in einem einzigen Eigenschaftsspektrum, nicht verfügbar sind.

Zur photothermischen Energiewandlung wurden lange Jahre sogenannte "schwarze Körper", d. h. mit Kohlenstoff beschichtete Absorptionsplatten, eingesetzt. Jedoch zeigt ein solcher Absorber kein optimales Verhalten. Er absorbiert zwar fast die gesamte Energie des Sonnenspektrums in einem Wellenbereich von etwa $0,3 \mu\text{m} \leq \lambda \leq 2,0 \mu\text{m}$, jedoch emittiert er wieder einen Großteil der "aufgenommenen" Energie im Infrarotbereich, d. h. im Bereich $2,0 \mu\text{m} \leq \lambda \leq 20 \mu\text{m}$. Bei einer Betriebstemperatur von etwa 100°C des Solarabsorbers emittiert der sogenannte "schwarze Körper" wieder die gesamte Energie, die er über die

Sonne aufgenommen hat. Die Energieausbeute ist unter diesen Umständen genau Null.

Zur Vermeidung der enormen Abstrahlverluste müßte ein idealer Solarabsorber hoher Absorptionsfähigkeit $\alpha(\lambda)$ im Bereich der Wellenlänge des Sonnenlichtes und gleichzeitig ein geringeres Emissionsverhalten $\epsilon(\lambda)$ im Infrarotbereich aufweisen. Eine Oberfläche mit einem solchen optischen Verhalten nennt man selektive Absorptionsschicht oder selektiver Absorber /89, 90, 167, 423/. Der selektive Absorber absorbiert im Bereich einer bestimmten Wellenlänge und absorbiert im Bereich einer anderen Wellenlänge nicht. Nach Kirchhoff bedeutet niedrige Absorptionsfähigkeit bei bestimmter Wellenlänge $\alpha(\lambda)$ auch gleichermaßen eine geringe Emission $\epsilon(\lambda)$.

$$\alpha(\lambda) = \epsilon(\lambda) = 1 - \phi(\lambda) \quad 2.23$$

Gleichung 2.23 zeigt andererseits, daß geringe Absorption $\alpha(\lambda)$ gleichsam ein hohes Maß an Reflexion $\phi(\lambda)$ bedeutet /59/. Ein guter Absorber zeigt demnach geringes Emissionsverhalten und ein hohes Maß an Reflexion im Infrarotbereich und geringe Reflexion und somit ein hohes Maß an Absorption im Wellenbereich des sichtbaren Lichtes.

Reine Metalle weisen zwar ein hohes Maß an Reflexion im Infrarotbereich auf, allerdings gilt dies auch für den Bereich des sichtbaren Sonnenlichtes. Die Absorptionsfähigkeit von Sonnenlicht ist bei reinen Metallen zu gering.

Die Verwendung reiner Metallschichten zur Solarabsorption ist ungeeignet, da das Reflexionsvermögen im Bereich des Sonnenspektrums zu hoch liegt.

Eine Lösung zu diesem Problem liefern durch gleichzeitiges Bedampfen auf ein Substrat, z. B. auf SiO_2 , aufgebrachte Schichten aus Oxidkeramik mit Metalleinlagerungen. Aus energetischen Gründen bilden die me-

tallischen Einschlüsse nahezu sphärische Inselstruktur in der Keramikmatrix. Durch z. B. Nickeleinlagerungen in aufgedampften Al_2O_3 -Filmen oder Goldeinlagerungen in SiO_2 -Filmen erzielt man eine hohe Absorption der Sonnenstrahlung ($\hat{=}$ geringe Reflexion), jedoch gleichermaßen eine geringe Abstrahlung (Emission) im Infrarotbereich.

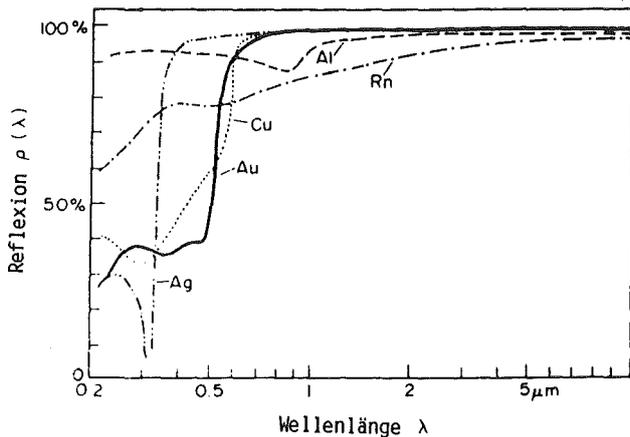


Bild 18: Reflexionsverhalten von Aluminium, Kupfer, Gold, Rhodium und Silber in Abhängigkeit von der Wellenlänge /59/.

Die Reflexion eines SiO_2 -Absorbers ist nach Bild 19 (Kurve 1) in einem weiten Bereich des Sonnenlichtes wesentlich geringer als bei z. B. reinem Gold (Kurve 3). Im Wellenbereich $0,3 \leq \lambda \leq 2,0 \mu\text{m}$ wurde eine Absorption von $88 \pm 1 \%$ erreicht.

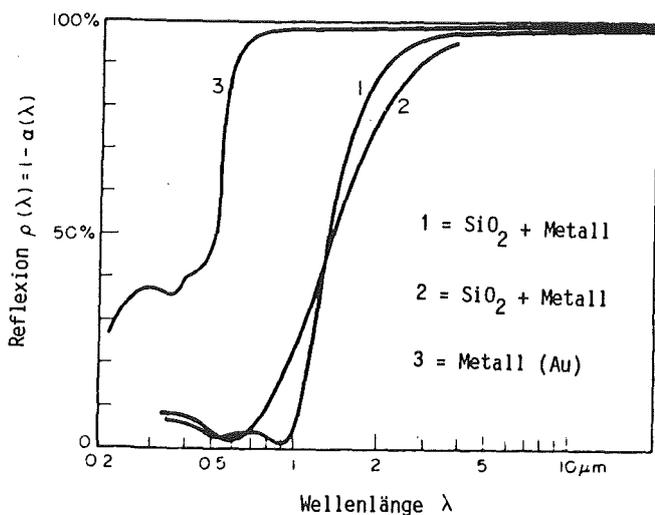


Bild 19: Reflexionsverhalten verschiedener Absorber in Abhängigkeit von der Wellenlänge /59/.

Gold in SiO_2 /59/, Platin in SiO_2 /91/, Gold in Al_2O_3 und MgO /268/, Palladium in SiO_2 /234/, Silber in SiO_2 /165/ und Chrom in Cr_2O_3 /478/ sind einige Stoffsysteme, die zur photothermischen Wandlung als selektive Schichten eingesetzt werden.

Oxidkeramische Isolatoren sind als dünne Schichten generell in einem großen Bereich des optischen Spektrums transparent. Metalle dagegen absorbieren einen Großteil des infraroten Bereiches und zeigen hohe Reflexionskoeffizienten im selben Spektrum /75/. Metallische Einschlüsse in einer oxidkeramischen Matrix kombinieren somit die für die Anwendung photothermischer Energiewandlung günstigen Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes in "Verbundeigenschaften". Fast alle Verfahren zur Herstellung dünner Schichten (vgl. Abschnitt 2.2.4) sind zur Herstellung selektiver Solarabsorber geeignet /257, 465/.

Mechanische Eigenschaftskenngrößen lassen sich z. B. durch Einlagerungen von Metallfasern in eine Matrix aus Oxidkeramik im Vergleich zur reinen Keramik wesentlich verbessern /54/. Thermische Festigkeit wird durch Verhinderung der Rißausbreitung mittels Fasern erreicht /196/.

Einlagerungen von oxidkeramischen Phasenteilchen in einer Metallmatrix steigern - gute Phasenhaftung vorausgesetzt - die Verschleißfestigkeit (Widerstand gegen Abrieb) an der Werkstoffoberfläche /32/. Al_2O_3 - und MgO -Partikel werden für diese Zwecke in zahlreichen Metall-Matrizes eingesetzt /436/.

Besonders das Einbringen oxidkeramischer Teilchen in eine Leichtmetall-Matrix erhöht die Festigkeit bei geringem Gewicht des Bauteils, was wiederum geringe Kosten (Energieeinsparung) z. B. in der Luftfahrt hervorruft.

Kombinationen von metallischen und oxidkeramischen Werkstoffen haben stets bezogen auf einen bestimmten Anwendungsfall eine Verbesserung von Eigenschaften zum Ziel. Spröde und harte Oxidkeramiken besitzen den Nachteil einer nicht allzugroßen Thermoschockresistenz. Duktile

Metalle verfügen zwar z. B. über gute elektrische Leitfähigkeit, besitzen jedoch nicht die Härte und Abriebbeständigkeit von Keramiken. Die Realisierung eines oxidkeramisch-metallischen Verbundwerkstoffes vereinigt jedoch nicht nur die auf die Anwendung bezogenen "günstigen" Eigenschaften seiner Phasen, sondern kombiniert auch bezüglich der Anwendung nachteilige Eigenschaften. Somit stellen Oxid-Cermets bezogen auf Werkstoffeigenschaften immer einen Kompromiß unter Zugrundelegung der Optimierung e i n e r Eigenschaft dar.

2.5 Prüfung.

2.5.1 Allgemeines

Die Verfahren der Werkstoffuntersuchung oder Werkstoffprüfung lassen sich in zwei große Gruppen unterteilen, nämlich in /49/:

- zerstörende Werkstoffprüfung - sie erfordert eine das Bauteil zerstörende Probenahme und
- zerstörungsfreie Werkstoffprüfung - sie prüft Bauteile in ihrer Gesamtheit

Alle den Aufbau oder eine Eigenschaftskenngröße charakterisierenden Meßdaten sind Funktionen der Zustandsgrößen Druck und Temperatur, wobei die stoffliche Zusammensetzung durch den jeweiligen Werkstoff vorgegeben ist /345/. Die Messung dieser Zustandsgrößen bei Oxid-Cermets erfolgt analog der Meßverfahren, die bei anderen Werkstofftypen Anwendung finden.

2.5.2 Zerstörende Untersuchungsmethoden

Zur Überprüfung des Verschleißes bzw. der Abriebbeständigkeit von Oxid-Cermets gibt es keine normierten Prüfverfahren.

2.5.2.1 Haftungstests

Bei allen bisherigen Betrachtungen stellte das Problem der Haftung zwischen den Phasen stets eine Oxid-Cermet-spezifische Problematik dar. Daher liefert die Literatur gerade zur Untersuchung bzw. zur Beurteilung der Haftung zwischen Oxidkeramik und Metall zahlreiche verschiedenartige Untersuchungsmethoden.

Das wesentliche Problem bei Oxid-Cermets ist die Phasenhaftung - und diese ist bei der Prüfung eine nur schwer zugängliche Größe.

Um dennoch Aussagen zur Qualität der Haftung zwischen zwei Phasen eines Oxid-Cermets zu erhalten wird die Haftung in der Regel zwischen zwei diesen Phasen entsprechenden Proben in Form von Folien oder Belägen überprüft. Das "Verbinden" der Proben erfolgt unter den gleichen Bedingungen unter denen auch Phasen des entsprechenden Oxid-Cermets schmelz- oder pulvertechnologisch kombiniert werden.

Unter Haftfestigkeit zwischen zwei Stoffen versteht man die Kraft, die man aufbringen muß, um beide Stoffe zu trennen. Die sicherste und physikalisch am besten definierte Methode ist das senkrechte Abziehen z. B. eines metallischen Belages von seiner oxidkeramischen Unterlage. Das senkrechte Abziehen eines Belages läßt sich anhand unterschiedlicher Versuchsanordnungen durchführen. Eine bewährte Versuchsanordnung bzw. Probenausgestaltung ist im folgenden beispielhaft erläutert /48/:

Ein Probenkörper, z. B. eine Oxidkeramik, wird durch mehrfaches Plasmasprühen mit einem Metall beschichtet. Auf dem so entstandenen, hinsichtlich der Haftfestigkeit zu prüfenden Metallbelag wird ein Bereich mit der Fläche des in Bild 20 mit a bezeichneten Stahlzylinders durch Anreißen vom übrigen Belag abgegrenzt. Dies dient dem Zweck, daß die aufzuwendende Kraft nur zum Ablösen des definierten Bereichs und nicht zum Trennen dieses Bereichs vom restlichen Belag aufgewendet werden muß. Mit dem abgegrenzten Bereich wird nun der Stahlzylinder verklebt,

wobei es gilt einen Kleber zu verwenden, der am Belag und am Zylinder gleich gut haftet. Kleber auf Epoxidharzbasis erfüllen im allgemeinen diese Forderung. Der Prüfling wird nun in eine Zugvorrichtung einer Zerreißmaschine eingesetzt, bei der die Untergrundplatte d von einer Klammer festgehalten wird. Der Stahlzylinder wird senkrecht nach oben weggezogen und unter Anwendung reiner Normalkräfte der Belag abgerissen. Bei Verwendung einer Zerreißmaschine ist auch eine definierte Geschwindigkeit der Krafterhöhung gesichert, sie soll je Sekunde $1000 \text{ N} \pm 100 \text{ N}$ betragen. Der Durchmesser des stempelförmigen Probeteils wird auf $0,1 \text{ mm}$ gemessen. Die Haftfestigkeit H ist die auf die Prüffläche A bezogene Abreißkraft F .

$$H = \frac{F}{A} \text{ (N/mm}^2\text{)} \quad 2.24$$

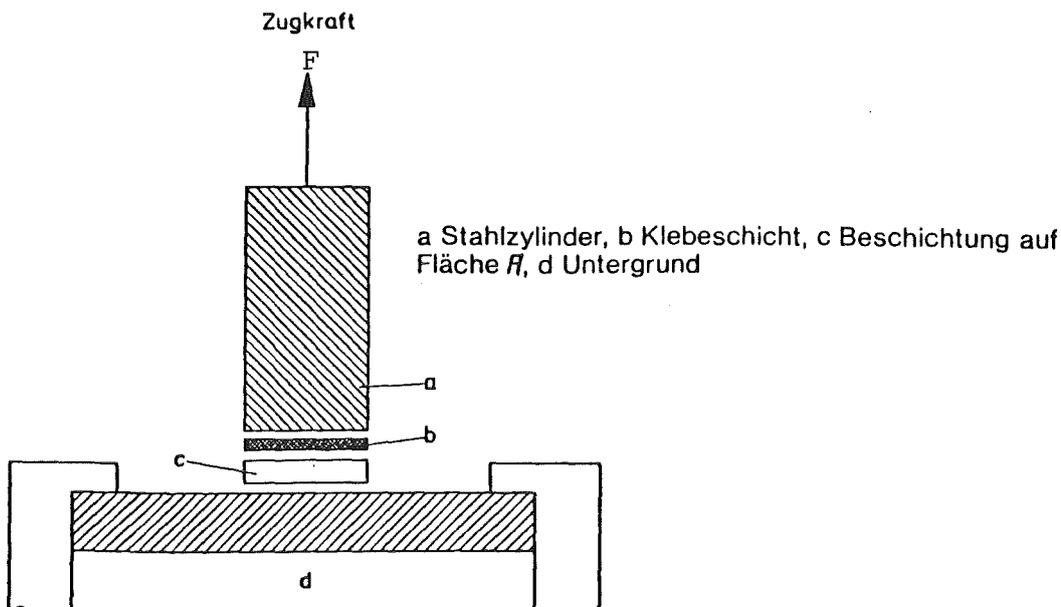


Bild 20: Prinzip der Abreißmethode zur Messung der Haftfestigkeit
/48/

Reißt der Belag nicht in der gesamten Probenfläche ab, so kommen nur die abgerissenen Flächen für die Ermittlung der Haftfestigkeit in Frage. Diese Flächen werden ausplanimetriert und für die Haftfestigkeitsberechnung herangezogen.

Zwei kennzeichnende Erscheinungen werden oft bei derartigen Versuchen beobachtet. Ein Kohäsionsbruch ist im allgemeinen ein Zeichen, daß die Adhäsion größer als die Kohäsion ist und demnach in absoluter Größe mit diesem Meßverfahren nicht zu bestimmen ist. Die gleiche Aussage ist zu machen, wenn der Werkstoffbruch in der Kleberschicht eintritt. In beiden Fällen sind jedoch Formal-Haftfestigkeitswerte bestimmbar. Es kann gesagt werden, daß die eigentliche Haftfestigkeit auf jeden Fall über den gemessenen Werten liegt. Den exakten Wert der Haftfestigkeit erhält man nur von Proben, bei welchen sich der Bruch in der Verbindungsfläche des Belages mit der Oxidkeramik der Grundplatte vollzogen hat.

Bei Belägen mit hoher Haftfestigkeit führt die Abreißmethode infolge Fehlens eines dazu geeigneten Klebstoffes nicht immer zum Ziel. Man ist gezwungen eines der nachstehenden, viel aufwendigeren Verfahren anzuwenden.

Das theoretisch einfachste Verfahren, das Trägheitsverfahren, beruht auf dem Ausnutzen des Trägheitseffektes. Im Belag soll eine Trägheitskraft induziert werden, die den Belag zum Abspringen bringt. In Bild 21 ist das Prinzip der Trägheitsmethode dargestellt.

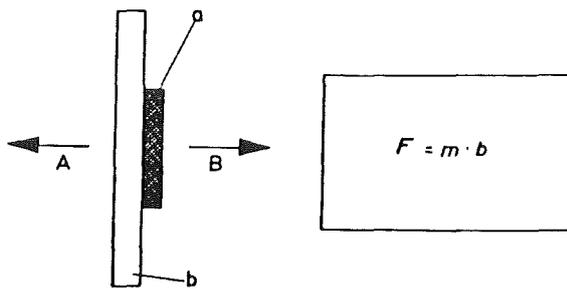


Bild 21: Prinzip der Trägheitsmethode mit den Bewegungsrichtungen A und B /48/

Dabei befindet sich auf einer kleinen Oxidkeramikplatte eine Metallschicht der Masse m . Diese Oxidkeramikplatte wird in Pfeilrichtung A stark beschleunigt oder aus einer gleichförmigen Bewegung in Richtung B stark abgebremst. Dabei kann die auf der Platte befindliche Metallschicht aufgrund ihrer Trägheit von ihr abgerissen werden.

Bei der schnellen Impuls-Vernichtung, die für alle Stöße charakteristisch ist, treten nach dem elementaren Gesetz der Mechanik

$$F = \frac{dL}{dt} \qquad 2.25$$

große momentane Kräfte auf. Die Gleichung besagt, daß große Trägheitskräfte dann auftreten, wenn ein Impuls I oder, weil $I = m \cdot v$, wenn eine Geschwindigkeit v sich in kurzer Zeit dt stark ändert. Bezieht man die Kraft noch auf die Fläche der Metallschicht, so bekommt man die Haftfestigkeit. Die Trägheitsmethoden haben sich jedoch nur unter Benützung sehr aufwendiger Vorrichtungen verwirklichen lassen.

Die meisten der in der Literatur genannten Verfahren zur Bestimmung der Haftfestigkeit zwischen zwei Körpern oder Schichten oder Belägen sind oftmals für spezielle Werkstoffsysteme, ja sogar für spezielle Werkstoffe unter Zugrundelegung bestimmter Anwendungen entwickelt worden.

Tabelle 2.7 enthält eine Auflistung dieser Prüfverfahren in alphabetischer Reihenfolge und dient lediglich einer wertungsfreien Übersicht.

Sofern das gleiche Verfahren unter verschiedenen Namen bekannt ist, sind in der alphabetischen Auflistung alle bekannten Bezeichnungen für dieses Verfahren enthalten (daher Wiederholungen bei geringfügigen Unterschieden in der Bezeichnung).

Eine qualitative Aussage bezüglich der Haftung zwischen oxidkeramischen und metallischen Phasen im Verbund, d. h. im Werkstoff selbst, läßt sich indirekt auch über die Eigenschaftsmessung gewinnen. Die festigkeitssteigernde Eigenschaft von z. B. Glasfasern in Metallmatrizes wird nur

in Erscheinung treten, wenn gute Haftung zwischen den Phasen vorliegt. Eine qualitative Abschätzung der Haftung läßt sich folglich aus gemessenen Eigenschaftswerten wie z. B. der Zugfestigkeit oxidkeramisch-metallischer-Verbundwerkstoffe ableiten.

Prüfverfahren	Prüfverfahren
Abdrückversuch	Quetschversuch
ABP-Test	Rakel-Methode, Abschiebmethode
Abreibmethode, Abreibverfahren, Stirnzugversuch	Reibmethode, Reibversuch
Abschälverfahren	Remissionsmessung
Abscherversuch	Ringabschermethode
Abschiebe- oder Rakel-Methode	Ringmethode
Anreibversuch	Rollenschälversuch
Aufweitversuch	Schälversuch
Biege-Schnitt-Test	Scherversuch oder Stauchversuch
Biegeversuch	Schlaghammerversuch
Doppelbiege-Methode	Schlagversuch
Dornbiegeversuch	Schleuderverfahren
Elektrolytisches Verfahren	Schnittmethode
Erichsen-Tiefungsversuch	Stab- und Abreibmethode
Feilversuch, Feilmethode	Stab- und Ringmethode
Flächenhelligkeitsmessung	Stauch- und Scherversuch
Folienschälversuch	Stirnzugversuch, Abreibmethode
Gardner-Methode	Abreibverfahren
Gelenkhammertest	Temperatur-Wechsel-Versuch
Gitterschnittprüfung	Tiefungsversuch, Tiefziehversuch
Gugunishvili-Versuch	Erichsen-Tiefung
Haftfestigkeitsprüfung nach Dr. Nieth	Torsionsversuch
Hammerversuch, Hammerschlag-Methode	Trägheitsverfahren
Impuls-Methode	Ultraschallprüfung, Ultraschall-Methode
Klebeversuch	Ultrazentrifugen-Methode
Kobaltkegel-Abreibmethode	Verdrehversuch
Löt- oder Klebeversuch	Versuch nach Gugunishvili
Meißelversuch	Walzversuch
MPI-Haftfestigkeitstest	Wasserstoffbehandlung
Näpfchenzieversuch	Wechselbiegungs-Methode
Nieth-Prüfung	Weißgehaltmessung
Nodule-Test	Winkelschälversuch
Ollard-Methode, Ollard-Test	Wickelversuch, Wickelmethode
Pendelhammertest, Pendelhammer-Versuch	Zugscherversuch
Pendelschlagversuch	Zugversuch

Tabelle 2.7: Methoden zur Überprüfung der Haftfestigkeit von Oxidkeramik und Metall.

2.5.2.2 Verschleißtests

Eine weitere Oxid-Cermet-spezifische Problematik ist die Erhöhung des Verschleißwiderstandes durch Einlagerung harter Oxidkeramik-Partikel in eine Metallmatrix, die insbesondere an der Oberfläche verschleißmindernd wirksam werden.

Als Verschleiß wird in der Regel einzig und allein der mechanische Verschleiß bezeichnet. Man versteht darunter die unerwünschte Veränderung von Werkstoffoberflächen durch Verformung und Abtrennung kleiner Teilchen infolge Reibung. Verschleißprüfungen müssen auf das spezielle Problem zugeschnitten sein, da bei dem Verschleiß stets mehrere "Grundelemente" zusammenwirken.

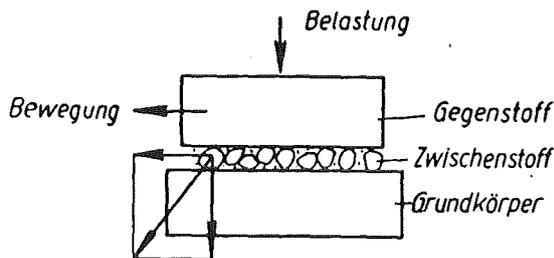


Bild 22: Einflußparameter bei Verschleißmessungen.

Zwischen- und Gegenstoffe können in allen Aggregatzuständen auftreten und die Bewegungsabläufe zwischen Gleiten, Rollen, Stoßen und Strömen variieren /345/.

Ein vielfach bei Oxid-Cermets angewendeter Verschleiß-Test ist der sogenannte "pin on disc"-Test. Bild 23 zeigt den schematischen Aufbau einer geeigneten Testvorrichtung.

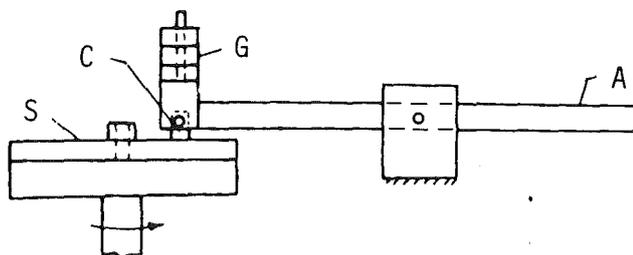


Bild 23: Schematische Darstellung einer "pin on disc"-Verschleißtestvorrichtung /449/.

Durch Gewichte (G) wird die zu testende Oxid-Cermet-Probe (C), befestigt an einem Haltearm (A), auf eine rotierende Scheibe (S) gedrückt. Die Scheibe ist mit einem "Verschleißmittel" wie z. B. Siliciumcarbid beschichtet oder es handelt sich um eine Stahlscheibe mit Relief. Der aus den Gewichten resultierende Anpreßdruck, die Drehgeschwindigkeit der Scheibe und die Art des "Verschleißmittels" auf der Scheibe sind für die Abtrennung von Teilchen aus dem Probenkörper verantwortlich.

Die Ergebnisse eines solchen Tests, z. B. der Gewichtsverlust des Oxid-Cermet-Probenkörpers als Funktion der Zeit, sind jedoch nicht zu verallgemeinern.

Auch bei der Frage nach Verschleißminderung durch oxidkeramische Einlagerungen in eine Metallmatrix stellt die Haftung das zentrale Problem dar. Versagt die Haftung zwischen den Phasen, lassen sich bei mechanischer Beanspruchung der Oberfläche oxidkeramische Einschlüsse leicht aus der Metallmatrix herauslösen und wirken sogar dem eigentlichen Ziel - der Verschleißminderung - entgegen. Sie tragen als "Schmiergelsubstanz" beim Verschleiß der übrigen Oberfläche wesentlich bei.

Im Ergebnis läßt sich hier festhalten, daß eine Verschleißminderung durch oxidkeramische Einlagerungen in einer Metallmatrix nur dann zu erreichen ist, wenn eine hinreichende "Phasenhaftung" gesichert ist. Die Selektion geeigneter Oxid-Cermet-Systeme mit vermindertem Verschleiß durch oxidkeramische Einlagerungen sollte auf der Basis der Zustandsdiagramme bzw. unter Berücksichtigung bekannter Phasengrenzflächenenergien zur Bewertung der möglichen Haftung gemäß der Abschnitte 2.3.3 und 2.3.4 erfolgen.

2.5.3 Zerstörungsfreie Untersuchungsmethoden

Zerstörungsfreie Untersuchungsmethoden an Oxid-Cermets dienen in erster Linie der Erkennung von Defekten bzw. Baufehlern. Folgende Verfahren lassen sich hierzu einsetzen /253, 408, 414, 476/

- Röntgenradiographie/unterschiedliche Absorption der Röntgenstrahlen je nach Atomzahl der Elemente
- Ultraschalluntersuchungen/an Hindernissen findet Beugung und Brechung statt. Die Laufzeit des Schalls wird gemessen (bzw. die Reflexion des Schalls). Dieses Verfahren basiert zum einen auf der Ausbreitungsgeschwindigkeit des Ultraschalls, zum anderen auf der Dämpfung des Ultraschalls.
- Neutronenradiographie/Haftungsbereiche bzw. Grenzflächen können von thermischen Neutronen "abgetastet" werden. Großer Nachteil ist die teure Neutronenquelle.
- Untersuchungen mittels Wirbelstrommethode/die Schwächung der Wirbelströme läßt auf Baufehler schließen.
- optische Holographie/Messung von Oberflächeneffekten
- akustische Holographie/akustische Messung am Gefüge mittels sensitiver Akustiksensoren.
- Thermographie
- Vibrationsmessung/Erkennung von Frequenzänderungen

Zerstörungsfreie Untersuchungsmethoden, insbesondere Ultraschalluntersuchungen und Untersuchungen nach der Wirbelstrommethode, bringen bei Oxid-Cermets die Schwierigkeit mit sich, daß Phasengrenzen (Übergänge von der metallischen zur keramischen Phase), sowie Poren von Baufehlern oftmals nur schwer unterschieden werden können. Besonders bei hohen Dispergentenanteilen läßt sich z. B. die Laufzeit des Schalls nicht mehr bestimmen, da eine zu große Dämpfung durch die eingelagerte Phase eine Auswertung des Ultraschallsignals unmöglich macht.

2.5.4 Gefügeuntersuchung

Methoden zur quantitativen oder qualitativen Gefügeuntersuchung zählen ebenfalls zur zerstörenden Werkstoffprüfung. Ziel der Untersuchung von Oxid-Cermet-Gefügen ist sowohl die quantitative wie auch qualitative Erfassung der Gefügestruktur durch Untersuchung geeigneter Präparate /345/.

Auch im Rahmen der Gefügeuntersuchung stellt die Haftung bzw. fehlende Haftung zwischen den Phasen wiederum ein zentrales Problem dar. Bei der Schliiffherstellung, d. h. bei der Präparation oxidkeramisch-metallischer Verbundwerkstoffe, insbesondere beim Schleifen und Polieren, führt das Herausbrechen oxidkeramischer Bestandteile zu einer abermaligen Zerstörung bereits geschliffener oder polierter Oberflächen, sofern die Haftung zwischen den Phasen versagt.

Zur Beurteilung der Güte eines metallographischen Schliffes wird die Häufigkeit von Ausbrüchen, Kratzern und Ausbruchreliefbildungen an der Oberfläche herangezogen. Diese die Schliffgüte S mindernden Fehler in der Oberfläche eines Werkstoffpräparates lassen sich in Dunkelfeldbeleuchtung lichtoptisch gut erkennen und mittels quantitativer Gefügeanalyse - z. B. mit einem Ibas-Gefügeanalysator (Zeiss/Kontron) - entsprechend ihres Anteils an der Gesamtfläche bestimmen. Die Schliffgüte S wird in der Regel in Prozent angegeben und berechnet sich wie folgt:

Schliffgüte S (in %) = Gesamte Oberfläche des
Präparates (100 %) 2.26
- Flächenanteil der
Fehler (in %)

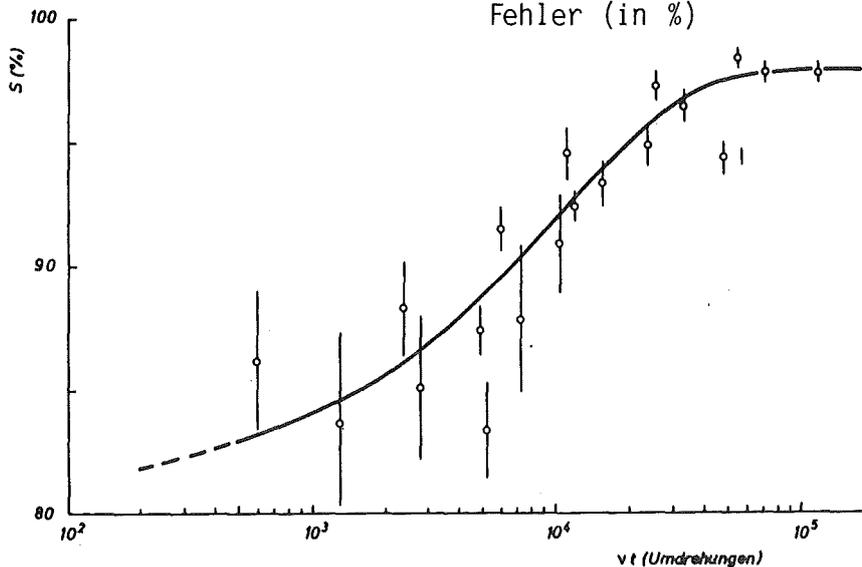


Bild 24: Schliffgüte von UO_2 -Mo-Cermets in Abhängigkeit von der Umdrehungszahl (Polierfrequenz x Polierdauer) /215a/.

Die Schliffgüte läßt sich z. B. in Abhängigkeit von der Gesamtzahl der Umdrehungen der Polierscheibe während des Poliervorganges auftragen. Bild 24 zeigt am Beispiel eines UO_2 -Mo-Cermets, daß mit zunehmender Umdrehungszahl ein deutlicher Anstieg der Schliffgüte und schließlich ein Wendepunkt zu erkennen ist - d. h. eine höhere Zahl von Umdrehungen erhöht nach dem Wendepunkt die Schliffgüte kaum mehr.

Ist nun bei Oxid-Cermets aufgrund schlechter Phasenhaftung mit einem Ausbrechen der oxidkeramischen Phase zu rechnen, dann verschlechtert sich die Schliffgüte gegenüber Werkstoffen mit gut haftenden Phasen aus den zuvor genannten Gründen in hohem Maße. Wesentlich für die Werkstoffpräparation bzw. das zu erzielende Ergebnis bezüglich der präparierten Werkstoffoberfläche eines Oxid-Cermets ist die Haftung der Phasen. Sofern keine oder nur schlechte Phasenhaftung vorliegt gestaltet sich die Herstellung einer den Verbundwerkstoff charakterisierenden Werkstoffoberfläche - d. h. ohne "herausgebrochene" bzw. "herausgelöste" Oxidkeramik-Dispergententeilchen - äußerst schwierig.

Im übrigen sei an dieser Stelle lediglich darauf hingewiesen, daß die bei der Gefügeanalyse notwendigen Kontraste der unterschiedlichen Gefügebestandteile mittels Gaskontrastieren besonders gut erzeugbar bzw. verstärkbar sind. Insbesondere bei Oxid-Cermets hat sich dieses Verfahren bewährt. Eine Erläuterung dazu findet sich in Anhang 6.12.

2.6 Bemerkungen zur Literaturanalyse

Die in den vorangegangenen Abschnitten erörterten Besonderheiten bei der Verbundwerkstoffgruppe der Oxid-Cermets basiert auf einer im Juni 1985 abgeschlossenen Literaturstudie. Jüngere Veröffentlichungen sind daher nicht berücksichtigt.

Bei allen behandelten Themenschwerpunkten, d. h. bei der Technologie, dem Aufbau, den Eigenschaften und der Werkstoffprüfung, trat ein zentrales Problem immer wieder in den Vordergrund - nämlich die Haftung zwischen den Phasen.

Da die Kombination von Werkstoffeigenschaften im Sinne einer Gefügeoptimierung nur bei gut haftenden Phasen möglich ist, ist bei der Werkstofftechnologie bereits auf gute Benetzung der Phasen zu achten. Im Falle des Sinterns mit einer flüssigen und einer festen Phase hat dies z. B. zur Folge, daß die Sintertemperatur aufgrund grenzflächenenergetischer Betrachtungen weit über dem Schmelzpunkt der benetzenden Phase liegen muß.

Entsprechend des Oxid-Cermet-spezifischen Problems der Phasenhaftung beziehen sich Werkstoffuntersuchungen bezüglich der in Rede stehenden Verbundwerkstoffgruppe in besonderem Maße auf Haftungs- bzw. Verschleißtests.

In den folgenden Abschnitten wird unter Berücksichtigung der aus der Literatur gewonnenen Informationen der Gefüge-Elastizitätsmodul-Zusammenhang anhand spezieller pulvertechnologisch hergestellter Oxid-Cermet-Systeme - Eisen-Glas und Gold-Glas - untersucht.

3. Eigene Untersuchungen

3.1 Technologie von Glas-Cermets

3.1.1 Auswahl des Herstellverfahrens

Glas-Metall-Verbundwerkstoffe sind dadurch gekennzeichnet, daß mindestens eine amorphe Keramikphase und eine metallische Phase in einem Werkstoff kombiniert sind. Im allgemeinen bezeichnet man mit Glas einen amorphen Werkstoff. Tritt dagegen eine polykristalline Struktur auf, so spricht man üblicherweise von Glaskeramik. Kristallines SiO_2 wird üblicherweise nicht als Glas bezeichnet.

Zur Überprüfung bisher bekannter Ansätze sowie eines neuen Modellansatzes einer Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation zweiphasiger Oxid-Cermets wurden die anwendungsorientierten Werkstoffpaarungen Gold-Glas /311/ (Oxid-Cermet zur Herstellung von Medaillen, Gedenkmünzen, Schmuck etc.) und Eisen-Glas /34, 37, 221, 310/ (Oxid-Cermets zur Herstellung von Großserien-Eisen-Sinterteilen) herangezogen.

Überlegungen zur Herstellung oxidkeramisch-metallischer Verbundwerkstoffe lassen aus verschiedenen Gründen die schmelztechnologische Methode der Formgebung ausscheiden /313/. Unterschiedliche Schmelz- bzw. Erweichungspunkte zwischen Gold und Glas bzw. Eisen und Glas hätten bei einer gemeinsamen "Schmelztemperatur" hohe Verdampfungsverluste des Glases zur Folge. Die großen Dichteunterschiede zwischen Gold mit $19,3 \text{ g/cm}^3$ und Glas mit $2,6 \text{ g/cm}^3$ würden zur Entmischung der Phasen führen. Desweiteren bestünde die Gefahr der Reaktion oxidischer Bestandteile des Glases mit dem Eisen und des dabei entstehenden Eisenoxids mit dem Glas. Die Werkstoffphasen entsprächen dann nicht mehr den Komponenten.

Demnach kommt als Technologie der Gold-Glas und Eisen-Glas-Cermets - wie bei vielen Oxid-Cermets - ausschließlich die Pulvertechnologie

in Frage. Zur Herstellung der zur Messung des Elastizitätsmoduls im Zugversuch erforderlichen Zugproben sind Verdichtung und Formgebung in einem Arbeitsgang zusammengefaßt.

3.1.2 Darstellung verwendeter Pulver

Die zu kombinierenden Pulver wurden unter dem Gesichtspunkt der Realisierung einer intakten Metallmatrix einerseits mit Glaseinlagerungen unterschiedlicher Form und andererseits unter Zugrundelegung unterschiedlichen Benetzungsverhaltens mit der Metallmatrix ausgewählt.

Gold als Matrixwerkstoff besitzt den Vorteil, keinerlei Reaktionen mit Glas einzugehen und kann in Luftatmosphäre gesintert werden.

Eisen liegt mit seinem Elastizitätsmodul weit über den Eigenschaftswerten handelsüblicher Gläser, muß zum Erhalt des einphasigen α -Eisens jedoch unter reduzierender Atmosphäre gesintert werden.

Zur Herstellung der Matrixphasen wurden folgende Metallpulver ausgewählt.

- Feingold (Au 99, 999) der Firma Degussa
 - wasserverdüstertes Pulver
 - durchschnittliche Teilchengröße $\leq 63 \mu\text{m}$
 - spezifisches Gewicht $\rho = 19,3 \text{ g/cm}^3$

- Eisen (WPL 200) der Firma Mannesmann
mit folgender chemischer Zusammensetzung

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%O(H ₂ -loss)	%O _{gesamt}
$\leq 0,2$	0,05	0,20	0,015	0,015	$\leq 0,2$	$\leq 0,22$

Tabelle 3.1 Chemische Zusammensetzung des Eisenpulvers WPL 200

- wasserverdüstetes Pulver
- Teilchengröße 63 - 200 μm
- spezifisches Gewicht $\rho \sim 7,7 \text{ g/cm}^3$

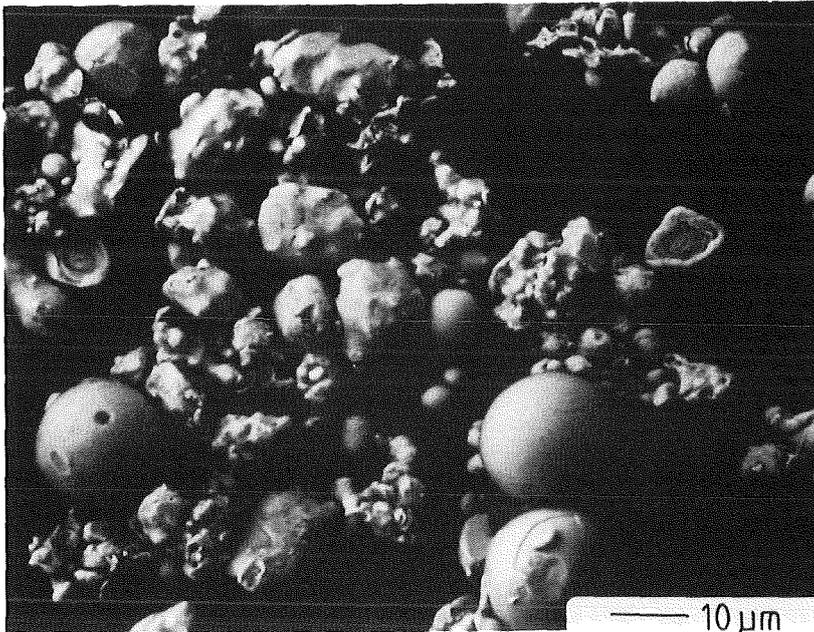


Bild 25: Wasserverdüstetes Feingold-Pulver im Rasterelektronenmikroskop,
 $V = 1000 \times$

Wegen seiner hohen Duktilität läßt sich das unlegierte Goldpulver sehr gut verpressen.

WPL 200 wurde wegen seiner für die pulvertechnologische Formgebung günstigen Eigenschaften wie z. B.

- niedrige Fülldichte (ca. $2,6 \text{ g/cm}^3$)
- hohe "Grünfestigkeit"
- hohe Kompressibilität und
- chemische Reinheit

als Matrixwerkstoff eingesetzt.

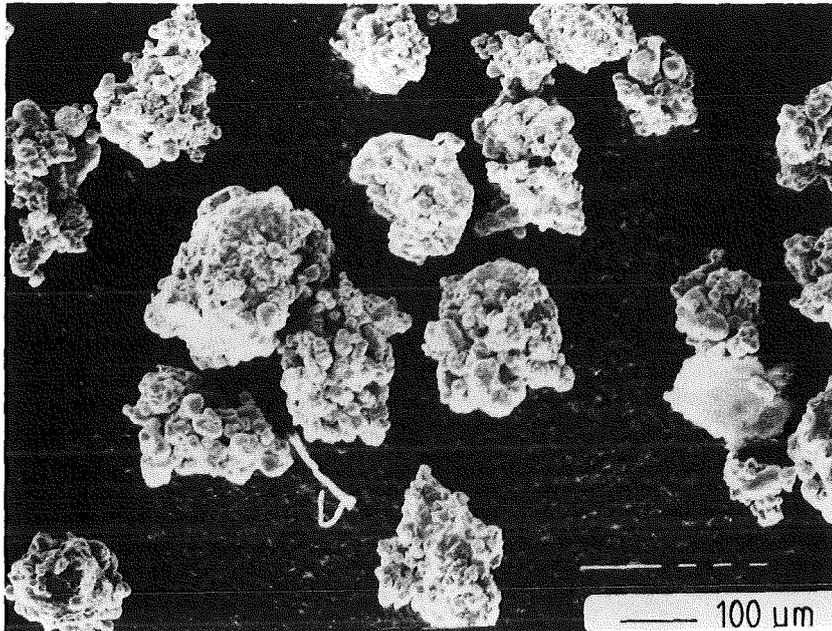


Bild 26: Wasserverdüstertes Eisen-Pulver WPL 200 im Rasterelektronenmikroskop, $V = 100 \times$

Die Auswahl verschiedener Glasdispergenten orientierte sich an der Forderung nach unterschiedlichen Einlagerungsformen, an der Forderung nach guter Benetzung zwischen Matrix und Dispergent während des Sinterprozesses, d. h. an der Forderung nach guter Haftung zwischen den Phasen. Zur Untersuchung des Einflusses nicht vorhandener Haftung zwischen Matrix und Dispergent auf den Elastizitätsmodul von Oxid-Cermets wurde desweiteren amorphes SiO_2 als Einlagerungsphase ausgewählt.

Folgende Glasfritten wurden demnach als Dispergentengläser eingesetzt:

- Glas Typ "0123" (Degussa)/Borosilikatglas
 - irreguläre Gestalt
 - benetzt gut mit Eisen und Gold /310, 311/

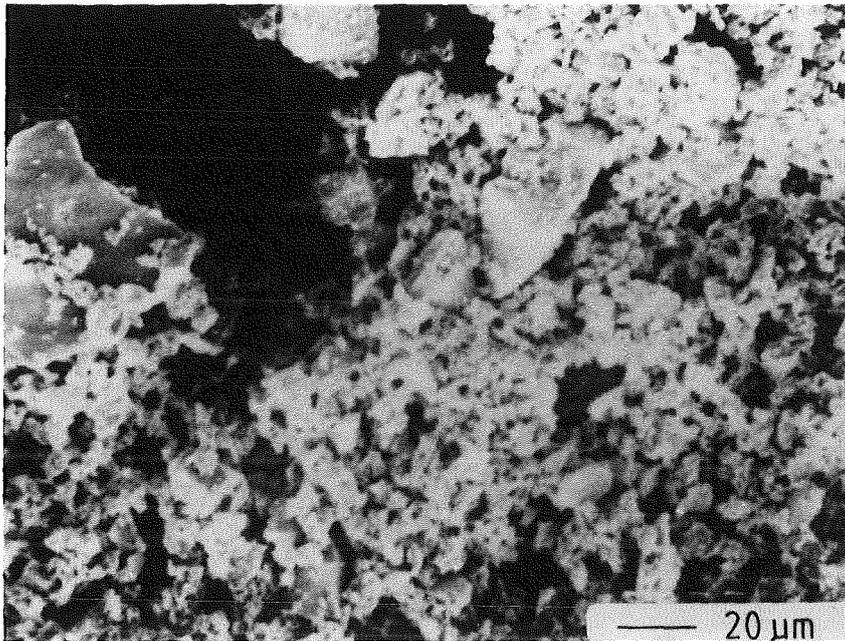


Bild 27: Glasfritte Typ "0123" im Rasterelektronenmikroskop,
V = 500 x

- Microglaskugeln "Micro" (Potters Ballotini)/E-Glas
 - sphärische Gestalt (nahezu Kugelform)
 - benetzt gut mit Eisen und Gold (wie Glas Typ "0123")

- amorphes SiO_2 "SiO₂" (Degussa)
 - irreguläre Gestalt
 - keine Benetzung, da Erweichungsbeginn erst bei ca. 1740 °C / liegt beim Sintern als Festphase vor

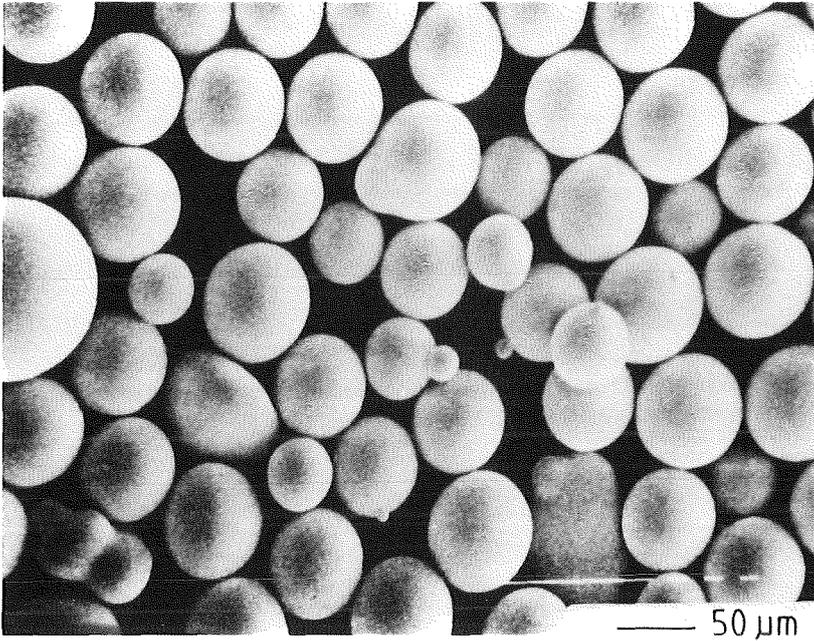


Bild 28: "Micro"-Glaskugeln im Rasterelektronenmikroskop, $V = 200 \times$

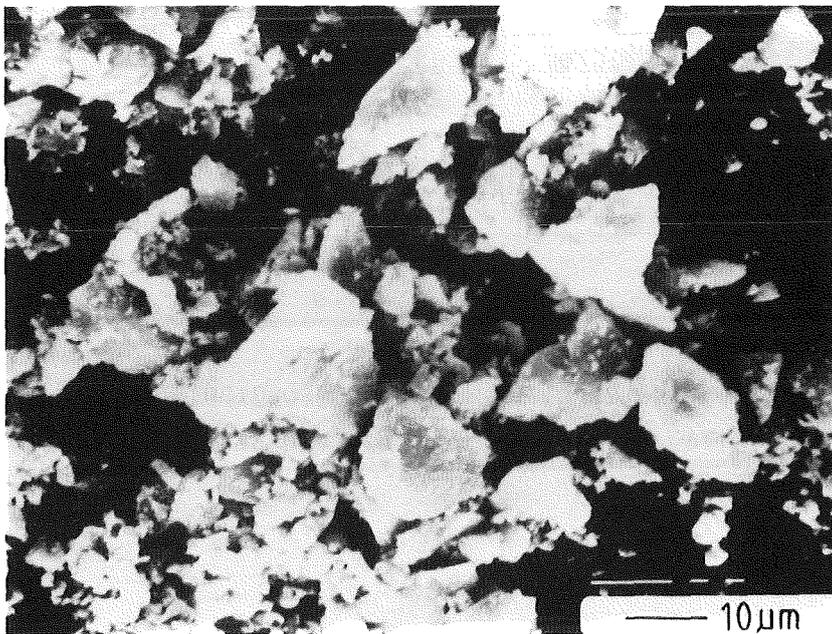


Bild 29: SiO₂-Partikel im Rasterelektronenmikroskop, $V = 1000 \times$

Glas Zusammensetzung	"O123"	"Micro"	"SiO ₂ "
SiO ₂	52,0	72,8	99,9
B ₂ O	16,0	-	-
PbO	10,0	-	-
Na ₂ O	9,0	13,3	-
CaO	-	8,0	-
ZrO ₂	5,0	-	-
Al ₂ O ₃	6,0	1,3	-
MgO	-	3,9	-
sonst.	2,0	0,7	0,1
Dichte	2,60	2,47	2,65
durchschnittliche Größe der Partikel	10 µm	50-100 µm	20 µm
Erweichungstemperatur	600°C	730°C	1740°C

Tabelle 3.2 Chemische Zusammensetzung und technische Daten zu den Glasfritten

Die in Tabelle 3.2 dargestellten Glasdaten stammen von den Herstellern. Dichte und Größe der Partikel beziehen sich auf Durchschnittswerte. Die Erweichungstemperatur des amorphen SiO₂ stammt aus der Literatur /407/.

3.1.3 Kombination, Formgebung und Sinterprozeß

Bei pulvertechnologischer Formgebung von Oxid-Cermets ist es erforderlich, durch geeignete Mischverfahren eine homogene Verteilung der Einlagerungsteilchen zu erreichen.

Gold und Glas lassen sich aufgrund großer Dichteunterschiede nur in einer beide Komponenten benetzenden Flüssigkeit mischen. Zahlreiche Versuche im Taumelmischer führten zu Entmischungen, beste Mischergebnisse wurden in einer Art "Kaffeemühle" bei hoher Drehzahl unter Verwendung von Benzoläther erzielt. Anschließendes Trocknen bei ca. 100 °C lieferte homogene Mischungen zur Formgebung.

Die Eisen-Glas-Gemische weisen hingegen geringere Dichteunterschiede der Komponenten auf. Der Mischvorgang im Taumelmischer unter Beigabe von ca. 1 Gew.% Wachs (Stearin) als Preßhilfe ergab daher eine gute Verteilung des Glases.

Die Vorverdichtung der jeweiligen Pulvermischungen erfolgte durch einaxiales Kaltpressen. Zur Erzeugung eines definierten Werkstoffgefüges ist Kenntnis über das Preßverhalten der zu verdichtenden Pulver notwendig. Hierzu wurden zunächst Preßstudien in Matrizen zur Erzeugung zylindrischer Proben mit einem Probendurchmesser von 15 mm durchgeführt. Bild 30 zeigt die Verdichtungskurven der reinen Metalle Eisen und Gold, d. h. die relativen Preßlingsdichten in Abhängigkeit vom Preßdruck.

Der Maximaldruck war durch die äußerste Belastbarkeit des Preßwerkzeuges vorgegeben und betrug 650 MPa. Bei einem Preßdruck unter 170 MPa beim Eisen und unter 150 MPa beim Gold erlaubten die erzielten Grünfestigkeiten keine Handhabung der Proben. Die Preßkurven beziehen sich demnach im Falle des Eisens auf zu erreichende relative Dichten bei einem Preßdruck zwischen 170 MPa und 650 MPa, und im Falle des Goldes auf zu erreichende relative Dichten bei einem Preßdruck zwischen 150 MPa und 650 MPa.

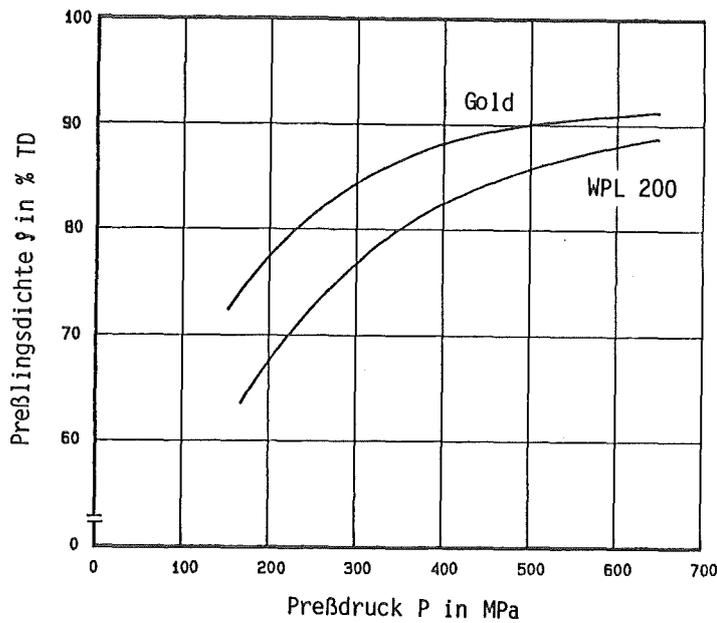


Bild 30: Preßbarkeitsschaubild von Eisenpulver WPL 200 und Goldpulver.

Desweiteren wurden Preßstudien mit den Eisen-Glas bzw. Gold-Glas-Pulvermischungen durchgeführt. Dabei ergab sich sowohl für die Eisenmatrix als auch für die Goldmatrix ein maximal zulässiger Glasanteil. Eisen-Glasmischungen ließen sich bis zu einem Volumenanteil von 45 % Glas und Gold-Glas-Mischungen bis zu einem Volumenanteil von 55 % Glas rißfrei verpressen. Bei höheren Glasgehalten traten Querrisse im Preßkörper zum Vorschein bzw. die Proben waren im Falle des Eisens nicht mehr handhabbar.

Bild 31 zeigt Preßstudien an Eisen-Glas-Pulvern, wobei der Glasanteil ausgehend vom reinen Eisen in Staffeln um jeweils 5 Vol.% erhöht und mit einem konstanten Preßdruck von 600 MPa gepreßt wurde.

Bis zu einem Glasanteil von 20 Vol-% erhöht sich sogar die Preßlingsdichte mit zunehmendem Glasgehalt. Bereits bei 25 Vol-% Glaseinlagerungen fällt die zu erreichende relative Dichte stark ab, was entsprechend der Ausführungen in Abschnitt 2.2.2.5 auf eine sehr frühe Auflösung der Eisenmatrix hindeutet. Preßstudien an Gold-Glas-Pulvermischungen zeigen ähnliche Ergebnisse.

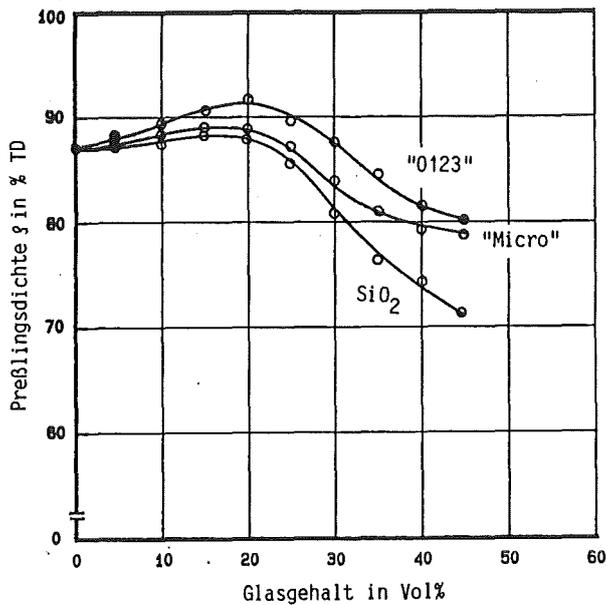


Bild 31: Preßlingsdichte eines Eisen-Glas-Cermet in Abhängigkeit von der Konzentration.

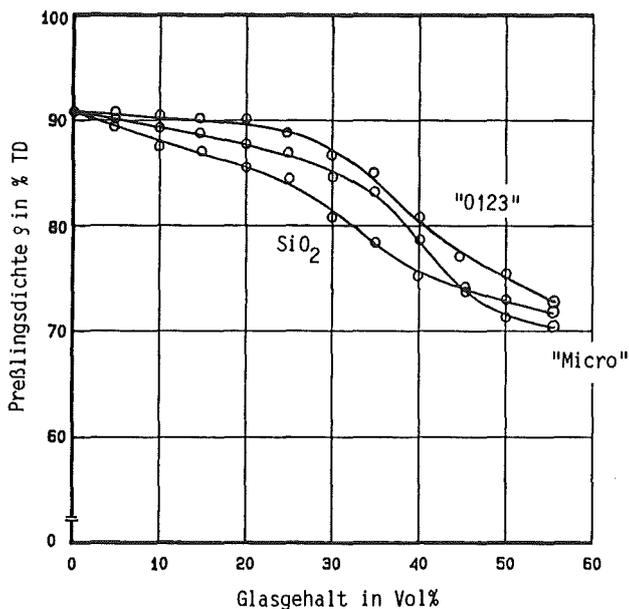


Bild 32: Preßlingsdichte eines Gold-Glas-Cermet in Abhängigkeit von der Konzentration.

Die Preßstudien an Gold-Glas-Pulvermischungen gemäß Bild 32 ergaben zwar keinen Anstieg der zu erreichenden relativen Dichte mit zunehmendem Glasgehalt bis zu einem bestimmten Wert, jedoch konnte im Bereich von 30 Vol-% Glasanteil ebenfalls ein geringer Dichteabfall des Ver-

bundes festgestellt werden. Scheinbar vollzieht sich die allmähliche Auflösung der Goldmatrix etwa ab einem Glasanteil von 30 Vol-%.

Bild 33 zeigt Preßstudien an Eisen-Glas-Pulvermischungen, wobei der Glasgehalt aller Glastypeen exakt 20 Vol-% beträgt. Zum Vergleich ist die Verdichtungskurve des reinen Eisens ebenfalls eingezeichnet.

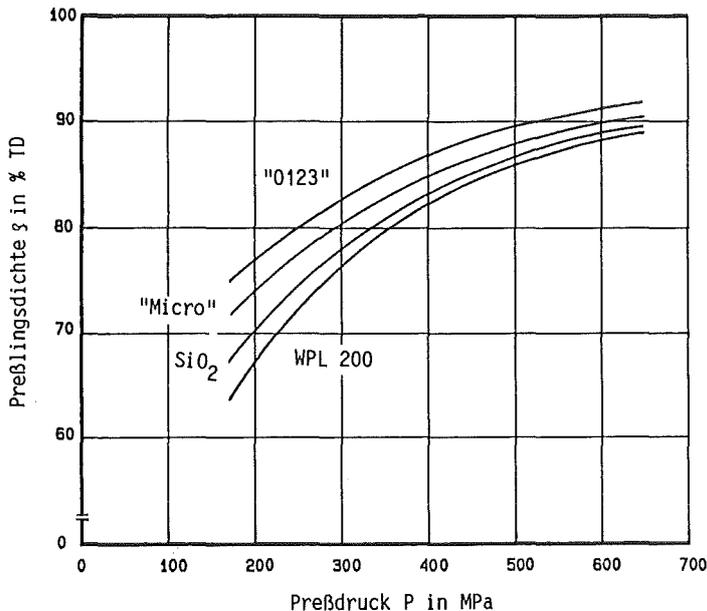


Bild 33: Preßbarkeitsschaubild von Eisen-Glas-Pulvermischungen und reinem Eisenpulver.

Verglichen mit der Raumerfüllung des reinen Eisens lassen sich die Eisen-Glas-Mischungen mit 20 Vol-% Glas bei gleichem Preßdruck stärker verdichten.

In Bild 34 sind entsprechende Preßstudien an Gold-Glas-Pulvermischungen bei einem Glasgehalt von ebenfalls 20 Vol-% dargestellt.

Auch hier ist zunächst der gleiche Effekt wie bei den Eisen-Glas-Preßversuchen zu erkennen. Bei Zugabe von Glas wird im Vergleich zum reinen Gold eine höhere relative Dichte erzielt. Jedoch verschwindet dieser Effekt bei einem Preßdruck von ca. 500 MPa wieder.

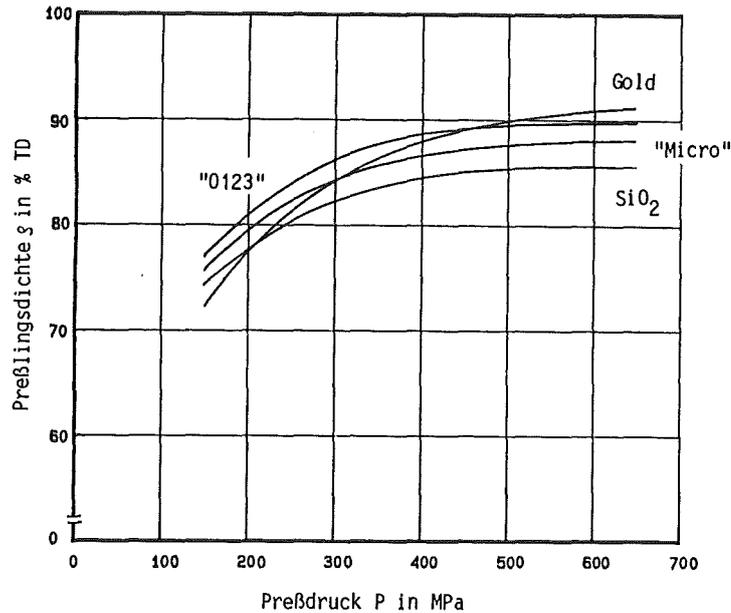


Bild 34: Preßbarkeitsschaubild von Gold-Glas-Pulvermischungen und reinem Gold-Pulver.

Die in den Pulvermischungen gut verteilten Glaspartikel füllen demnach aufgrund ihrer geringen Partikeldurchmesser die beim Pressen von den Matrixwerkstoffen nicht ausgefüllten Bereiche zwischen den durch das Kaltpressen deformierten Metallpartikeln aus und erhöhen somit die relative Dichte des Preßkörpers. Die Tatsache, daß der Effekt des "Auffüllens" der Zwischenräume zwischen den verpreßten Metallpartikeln im Falle der Goldmatrix nicht so ausgeprägt ist, bzw. bei einem Preßdruck ab ca. 500 MPa ganz entfällt, liegt sicherlich an der Duktilität des Goldes. Glaspartikel füllen daher nicht mehr Zwischenräume aus, sondern werden in die Goldpartikel "hineingedrückt". Gegenüber dem reinen Gold kann sich die relative Dichte dann nicht mehr erhöhen.

Pulvermischungen mit anderen Glaskonzentrationen zeigen ähnliches Verhalten - ihre Darstellung erübrigt sich.

Verdichtungskurven an den Pulvermischungen Eisen-Glas und Gold-Glas lieferten die technologischen Informationen hinsichtlich eines beginnenden Matrixwechsels bzw. hinsichtlich einer Matrixauflösung im Falle des Eisens bei ca. 25 Vol-% Glaseinlagerung und im Falle des

Goldes bei ca. 30 Vol-% Glaseinlagerung. Zur Gewährleistung reproduzierbarer Werkstoffeigenschaften bei intakten Metallmatrizes werden zur Herstellung der Zugproben die ermittelten "kritischen" Glasanteile, bei denen sich die Matrizes beginnen aufzulösen, als obere Konzentrationsgrenzen für den Glasdispergenten nicht überschritten. Eigenschaftsuntersuchungen an Proben mit einem Glasanteil "nahe" des Matrixwechsels ist besondere Aufmerksamkeit zu schenken.

Bereits im Abschnitt 2.2.2.5 der Literaturanalyse ist aufgezeigt worden, daß technologische Diagramme - wie z. B. die Preßlingsdichte in Abhängigkeit von der Konzentration - Auskunft darüber geben, wo unter den gegebenen Randbedingungen der Pulvercharakteristiken mit einem Matrixwechsel zu rechnen ist. Beachtung dieser Informationen soll verhindern, daß genau diejenigen Konzentrationsbereiche des Dispergenten bei der Herstellung von Oxid-Cermets ausgewählt werden, die aufgrund kleinster Konzentrationsänderung sehr starke Eigenschaftsänderungen infolge eines Matrixwechsels mit sich bringen. Die Reproduzierbarkeit der Werkstoffeigenschaft ist dann nicht mehr gewährleistet. Der Bereich der Reproduzierbarkeit der Eigenschaften von Oxid-Cermet liegt demnach vor oder hinter dem Bereich des Matrixwechsels.

Durch die Beschränkung des maximalen Glasanteils im Falle einer Eisenmatrix mit 25 Vol-% und im Falle der Goldmatrix mit 30 Vol-% liegt man im Bereich der Metallmatrix - also vor dem Matrixwechsel hin zur oxidkeramischen Matrix. Auf eine Überprüfung dieser technologischen Informationen aus den Preßstudien mittels der Sinterkurven entsprechend der Feststellungen aus der Literaturstudie in Abschnitt 2.2.2.6 kann daher verzichtet werden.

An den zylindrischen Eisen-, Eisen-Glas-, Gold- und Gold-Glas-Preßkörpern aus den Verdichtungsstudien wurden in weiterführenden Sinterversuchen bzw. dilatometrischen Versuchen Untersuchungen des Sinterverhaltens durchgeführt.

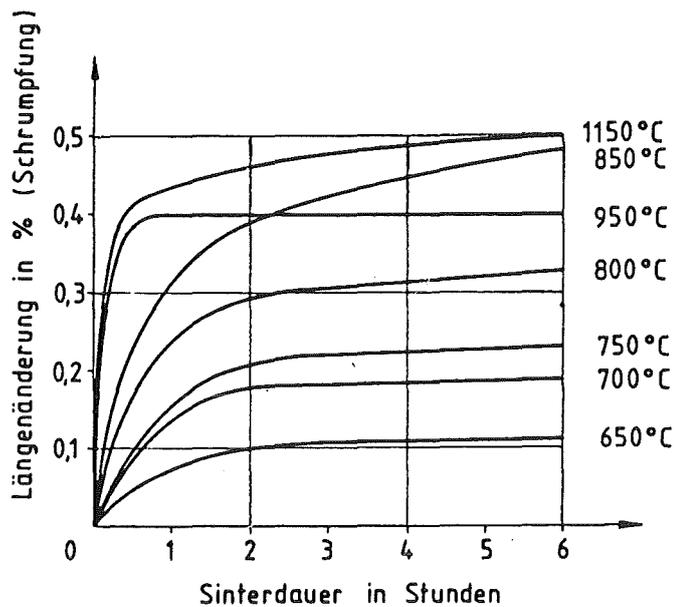


Bild 35: Dilatometerversuche an Eisen-Preßkörpern aus Eisen WPL 200.

Sinterstudien im Dilatometer zeigen in Bild 35 das Sinterverhalten von Eisen-Preßkörpern mit einer Grünlingsdichte von 90 % der theoretischen Dichte. Als Maß für die Sinterkinetik wurde die Längenänderung bzw. Schrumpfung der exakt 24,7 mm langen Preßlinge herangezogen. Ein "dilatometrisches Sintern" konnte bei Eisen bereits bei 630 °C festgestellt werden, wobei das Eisen bei dieser relativ niedrigen Temperatur ein nur geringes Diffusionspotential aufweist. Bei 850 °C (α -Bereich) zeigt Eisen bereits ein wesentlich höheres Diffusionspotential, das jedoch gleich nach der α - γ -Umwandlung zunächst wieder sinkt.

Bild 35 zeigt durch den Sintervorgang hervorgerufene prozentuale Längenänderungen der zylindrischen Proben in Abhängigkeit von der Sinterdauer. Die geringe Diffusionskinetik bei 950 °C resultiert aus der α - γ -Umwandlung des Eisens.

Der aus den Sinterstudien an reinem Eisen hinsichtlich eines hohen Maßes an Schrumpfung (\cong gute Verdichtung) resultierenden Forderung nach möglichst hohen Sintertemperaturen steht die Tatsache eines erhöhten Abdampfverlustes (\cong Masseverlust) der verwendeten Gläser bei Temperaturen über 1150 °C entgegen (Bild 36).

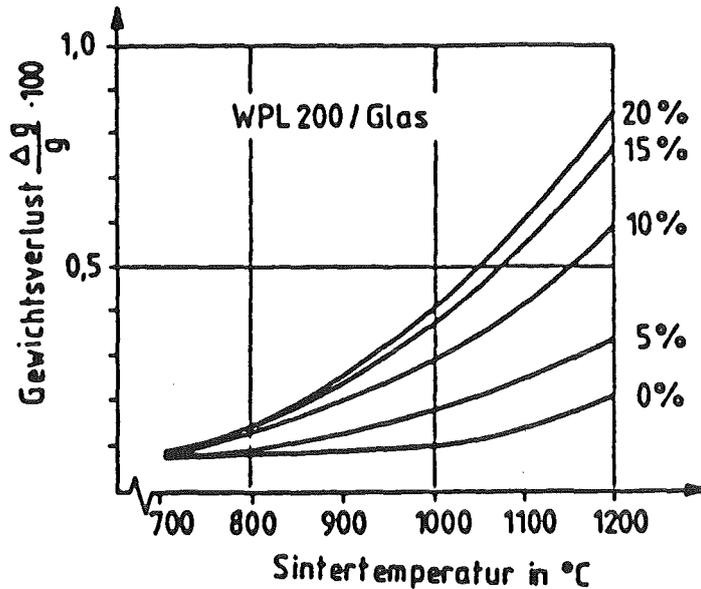


Bild 36: Abdampfverhalten von Glas in Abhängigkeit von der Sintertemperatur. Sinterdauer: 1h

Die Dilatometerversuche an Eisen gemäß Bild 35 reflektiert an den Abdampfverlusten der einzusetzenden Gläser gemäß Bild 36 lassen eine Sintertemperatur für die in Rede stehenden Eisen-Glas-Preßkörper von 1150⁰ als geeignet erscheinen.

Zur Verhinderung von Oxidation bzw. Perlitbildung des Eisens wurde unter reiner Wasserstoffatmosphäre gesintert. Eine Sinterdauer von zwei Stunden orientiert sich an industriellen Maßstäben für Großserien-Sinterteile aus Eisen.

Dilatometerversuche an Gold ergaben ein "dilatometrisches Sintern" des Goldes bei ca. 630⁰C.

Bei etwa 800⁰C konnte durch Erhöhung der Sintertemperatur die Schrumpfung der Gold-Preßkörper während des Sinterprozesses kaum mehr erhöht werden. Nach einer Sinterdauer von drei Stunden konnte keine Längenänderung des Sinterlings mehr festgestellt werden - das Material war somit "ausgesintert". Die eigentliche Verdichtung und Formgebung der für Zugversuche bestimmten Zugproben erfolgte mittels einaxialer, halbautoma-

tischer, hydraulischer Pulverpresse der Firma Komage (Pulverpresse S 30).

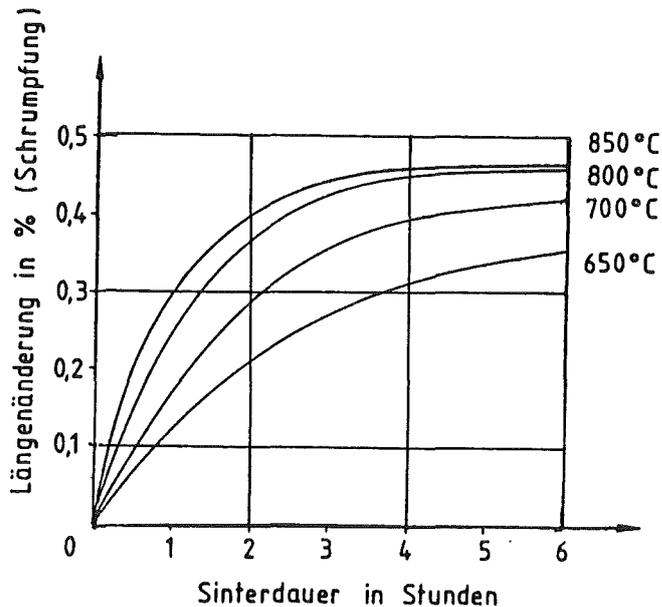


Bild 37: Dilatometerversuche an Gold-Preßkörpern.

Zur Überprüfung der in Abschnitt 3.2.3 dargestellten Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation wurden in Anlehnung an DIN 50125 Zugproben nach den Maßen in Bild 38 pulvertechnologisch gefertigt (WK II-Format, Universität Karlsruhe).

Durch Variation des Preßdruckes zwischen 200 MPa und 600 MPa konnten an reinem Gold Porositäten zwischen 5 und 30 % bzw. an reinem Eisen Porositäten zwischen 5 und 25 % bewußt erzielt werden. Für den Zerreiversuch (Abschnitt 3.3.2) wurden jeweils zehn Gold-Zugstäbe à 5, 10, 15, 20, 25 und 30 % Porosität und jeweils zwei Gold-Zugstäbe mit den gleichen Porositäten zur quantitativen Gefügeanalyse (Abschnitt 3.3.1) sowie zehn Eisen-Zugstäbe à 5, 10, 12, 13, 15, 20 und 25 % Porosität für den Zerreiversuch (Abschnitt 3.3.2) und zwei Eisen-Zugstäbe mit den gleichen Porositäten zur quantitativen Gefügeanalyse (Abschnitt 3.3.1) hergestellt.

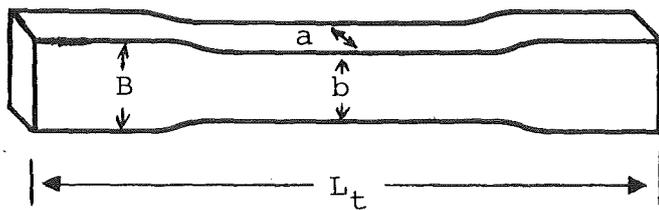


Bild 38: Zugprobe im WK-II-Format

- Gesamtlänge $L_t = 65,10 \text{ mm}$
- Kopfbreite $B = 7,15 \text{ mm}$
- Probenbreite $b = \varnothing 4,10 \text{ mm}$
- Probendicke $a = \varnothing 4,00 \text{ mm}$
- Oberfläche $A = 340,00 \text{ mm}^2$

Die Überprüfung der Porositäten erfolgte mittels Auftriebmethode bzw. quantitativer Gefügeanalyse (Gegenüberstellung der Meßwerte siehe Abschnitt 3.3.1).

Bei der Herstellung der Glas-Metall-Cermets war auch bei dem auf das Werkzeug bezogenen zulässigen Höchstdruck von 650 MPa eine Restporosität nicht zu vermeiden. Durch Variation des Preßdruckes bei unterschiedlichen Glasgehalten und unterschiedlichen Matrixmaterialien wurde die Restporosität je Glastype zum Zwecke des besseren Vergleichs der in Zugversuchen zu ermittelnden und aus Gefügeparametern zu berechnenden Elastizitätsmoduli auf ein gleiches Maß "eingestellt". Somit war die Restporosität z. B. eines Eisen-Glas-Cermets je Glastype bei unterschiedlichen Konzentrationen des Glasdispergenten immer gleich.

Gold-Glas-Mischungen ließen sich bis zu einem Glasanteil von 30 Vol-%, Eisen-Glas-Mischungen nur bis zu 25 Vol-% Glas einwandfrei verpressen. Oxid-Cermet-Kombinationen mit höheren Glasanteilen weisen nach dem Pressen Risse quer zur Preßrichtung auf, die auf ein "Rückfedern" des Glases beim Entspannen zurückzuführen sind.

Die Differentialthermoanalyse an Gold-Glas-Proben lieferte keinen Hinweis auf Umwandlungen bzw. Reaktionen. Die porösen Gold-Zugproben bzw. die Glas-Gold-Zugproben mit 5, 10, 15, 20, 25 und 30 Vol-% Glas konnten demnach unter Luftatmosphäre bei 800 °C drei Stunden lang in einem Muffelofen gesintert werden.

Die porösen Eisen-Zugstäbe, sowie die glashaltigen Eisen-Proben mit 5, 10, 15, 20 und 25 Vol-% Glas mußten unter reduzierender Atmosphäre der Temperaturbehandlung unterzogen werden. Im Durchstoßofen der Firma Prometheus erfolgte dies bei 1150 °C unter reiner Wasserstoffatmosphäre mit einer Sinterdauer von zwei Stunden.

Gefügebildungen sind im Rahmen der Probenentnahme in Abschnitt 3.3.1.3 dargestellt.

Der Einfluß der Sinteratmosphäre wurde an anderer Stelle /246/ durch Zugversuche an in einem Bandofen des Sintermetallwerkes Krebsöge bei 1120 °C in Endogas ca. drei Stunden gesinterten Werkstoffen untersucht. Perlitisches Gefüge hatte Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften zur Folge.

3.2 Zur Theorie der Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation

3.2.1 Zweck einer Gefüge-Eigenschafts-Korrelation

Die Kenntnis über Gefüge-Eigenschafts-Gleichungen ermöglicht Hilfestellungen auf dem Gebiet der Werkstoffforschung und Werkstoffentwicklung /343, 350a/. Überall dort, wo extreme Zustandsbedingungen direkte Eigenschaftsmessungen erschweren oder nicht zulassen (z. B. im Reaktorbetrieb) kann die Gefüge-Eigenschafts-Gleichung zumindest eine Abschätzung der Werkstoffeigenschaften liefern.

Sie erweitert die konventionelle Qualitätskontrolle, indem sie Eigenschaftsbestimmungen mittels quantitativer Gefügeanalyse ohne direkte

Eigenschaftsmessung ermöglicht.

Desweiteren gestattet sie die Konstruktion "maßgeschneiderter" Werkstoffe, indem im Sinne einer Gefügeoptimierung vorausberechnete Eigenschaftsverbesserungen realisiert werden können.

Gerade die durch Aspekte der Wirtschaftlichkeit und des Umweltschutzes angesprochene Gefügeoptimierung erfordert ausreichende Kenntnis über den Gefüge-Eigenschafts-Zusammenhang. In zunehmendem Maße werden Werkstoffentwicklungen durch den Zwang der Materialkostenreduzierung angeregt.

Knappe und verknappende Elemente in Werkstoffen sollten möglichst durch hinreichend im Inland vorhandene ersetzt werden. Am Beispiel des Münzgoldes für Gold-Ronden zur Herstellung von Gedenkmünzen und Medaillen wurde der volumenbezogene Goldanteil durch Substitution des Kupfers (5 Gew.%) durch Glas (5 Gew.% \cong 27 Vol-%) unter Einhaltung des Punzierungsgesetzes um ca. 1/3 verringert /311/. Die mechanischen Eigenschaften wie der Elastizitätsmodul, sowie der Verschleiß durch Abrieb, durften sich nicht wesentlich verschlechtern.

Das aufwendige Auskochen des Härtereibades bei nitriehärteten Großserie-Eisen-Sinterteilen veranlaßte zur Schließung der zum Teil offenen Porosität durch Einlagerung einer Glasphase /310/. Auch hier galt die Forderung nach zumindest gleichbleibenden mechanischen Eigenschaften. Die Information über den Gefüge-Eigenschafts-Zusammenhang ermöglicht die Abschätzung der Eigenschaftsänderung bei Substitution einer Werkstoffphase bzw. beim "Auffüllen" der Poren durch eine Zweitphase.

Umweltbelastende Komponenten wie z. B. Cadmium in Kontaktwerkstoffen /377/, Beryllium in Federkontakten oder Asbest in Bremsbelägen gilt es durch ökologisch unbedenkliche Stoffe zu ersetzen, wobei die technologisch genutzten Eigenschaften der bisherigen Werkstoffe zumindest erhalten, wenn möglich verbessert werden sollen. Auch hier liefern Gefüge-Eigenschafts-Gleichungen zumindest eine ingenieurmäßige Abschätzung von Eigenschaftsänderungen bei Substitutionen von Werkstoffkomponenten. Nicht zuletzt vertiefen Gefüge-Eigenschafts-Gleichungen das physikalische Verständnis bzgl. der Eigenschaften mehrphasiger Werkstoffe.

Nachfolgende Ansätze zur Gefüge-Eigenschafts-Korrelation stammen sämtliche aus der Literatur, sind jedoch eines geschlossenen Vortrages halber an dieser Stelle in die Arbeit integriert. Darüber hinaus bilden sie die Grundlage zu den eigenen Untersuchungen, insbesondere an einem neuen Modellansatz.

3.2.2 Grenzkurvenkonzept für den Elastizitätsmodul zweiphasiger Werkstoffe

3.2.2.1 Theorie des Grenzkurvenkonzeptes

Eine eindimensionale Kraftwirkung ruft bei einem einphasigen Werkstoff einen homogenen Spannungs- und Dehnungszustand hervor. Dieser wird jedoch durch Einlagerung einer Zweitphase in den ursprünglich einphasigen Werkstoff gestört. Bei intaktem Haftungsmechanismus zwischen den Phasen und linearelastischem Verhalten bewirken unterschiedliche elastische Konstanten der Phasen auch eine unterschiedliche Übertragung der Spannungen /362/. Die Spannungsverteilung ist somit inhomogen. Im Falle des "einphasigen" porösen Werkstoffes werden die auf den gesamten Werkstoff wirkenden Spannungen einzig und allein von der Matrix übernommen. Die durch Einlagerungsteilchen bzw. Poren verursachten Kerbspannungen (Bild 39) sind von der Konzentration, der Form und der Orientierung der Teilchen des Dispergenten, sowie von den elastischen Konstanten - Kompressions-, Gleit-, Elastizitätsmodul und Poissonzahl - der jeweiligen Phasen abhängig /99, 343/.

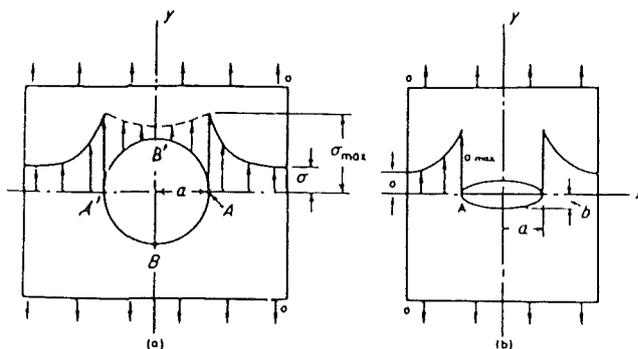


Bild 39: Kerbspannungen bei festen sphärischen Einschlüssen (a) und bei rotationsellipsoiden Poren (b)

Diese Kerbspannungen weisen bei B, B' (vertikaler Äquator, Bild 39) oder bei A, A' (horizontaler Äquator) Maxima auf, ganz gleich ob der

Elastizitätsmodul des Dispergenten (E_D) größer ist als der Elastizitätsmodul der Matrix (E_M), oder ob der Elastizitätsmodul des Dispergenten (E_D) kleiner ist als der Elastizitätsmodul der Matrix (E_M). Mit zunehmendem Abstand von den Phasengrenzen bauen sich die Kerbspannungen ab, bis sie bei einem Abstand in der Höhe des ca. drei- bis vierfachen Radius des Dispergententeilchens den Normalspannungswert wieder annehmen.

Aus Messungen am realen Gefüge eines zweiphasigen Werkstoffes wurden statistische Informationen in sogenannten "Korrelationsfunktionen" zusammengefaßt. Hierbei werden stereologische Parameter mit Informationen über die Häufigkeit des Auftretens bestimmter Spannungen oder Dehnungen korreliert. Aus der statistischen Betrachtung dieser Korrelationsfunktionen folgen jeweils zwei Lösungen, die einen minimalen und maximalen Grenzwert für den Variationsbereich des Elastizitätsmoduls eines zweiphasigen Werkstoffes liefern. Reiht man alle Grenzwerte in Abhängigkeit der Phasenkonzentration (0 - 100 % beider Phasen) aneinander, so ergeben sich zwei Grenzkurven für E-Moduli in Abhängigkeit von der Phasenkonzentration /343/.

Je mehr statistische Gefügeinformationen vorhanden sind, desto näher liegen die beiden Grenzkurven, resultierend aus Minima und Maxima der Korrelationsfunktionen, zusammen. Die den Grenzkurven zugrundeliegende Informationsfülle (z. B. Einlagerungsgefüge, Isotropie, Homogenität etc.) bestimmt den Ordnungsgrad der Grenzkurven. Die Grenzkurven erster Ordnung gemäß dem Ordnungsgrad I umschließen einen Variationsbereich für den Elastizitätsmodul zwischen den durch Parallelanordnung bzw. Reihenanordnung der Phasen vorgegebenen Extremwerten. Die Kurven entsprechen den Kirchhoff'schen Gesetzen für Parallel- und Reihenschaltung analog zu den Feldeigenschaften, bzw. den Voigt-Reuss Grenzkurven, die für den Elastizitätsmodul hergeleitet wurden.

Im Falle der Parallelanordnung erfolgt bei einaxialem elastischem Spannungszustand gleiche Dehnung beider Phasen. Hieraus resultiert die obere Grenzkurve I. Ordnung für den Elastizitätsmodul eines zweiphasigen Werkstoffes /343, 362/.

$$E_C = (1 - c_D) E_M + c_D \cdot E_D \quad 3.1$$

E_C = Elastizitätsmodul des zweiphasigen Werkstoffes

E_M = Elastizitätsmodul der Matrixphase

E_D = Elastizitätsmodul des Dispergenten

c_D = Konzentration des Dispergenten

Im Falle der Reihenanzordnung der Phasen kommt es zu gleicher Spannung in den beiden Phasen. Somit ergibt sich für den Elastizitätsmodul die untere Grenzkurve I. Ordnung bei zweiphasigem Gefüge /343, 362/.

$$E_C = \frac{E_M \cdot E_D}{(1 - c_D) \cdot E_D + c_D \cdot E_M} \quad 3.2$$

Folgt jedoch aus der Fülle der statistischen Informationen die Tatsache, daß der zweiphasige Werkstoff isotropes Einlagerungsgefüge aufweist, ergeben sich aus der allgemeinen Beziehung

$$E_C = \frac{9 G_C \cdot K_C}{3 K_C + G_C} \quad 3.3$$

die Grenzkurven II. Ordnung für den Elastizitätsmodul zweiphasiger Werkstoffe /183, 184/, wobei für die untere Grenzkurve

$$K_C = \frac{E_M}{3(1 - 2\nu_M)} + \frac{c_D}{\frac{3(1 - 2\nu_D)(1 - 2\nu_M)}{E_D(1 - 2\nu_M) - E_M(1 - 2\nu_D)} + \frac{(1 - c_D)(1 - 2\nu_M)(1 + \nu_M)}{E_M(1 - \nu_M)}} \quad 3.4$$

$$G_C = \frac{E_M}{2(1 + \nu_M)} + \frac{c_D}{\frac{2(1 + \nu_D)(1 + \nu_M)}{E_D(1 + \nu_M) - E_M(1 + \nu_D)} + \frac{4(1 - c_D)(4 - 5\nu_M)(1 + \nu_M)}{15 E_M(1 - \nu_M)}} \quad 3.5$$

und für die obere Grenzkurve

$$K_C = \frac{E_D}{3(1-2\nu_D)} + \frac{1-c_D}{\frac{3(1-2\nu_M)(1-2\nu_D)}{E_M(1-2\nu_D)-E_D(1-2\nu_M)} + \frac{c_D(1-2\nu_D)(1+\nu_D)}{E_D(1-\nu_D)}} \quad 3.6$$

$$G_C = \frac{E_D}{2(1+\nu_D)} + \frac{1-c_D}{\frac{2(1+\nu_M)(1+\nu_D)}{E_M(1+\nu_D)-E_D(1+\nu_M)} + \frac{4c_D(4-5\nu_D)(1+\nu_D)}{15E_D(1-\nu_D)}} \quad 3.7$$

gilt.

K_C = Kompressionsmodul des zweiphasigen Werkstoffes

G_C = Gleitmodul des zweiphasigen Werkstoffes

ν_M = Poissonzahl der Matrixphase

ν_D = Poissonzahl des Dispergenten

Diese Darstellung setzt voraus, daß der Elastizitätsmodul der Matrixphase größer ist als der Elastizitätsmodul des Dispergenten ($E_M > E_D$). Im umgekehrten Falle ($E_C < E_M$) sind die Gleit- und Kompressionsmodule von oberer und unterer Grenzkurve II. Ordnung zu vertauschen.

Im Bild 40 ist der Variationsbereich des auf den Eigenschaftswert der Matrix normierten effektiven Elastizitätsmoduls (relativer Elastizitätsmodul) in Abhängigkeit von der Konzentration der Phasen gemäß der Grenzkurven erster und zweiter Ordnung dargestellt. Das Verhältnis von E_M / E_D beträgt hier 10/1.

Die Grenzkurven bilden für den möglichen Elastizitätsmodul eines realen Werkstoffes jeweils Grenzwerte. Theoretische Abhandlungen darüber finden sich in zahlreichen Veröffentlichungen /98, 183-185, 215, 343, 362, 499/. Neben den genannten Ansätzen gibt es desweiteren Versuche, die Anzahl der Komponenten in den Phasen und auch die "Art" des E-Moduls

bei der Herleitung von Grenzkurven zu berücksichtigen, wobei unter "Art" die Meßmethode zur Ermittlung des Elastizitätsmoduls - ob z. B. aus Zug- oder Druckversuch - verstanden wird, die in diesem Falle auch bei der Berechnung von Grenzkurven Berücksichtigung finden soll /283, 284/.

Die zur quantitativen Beschreibung der Gefügestruktur erforderlichen Stereologiefaktoren, nämlich die

- Konzentration der Phasen
- Form und
- Orientierung,

bestimmen die Lage der realen Elastizitätsmodule zwischen den Grenzkurven. Der Einfluß der Stereologiefaktoren ist im Bild 41 anhand beliebiger Grenzkurven schematisch dargestellt /343/.

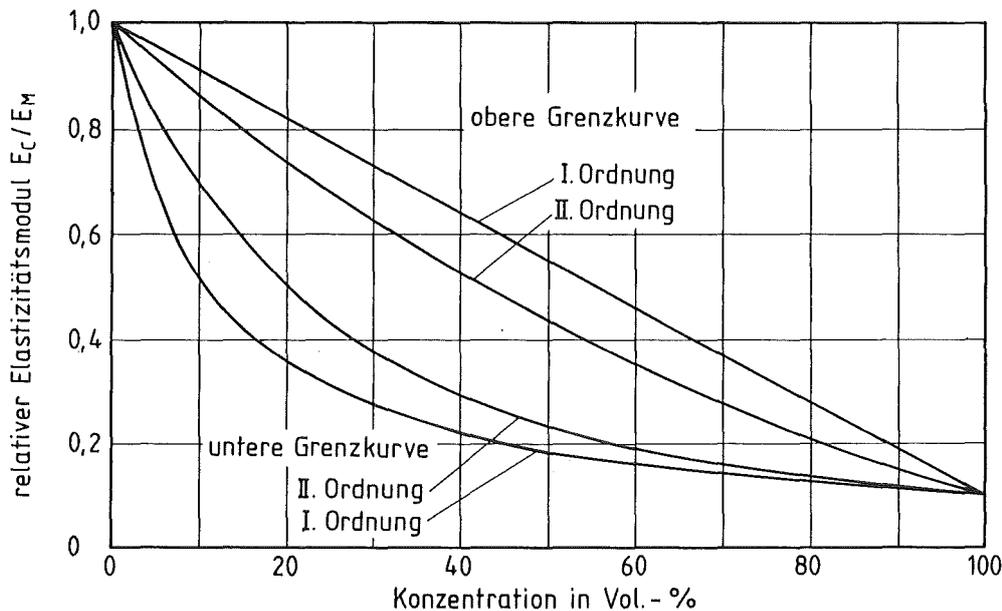
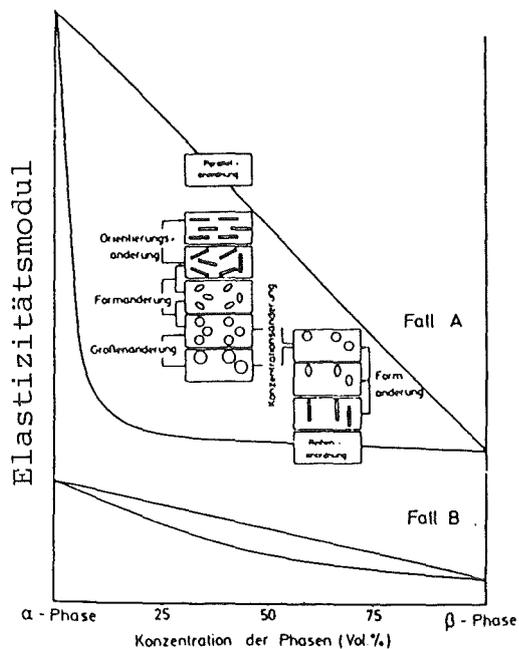


Bild 40: Obere und untere Grenzkurven erster und zweiter Ordnung für den Elastizitätsmodul eines zweiphasigen Werkstoffes.

Der Elastizitätsmodul variiert durch Formänderung (z. B. Scheibe → "Linse" → Kugel → "Ei" → zylindrischer Stab), Konzentrations-

änderung (Größe und/oder Anzahl) und Orientierungsänderung (Isotropie, Anisotropie) der Dispergententeilchen zwischen den Grenzkurven. Weisen die Elastizitätsmodule der Phasen einen großen Unterschied auf, so liegt auch ein großer Variationsbereich zwischen den Grenzkurven vor (Bild 41, Fall A). Bei geringen Unterschieden der Elastizitätsmodule wird der Variationsbereich entsprechend klein (Fall B). Insbesondere poröse Werkstoffe zeigen hinsichtlich der elastischen Eigenschaftskenngrößen der Phasen (Matrix-Poren) sehr große Unterschiede. Die Poren werden als Einlagerungsphase betrachtet, der Elastizitätsmodul des Dispergenten hat somit den Wert Null. Zur Überprüfung des Grenzwertkonzeptes, eignen sich demgemäß poröse Werkstoffe besonders.

Bild 41: Einfluß der Gefügestruktur auf den Elastizitätsmodul zweiphasiger Werkstoffe



3.2.2.2 Gültigkeitsbereich

Voraussetzung für die Gültigkeit des Grenzkurvenkonzeptes ist eine intakte Haftung zwischen Matrix und Einlagerungsphase. Im Falle der Parallelanordnung der Phasen (parallel zur Beanspruchungsrichtung, z. B. Spannungsrichtung) stellt die obere Grenzkurve erster Ordnung eine Gerade zwischen dem Elastizitätsmodul der Matrix und dem des

Dispergenten dar (siehe Bild 40). Die untere Grenzkurve erster Ordnung nimmt dagegen einen hyperbolischen Verlauf und beschreibt den Elastizitätsmodul eines Werkstoffes bei in Reihe angeordneten Phasen. Sollte sich bei zunehmendem Volumen der Zweitphase ein Matrixwechsel vollziehen, ändert dies nichts an den Voraussetzungen zur Gültigkeit der beiden Grenzkurven.

Legt man isotropes Einlagerungsgefüge zugrunde, erhält man eine weitere Einengung des Variationsbereiches für Eigenschaftswerte realer Werkstoffe durch Grenzkurven zweiter Ordnung (siehe Bild 40). Neben den Phaseigenschaften gehen in ihre Berechnung desweiteren die Poisson-Zahlen der Phasen ein.

Hinsichtlich der Elastizitätsmoduli weisen jedoch Oxid-Cermets wesentlich geringere Unterschiede in den Eigenschaftswerten der Phasen auf, als dies z. B. bei der elektrischen Leitfähigkeit der Fall ist. Demzufolge wird der Variationsbereich des Elastizitätsmoduls bereits durch die Grenzkurven erster Ordnung so stark eingeschränkt, daß die Grenzkurven für ingenieurmäßige Betrachtungen eine gute Näherung hinsichtlich einer Eigenschaftsberechnung darstellen.

Im Falle "eingelagerter Poren" versagen jedoch die unteren Grenzkurven erster und zweiter Ordnung, da die Eigenschaft des Dispergenten den Wert Null besitzt. Wie in Bild 42 dargestellt ist, existieren somit nur noch obere Grenzkurven. Eine Abgrenzung der Eigenschaftswerte nach "unten" ist im Porenfall auch im Sinne ingenieurmäßiger Betrachtungen nicht mehr gegeben.

Zur weiteren Überprüfung des Gültigkeitsbereiches der Grenzkurven bei zweiphasigen Oxid-Cermets werden im nächsten Abschnitt Literaturdaten mit den Aussagen des Grenzwertkonzeptes verglichen.

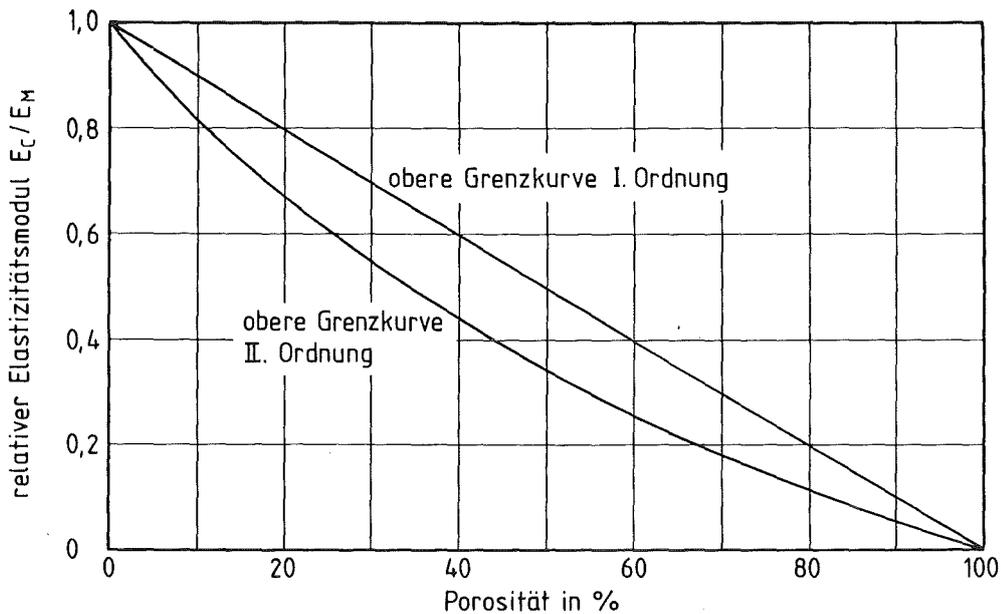


Bild 42: Obere Grenzkurven erster und zweiter Ordnung für den Elastizitätsmodul eines porösen Werkstoffs.

3.2.2.3 Grenzkurven im Vergleich mit Elastizitätsmoduli aus der Literatur.

Bei der Überprüfung von Aussagen des Grenzkurvenkonzeptes mit Literaturdaten lassen sich nur diejenigen Literaturstellen verwerten, die neben dem Eigenschaftswert des Oxid-Cermets auch die entsprechende Konzentration der Phasen angeben. Bei fehlender Konzentrationsangabe könnte lediglich überprüft werden, ob die Eigenschaftswerte überhaupt "irgendwo" zwischen den Grenzkurven liegen. Ferner müssen die Eigenschaftswerte der reinen Phasen, sowie zur Berechnung der Grenzkurven zweiter Ordnung auch die Poissonzahlen der Phasen bekannt sein (zum Teil aus Tabellen /245, 328, 343/).

Anhand der im folgenden stets angegebenen Literaturquellen gemäß laufender Nummer des alphabetischen Literaturverzeichnisses lassen sich weitere Informationen wie Technologie, Untersuchungsschwerpunkte und

ggf. Anwendung der in Rede stehenden Oxid-Cermet-Kombinationen der Bibliographie (Anhang 6.1) entnehmen.

Bei geringen Konzentrationen der Einlagerungsphase ist zur besseren Übersicht nur ein Teilbereich der Grenzkurven dargestellt. Weisen die Eigenschaftswerte von Matrix und Dispergent keine wesentlichen Unterschiede auf - die Grenzkurven erster Ordnung liegen bereits nahe beieinander - dann wird auf die Darstellung der Grenzkurven zweiter Ordnung der Übersicht wegen verzichtet.

Die Grenzkurven der jeweiligen Oxidkeramik-Metall-Kombinationen mit den E-Moduli dieser Werkstoffe aus der Literatur sind nach den Kriterien

- absolute Übereinstimmung
- teilweise Übereinstimmung
- keine Übereinstimmung

geordnet und relativ, d. h. normiert auf die Phasen mit dem höheren Eigenschaftswert wie folgt dargestellt:

- obere und untere Grenzkurve I. Ordnung
- obere und untere Grenzkurve II. Ordnung
- ◦ × △ ■ Elastizitätsmodule aus der Literatur

Elastizitätsmoduli aus unterschiedlichen Literaturstellen in einem Diagramm wurden zur Unterscheidung der Informationsquelle mit verschiedenen Zeichen versehen. Sind jedoch Elastizitätsmoduli gleicher Stoffsysteme - insbesondere Al_2O_3 -Metall-Systeme - in verschiedenen Diagrammen dargestellt, so dient dies lediglich der Übersicht sowie der besseren Erläuterungsmöglichkeit des jeweiligen Gefüges.

In Abweichung zu zahlreichen Darstellungen dieser Art aus der Literatur bezieht sich die Beschriftung der Abzisse stets auf den Matrixwerkstoff. Die graphische Darstellung der Elastizitätsmodule über der Konzentration beinhaltet somit bereits eine Information bezüglich der

Matrix und des Dispergenten. Eine solche Darstellung erschien zur sofortigen Erkennung des Matrixwerkstoffes zweckmäßig.

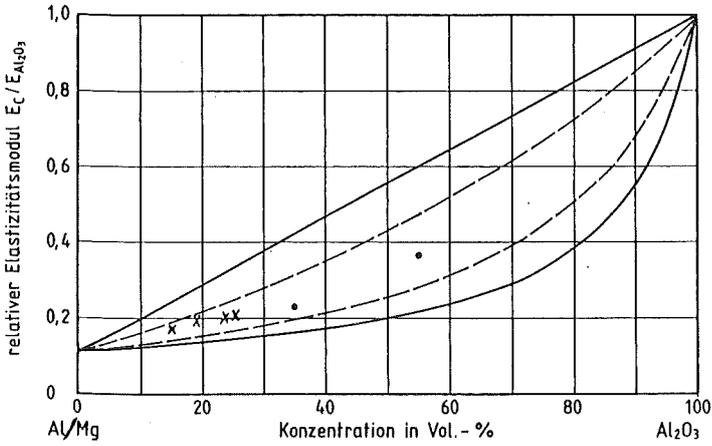


Bild 43: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:
 (x) Mg/Al₂O₃-Cermets,
 Al₂O₃-Fasern in Mg-Matrix, jedoch keine Isotropie /44/
 (•) Al/Al₂O₃-Cermets, diskontinuierliche

Al₂O₃-Fasern in Al-Matrix, Zugabe von 4 Gew.% Mg zur Benetzungsverbesserung /380/.

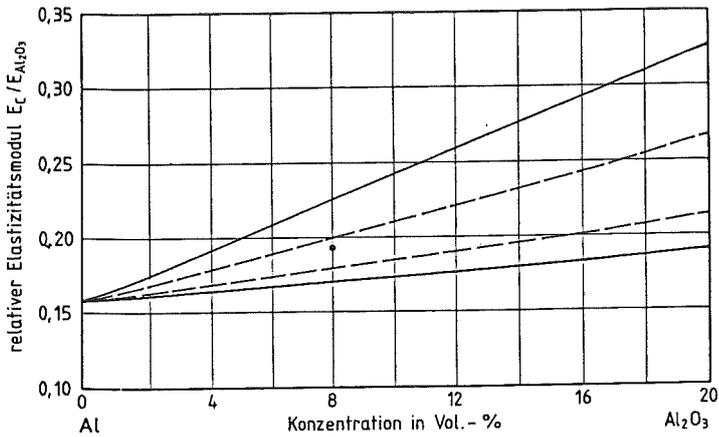
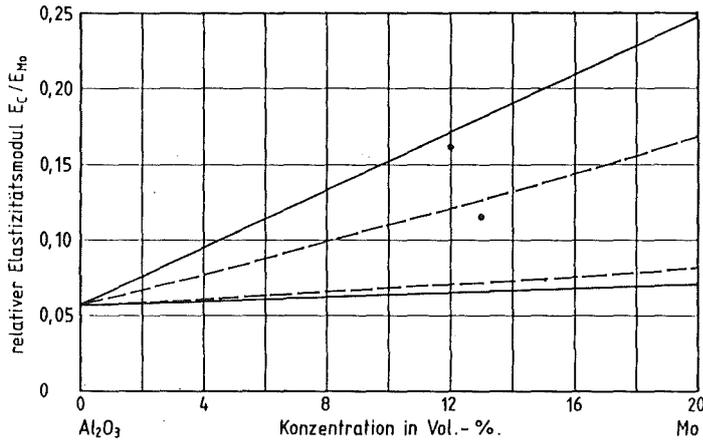


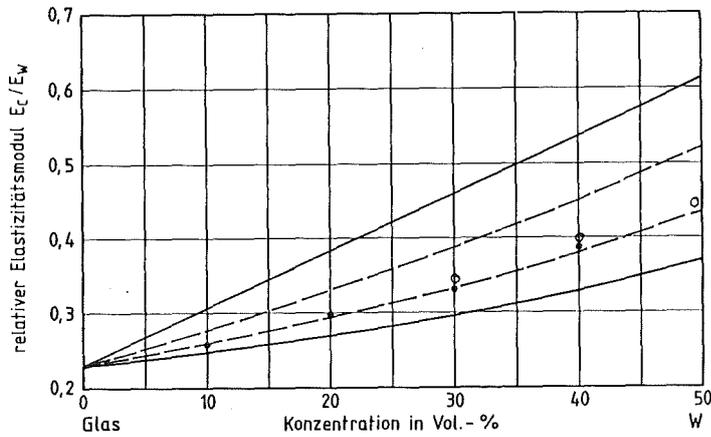
Bild 44: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:
 (•) Al/Al₂O₃-Cermets, partikuläre Einlagerung von Al₂O₃ in Al-Matrix /128a/

Bild 45: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



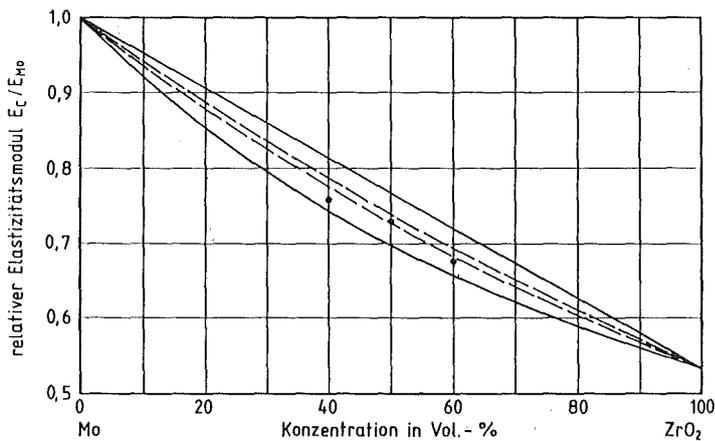
(•) Al_2O_3 /Mo-Cermets,
Molybdänfasern in
 Al_2O_3 -Matrix /293/

Bild 46: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



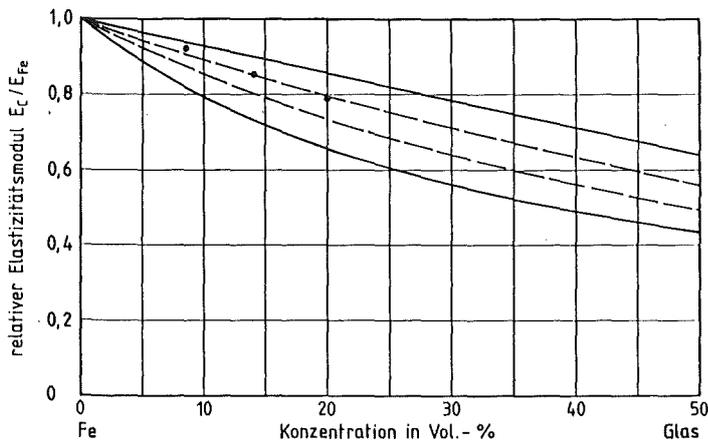
(•) Glas/W-Cermets,
partikuläre Einlagerungen von Wolfram in
Glasmatrix /487b/
(◦) Glas/W-Cermets,
sphärische Wolframpartikel in Glasmatrix
/185a/

Bild 47: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



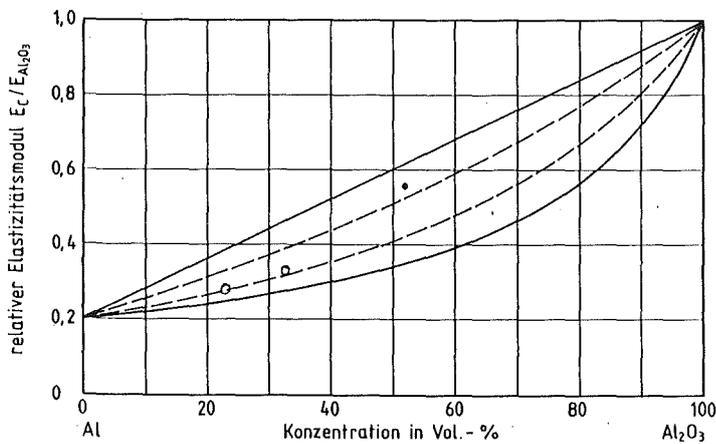
(•) Mo/ ZrO_2 -Cermets,
feine Verteilung der
Einlagerungsphase
/446a/

Bild 48: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



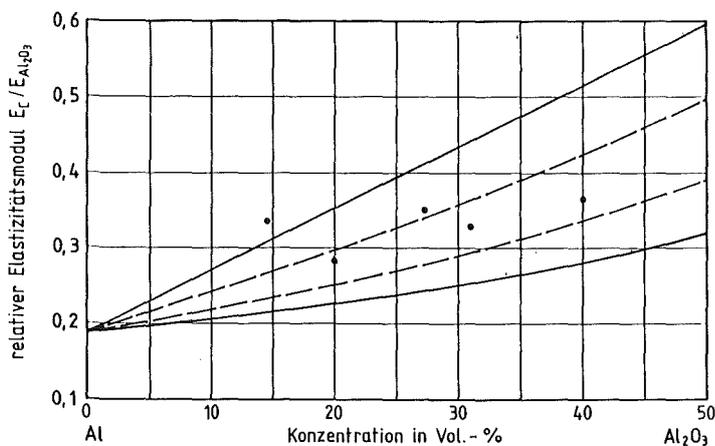
(•) Fe/Glas-Cermets,
Einlagerung von Glas
durch Sinterung in
Silica Gel /229a/

Bild 49: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



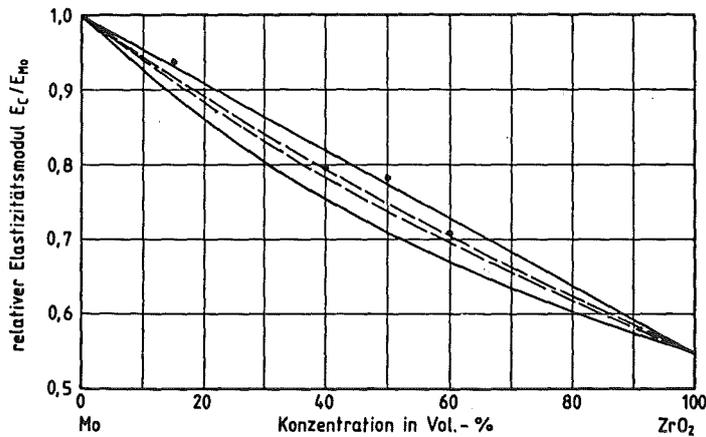
(•) Al/Al₂O₃-Cermets,
unidirektionale
Al₂O₃-Fasern in Al-
Matrix /338/
(◦) Al/Al₂O₃-Cermets,
partikuläre Einlage-
rungen, isotropes Ge-
füge /300/

Bild 50: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



(•) Al/Al₂O₃-Cermets,
Al₂O₃-Fasern in Al-
Matrix /272/

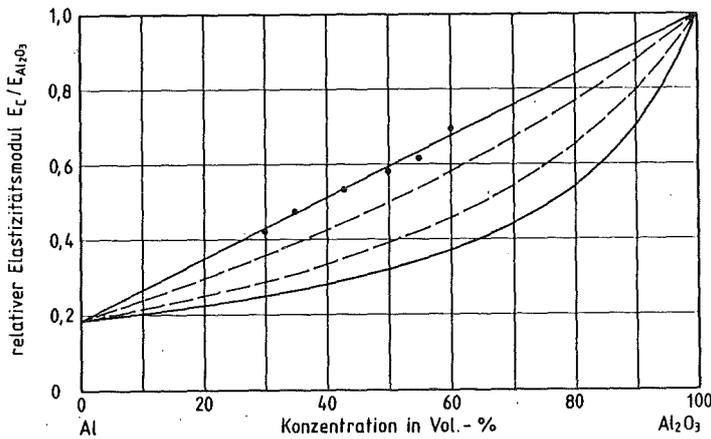
Bild 51: Grenzkurven und rela-



tiver Elastizitätsmodul von:

(•) Mo/ZrO₂-Cermets, nahezu theoretische Dichte durch iso-statisches Pressen und Sintern bei hohen Temperaturen /374/

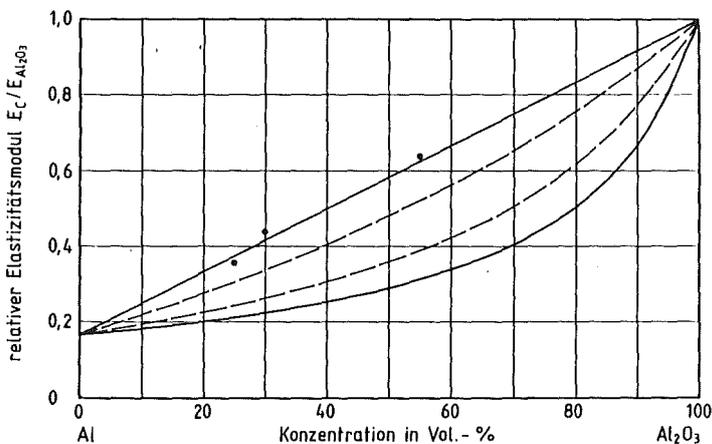
Bild 52: Grenzkurven und rela-



tiver Elastizitätsmodul von:

(•) Al/Al₂O₃-Cermets, gerichtete kontinuierliche Al₂O₃-Fasern in Al-Matrix /72/

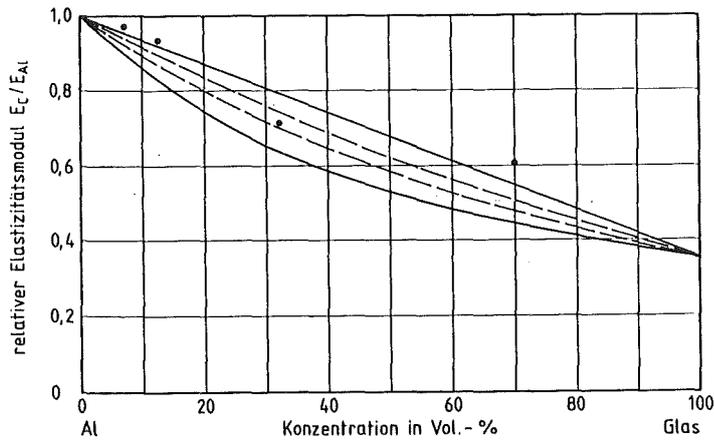
Bild 53: Grenzkurven und rela-



tiver Elastizitätsmodul von:

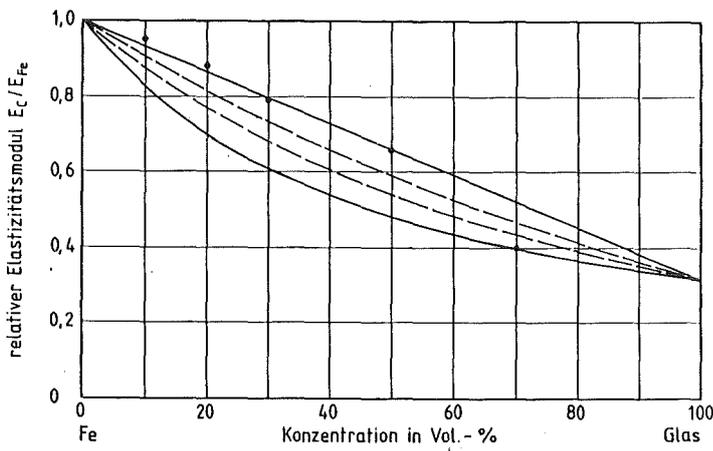
(•) Al/Al₂O₃-Cermets, Faserverstärkung der Al-Matrix durch diskontinuierliche Al₂O₃-Fasern /44/

Bild 54: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



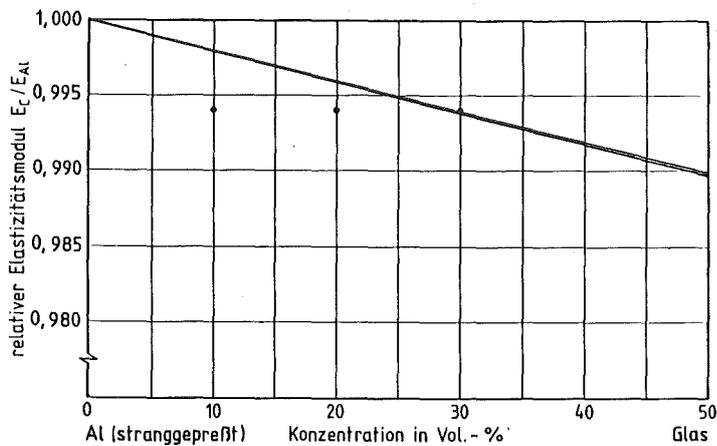
relativer Elastizitätsmodul von:
 (•) Al/Glas-Cermets,
 "in situ" erzeugte
 Glasfasern durch
 Strangpressen /35/

Bild 55: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



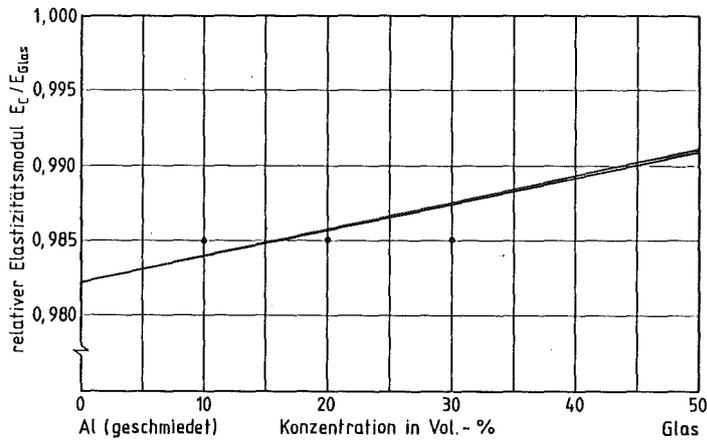
relativer Elastizitätsmodul von:
 (•) Fe/Glas-Cermets,
 ab 60 Vol-% Wechsel
 von Eisen- zu Glasma-
 trix /2/

Bild 56: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



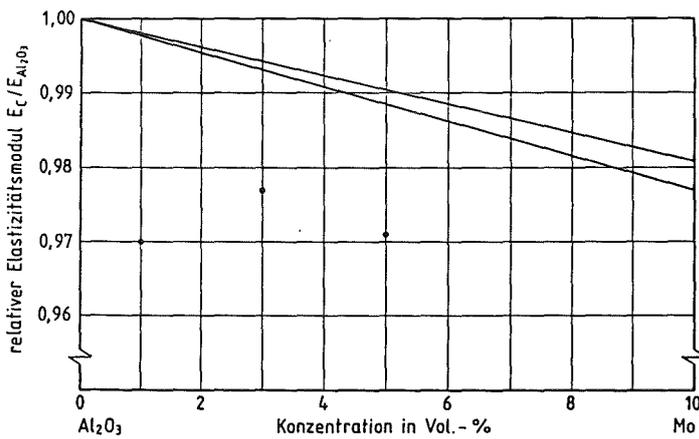
relativer Elastizitätsmodul von:
 (•) Al/Glas-Cermets,
 laminare Struktur
 durch Strangpressen
 /221/

Bild 57: Grenzkurven und rela-



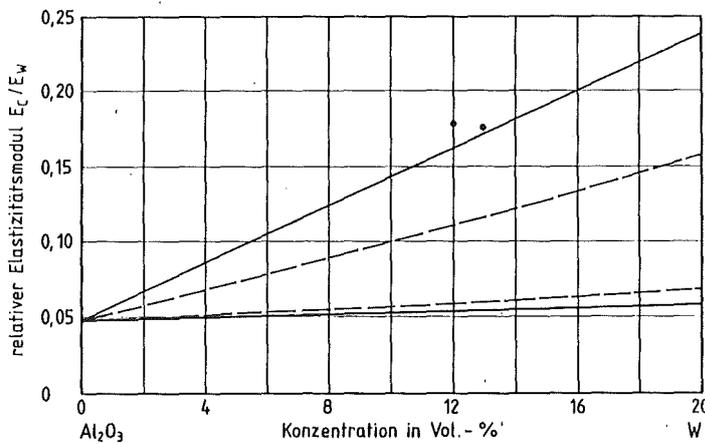
tiver Elastizitätsmodul von:
 (•) Al/Glas-Cermets,
 Texturausbildung
 durch Schmieden /221/

Bild 58: Grenzkurven und rela-



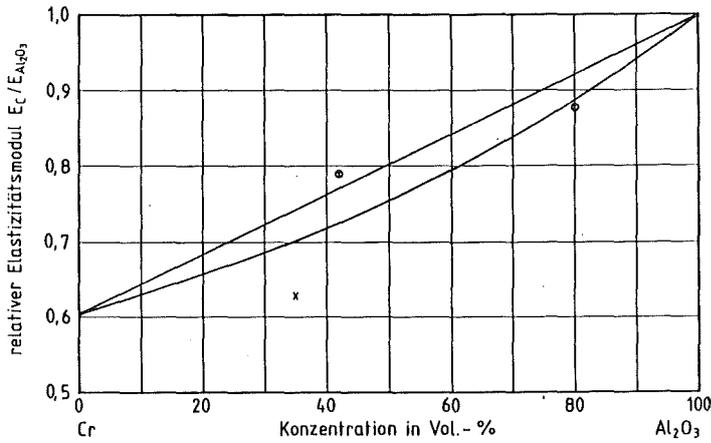
tiver Elastizitätsmodul von:
 (•) Al₂O₃/Mo-Cermets,
 feine Molybdänpartikel
 in der Al₂O₃-Matrix /384/

Bild 59: Grenzkurven und rela-



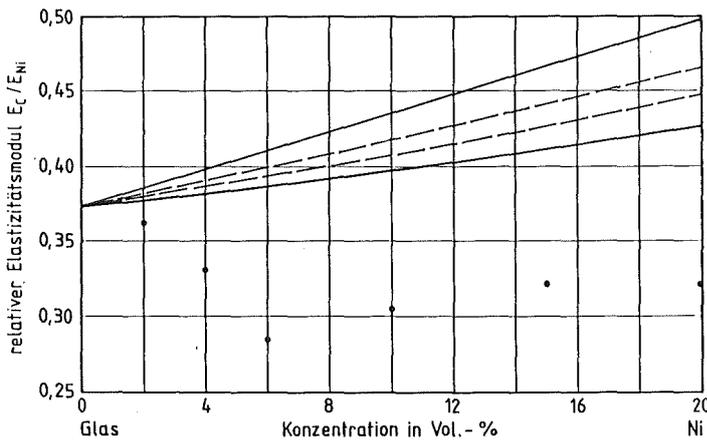
tiver Elastizitätsmodul von:
 (•) Al₂O₃/W-Cermets,
 Wolframfasern verstärken
 die Al₂O₃-Matrix /293/

Bild 60: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



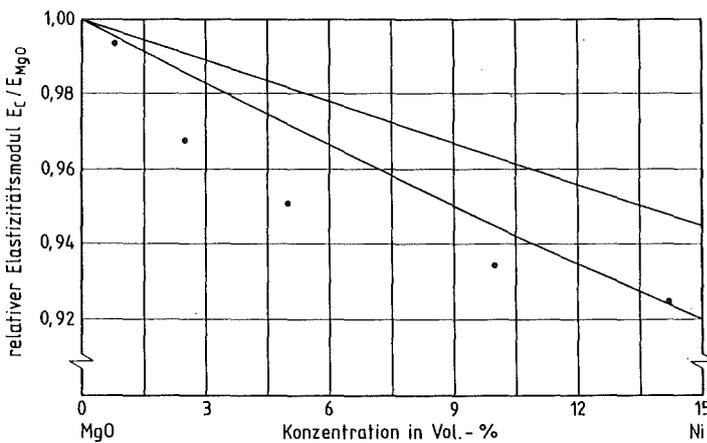
Cr/Al₂O₃-Cermets,
keine weitere Information
(x) = /466a/
(o) = /216a/

Bild 61: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



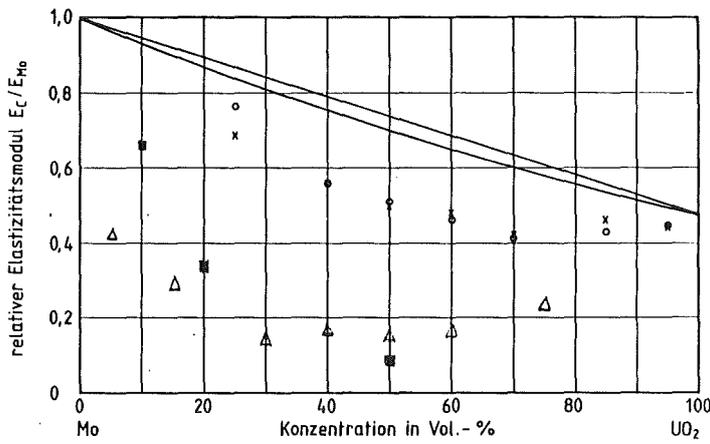
(•) Glas/Ni-Cermets,
sphärische Ni-Teilchen in Glas-Matrix
/167a/

Bild 62: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



(•) MgO/Ni-Cermets,
gute Verteilung des Nickels in der MgO-Matrix mit jedoch offener Porosität
/215/

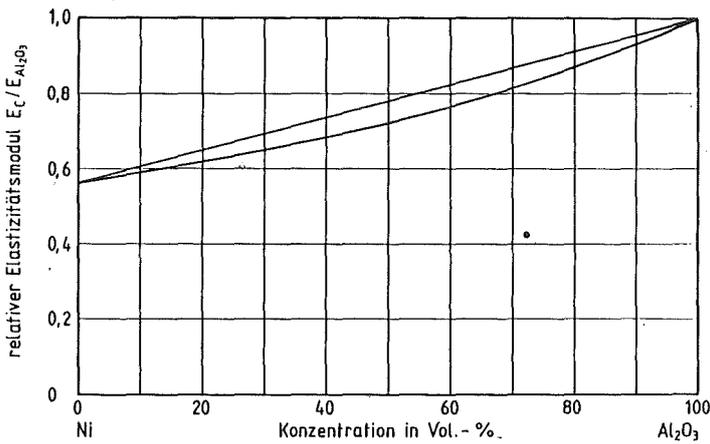
Bild 63: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



Mo/UO₂-Cermets
 (x) = /80/, schlechte Haftung zwischen den Phasen
 (o) = /368a/, schlechte Haftung
 (■) = /392/, hohe Restporosität

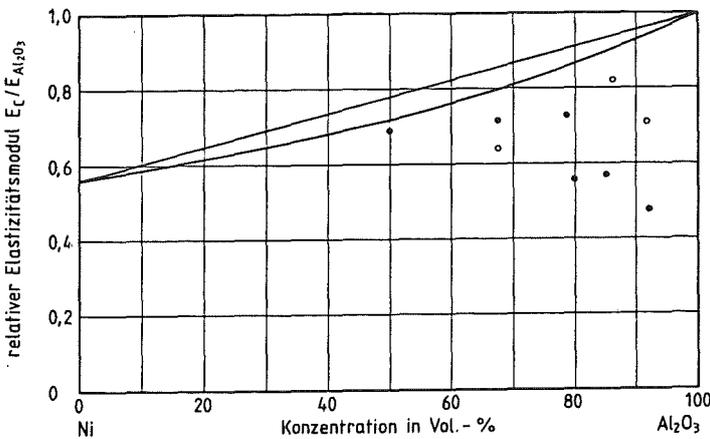
(△) = /143a/, keine weiteren Angaben

Bild 64: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



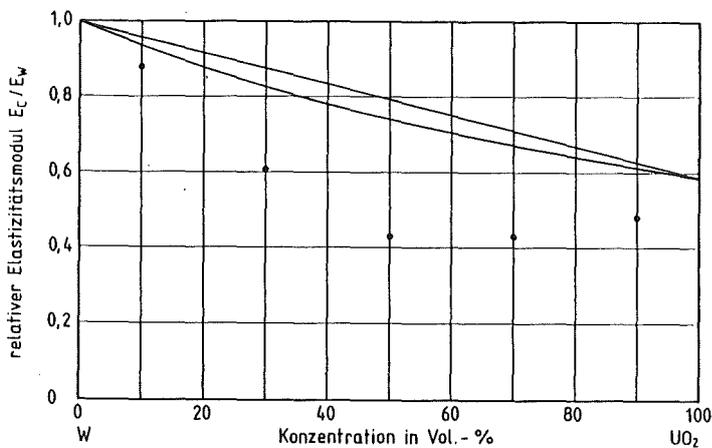
(○) Ni/Al₂O₃-Cermets, laminare Struktur des Nickels in der Al₂O₃-Matrix /422/

Bild 65: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:



Ni/Al₂O₃-Cermets /102/
 (○) = 2-8 μm mittlere Korngröße Al₂O₃
 (●) = 50 μm mittlere Korngröße Al₂O₃

Bild 66: Grenzkurven und relativer Elastizitätsmodul von:
(•) W/UO₂-Cermets, schlechte Haftung zwischen den Phasen /368a/



Die in den Bildern 43 bis 66 dargestellten Literaturangaben bezüglich der Elastizitätsmoduli von Oxid-Cermets zeigen bei Daten aus zehn Literaturstellen (Bilder 43 bis 49) vollständige Übereinstimmung (Eigenschaftswerte innerhalb der Grenzkurven I. oder II. Ordnung), bei sechs Literaturstellen (Bilder 50 bis 55) teilweise Übereinstimmung (Eigenschaftswerte zum Teil innerhalb der Grenzkurven I. oder II. Ordnung) und bei Daten aus dreizehn Literaturstellen (Bilder 56 bis 66) keine Übereinstimmung (alle Eigenschaftswerte außerhalb der Grenzkurven) mit den Aussagen des Grenzkurvenkonzeptes.

Zur Beurteilung der Gültigkeit des Grenzkurvenkonzeptes durch den Vergleich gemessener Elastizitätsmoduli mit dem Variationsbereich zwischen den Grenzkurven sind vollständige Aussagen bezüglich des Gefüges notwendig. Sofern die Phaseneigenschaften bekannt sind, Matrix und Dispersent gut miteinander haften, die reale Anordnung der Phasen zwischen Parallel- und Reihenanordnung liegt und Poren die Eigenschaft des Verbundwerkstoffes nicht wesentlich herabsetzen, liegen die Eigenschaftswerte immer zwischen den Grenzkurven (Bilder 43 bis 49). Unidirektionale Fasern, eingelagert in Beanspruchungsrichtung eines Verbundwerkstoffes, entsprechen der Parallelanordnung. Demgemäß befinden sich die Eigenschaftswerte außerhalb der Grenzkurven zweiter Ordnung jedoch nahe der oberen Grenzkurve erster Ordnung (Bild 52). Zu den Elastizitätsmoduli aus der Literatur, die numerisch keine Übereinstim-

mung mit dem Variationsbereich der Grenzkurvenbetrachtungen aufzeigen (vgl. Bilder 56 bis 66) läßt sich reflektiert an der vorangegangenen Literaturstudie, insbesondere unter Beachtung der Abschnitte 2.3.2, 2.3.3, folgendes ausführen:

Starke Abweichungen gemessener Elastizitätsmoduli von den Grenzkurven sind ausschließlich auf mangelnde Haftung zwischen den Phasen zurückzuführen. Im Falle der UO_2 -Einlagerungen in eine Molybdän-Matrix mit Eigenschaftswerten nach Bild 63 wird auf schlechte Phasenhaftung bereits in der Literatur hingewiesen /80, 368a/. Allenfalls mechanische Verzahnung sorgt in diesen Fällen für ein geringeres Maß an Haftung - Adhäsion liegt nicht vor. Auch im Falle der UO_2 -Einlagerungen in eine Wolfram-Matrix ist bereits in der Literatur auf schlechte Haftung zwischen den Phasen hingewiesen - der Vergleich gemessener Elastizitätsmoduli mit den Grenzkurven bestätigt diese Aussage. Informationen wie z. B. hohe Porosität ebenfalls bei UO_2 -Einlagerungen einer Molybdän-Matrix lassen ebenfalls Eigenschaftswerte unterhalb der Grenzkurven erwarten (Bild 63 /392/) und liefern kein Indiz gegen die Gültigkeit des Grenzkurvenkonzeptes.

Weitere Vergleiche und auch Übereinstimmungen von Elastizitätsmoduli realer Gefüge bekannter Gefügestruktur mit dem Grenzkurvenkonzept finden sich in zahlreichen Veröffentlichungen /245, 246, 343, 348, 349/. Im Abschnitt 3.3.3 dieser Arbeit werden Elastizitätsmoduli von exakt definierten Oxid-Cermet-Gefügen aus Zugversuchen u. a. mit dem Grenzkurvenkonzept verglichen.

3.2.2.4 Problematik einer ingenieurmäßigen Eigenschaftsbeschreibung durch Grenzkurven

Grenzkurven beziehen sich immer auf einen Variationsbereich für den Elastizitätsmodul eines realen zweiphasigen Werkstoffes und engen diesen Variationsbereich durch statistische Informationen ein. Je

weiter die Eigenschaftswerte von Matrix und Dispergent auseinander liegen, desto größer ist auch der mögliche Variationsbereich zwischen den Kurven. Form und Orientierung der Einlagerungsteilchen bestimmen die genaue Lage des realen Eigenschaftswertes zwischen den Grenzkurven, werden bei der Berechnung der Grenzkurven erster Ordnung jedoch nicht berücksichtigt. Die Grenzkurven zweiter Ordnung setzen Isotropie voraus. Somit verbleibt der hierbei wiederum unberücksichtigte Gefügeparameter "Form der Einlagerungsphase" zur exakten Beschreibung des Elastizitätsmoduls. Einer Einengung des Variationsbereiches durch weitere statistische Gefügeinformationen ist die Berechnung der Gefügeeigenschaft durch singuläre Eigenschaftskurven - abgetragen über der Konzentration der Phasen - resultierend aus einem Modellansatz unter Zugrundelegung von eindeutig meßbaren Gefügeparametern vorzuziehen.

Vergleiche von Elastizitätsmoduli aus der Literatur mit dem Grenzkurvenkonzept lassen stets die Frage nach Berücksichtigung der Poren außer acht. Für den Porenfall sind nämlich die unteren Grenzkurven nicht definiert. Genau dann, wenn der Eigenschaftswert der eingelagerten Phasen Null wird - und dies ist bei Poren als "Einlagerungsphase" der Fall - nimmt der gesamte Ausdruck sowohl für die unteren Grenzkurven erster Ordnung als auch zweiter Ordnung den Wert Null an. Im Porenfall ist somit der mögliche Variationsbereich des Elastizitätsmoduls - lediglich durch obere Grenzkurven eingegrenzt - auch für ingenieurmäßige Betrachtung zu groß. Das gleiche Problem entsteht bei nicht gebundenen Einschlüssen, d. h. wenn keine Haftung zwischen den Phasen besteht. Hierbei resultiert die Eigenschaft des Verbundwerkstoffes ausschließlich aus der Matrixeigenschaft, die Einlagerungen sind Poren mit definierter Form gleichzusetzen.

Demzufolge genügen die Grenzkurven der Beschreibung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe mit Poren oder nichthaftenden Einlagerungsteilchen nicht. In erster Näherung engen sie zwar den Variationsbereich des realen Gefüges ein, lassen jedoch zu große Spielräume zwischen den Grenzwerten und versagen im Porenfall.

Die meisten realen Oxid-Cermets weisen jeweils einen Volumenanteil der eingelagerten Phasen bis zu maximal 50 % auf (vgl. Daten aus Bibliographie, Anhang 6.1). Eine "Abschätzung" des Elastizitätsmoduls mittels singulärer Kurven fordert daher einen Modellansatz mit einer allgemeinen Gültigkeit bis zu einem Volumenanteil des Dispergenten $\leq 50\%$ unter Berücksichtigung aller am Gefüge meßbaren Parameter.

3.2.3 Modellkonzept zur Berechnung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe

3.2.3.1 Bisherige Ansätze aus der Literatur

Zahlreiche Arbeiten befassen sich mit der modellmäßigen Beschreibung von Werkstoffeigenschaften, speziell mit der Berechnung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe. Einige Modellrechnungen beinhalten empirisch zu ermittelnde "Gefügefaktoren", die sich aus der Gefügeanalyse nicht eindeutig bestimmen lassen /109, 112/. Andere Autoren beziehen sich in ihren Berechnungen ausschließlich auf die Mischungsregel und lassen dabei den Einfluß der Form und der Orientierung eingelagerter Teilchen völlig unbeachtet /80/. Ansätze dieser Art werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht weiter erörtert.

Ziel einer fundierten Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation ist vielmehr die Berechnung der Gefügeeigenschaft unter Berücksichtigung des Gefügeeinflusses. Solche Berechnungen basieren auf stereologisch bestimmbareren Gefügedaten.

Zur Ableitung der Gleichungen geht man prinzipiell von der Überlagerung zweier Spannungs-Dehnungs-Felder aus /317a/, nämlich von

- einem homogenen äußeren Feld in der Matrix- und Einlagerungsphase und

- einem weiteren Feld, homogen in den Einlagerungsteilchen, jedoch inhomogen in der Matrix. Mit zunehmender Entfernung von der Phasengrenzfläche nimmt die Wirkung dieses Feldes in der Matrix bis zum völligen Verschwinden stetig ab.

Nach Superposition der Einzelfelder gelten für die Lösung der Spannungs-Dehnungs-Verhältnisse folgende Grenzbedingungen:

- die Summe der durch die gesamte Phasengrenzfläche übertragenen Kräfte ist Null
- der "Verrückungsvektor", der angibt, wohin ein bestimmter Punkt durch Dehnung verschoben wird, muß in der Grenzfläche stetig von einer Phase in die andere übergehen.

Die Energie des resultierenden elastischen Spannung-Dehnungsfeldes ergibt sich additiv aus den Energien der sich überlagernden Teilfelder. Unter Zugrundelegung eines quasihomogenen Spannungs-Dehnungs-Kontinuums berechnet sich eine mittlere Spannung und eine entsprechende mittlere Dehnung.

Ableitungen dieser Korrelationsfunktion erfolgten stets unter Einschränkung der allgemeinen Gültigkeit für maximal zulässige Konzentrationen der Dispergentenphase bestimmte Formen (z. B. Rotationsellipsoide, Fasern, etc.) der Einlagerungsteilchen und auch spezielle Orientierungen (z. B. statistische Orientierung) der eingelagerten Phase /163, 312, 460, 506/. Desweiteren beschränken sich die Literaturansätze zunächst auf geringe Konzentrationen des Dispergenten. Bei höheren Konzentrationen der Einlagerungsphase müßte die Ableitung der Korrelationsfunktion gegenseitige Überlagerung von Kerbspannungen, hervorgerufen durch verschiedene partikuläre Einlagerungen, berücksichtigen. Aus der Spannungs-Dehnungs-Beziehung ergibt sich der Elastizitätsmodul als Funktion der elastischen Konstanten der Phasen für folgende Spezialfälle /184, 196a, 246a, 348/ zur Substitution in der allgemeinen Gleichung 3.3.:

eingelagerte Phasen		Kompressions- und Gleitmodul des zweiphasigen Werkstoffs	
zylindrische Scheibe	$K_C = \frac{E_D}{3(1-2\nu_D)} - \frac{E_D(1-c_D)(1-\nu_D) [E_D(1-2\nu_M) - E_M(1-2\nu_D)]}{3E_D(1-2\nu_D)(1-\nu_D)(1-2\nu_M) - c_D(1-2\nu_D)(1+\nu_D) [E_D(1-2\nu_M) - E_M(1-2\nu_D)]}$	3.8	
statistisch orientiert	$G_C = \frac{E_D}{2(1+\nu_D)} - \frac{15E_D(1-c_D)(1-\nu_D) [E_D(1+\nu_M) - E_M(1+\nu_D)]}{30E_D(1+\nu_D)(1-\nu_D)(1+\nu_M) - 4c_D(1+\nu_D)(4-5\nu_D) [E_D(1+\nu_M) - E_M(1+\nu_D)]}$	3.9	
Kugel	$K_C = \frac{4G_C [E_D c_D (1-2\nu_M) + E_M (1-c_D) (1-2\nu_D) + E_D E_M]}{12G_C (1-2\nu_M) (1-2\nu_D) + 3E_M c_D (1-2\nu_D) + 3E_D (1-c_D) (1-2\nu_M)}$	3.10	
	$G_C = \frac{E_M(3-5c_D)}{12(1+\nu_M)} - \frac{E_D(2-5c_D)}{12(1+\nu_D)} + \sqrt{\frac{E_D E_M}{6(1+\nu_D)(1+\nu_M)} + \left[\frac{E_M(3-5c_D)}{12(1+\nu_M)} - \frac{E_D(2-5c_D)}{12(1+\nu_D)} \right]^2}$	3.11	
zylindrischer Stab	$K_C = \frac{E_D}{3(1-2\nu_D)} - \frac{(1-c_D) [E_D(1+\nu_C) + E_C(1-2\nu_D)(1+\nu_D)]}{3(1-2\nu_D)(1-2\nu_M) [E_D(1+\nu_C) + E_C(1-2\nu_D)(1+\nu_D)] - 2c_D(1-2\nu_D)(1+\nu_D)(1+\nu_C)}$		
	$\frac{E_D(1-2\nu_M) - E_M(1-2\nu_D)}{E_D(1-2\nu_M) - E_M(1-2\nu_D)}$	3.12	
statistisch orientiert	$G_C = \frac{E_D}{2(1+\nu_D)} - \frac{5(1-c_D) [E_D(1+\nu_M) - E_M(1+\nu_D)]}{10(1+\nu_D)(1+\nu_M) - 2c_D(1+\nu_D)(1+\nu_C) [E_D(1+\nu_M) - E_M(1+\nu_D)]}$		
	$\frac{1}{\left[\frac{1-2\nu_D}{3E_D(1+\nu_C) + 3E_C(1-2\nu_D)(1+\nu_D)} + \frac{2(8-13\nu_C)}{E_D(1+\nu_C)(8-13\nu_C) + E_C(1+\nu_D)} + \frac{2}{E_D(1+\nu_C) + E_C(1+\nu_D)} \right]}$	3.13	

Tabelle 3.3 Kompressions- und Gleitmodul zu Gleichung 3.3; Spezialfälle der Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation isotroper zweiphasiger Werkstoffe mit Einlagerungsge-

- K_C = Kompressionsmodul des zweiphasigen Werkstoffes
- G_C = Gleitmodul des zweiphasigen Werkstoffes
- E_C = Elastizitätsmodul des zweiphasigen Werkstoffes
- E_M = Elastizitätsmodul der Matrixphase
- E_D = Elastizitätsmodul der Einlagerungsphase
- ν_C = Poissonzahl des zweiphasigen Werkstoffes
- ν_D = Poissonzahl der Einlagerungsphase
- ν_M = Poissonzahl der Matrixphase
- c_D = Konzentration der Einlagerungsphase

Wie dies beim Vergleich mit Feldeigenschaftsgleichungen der Fall ist, ist Gleichung 3.9 identisch mit Gleichung 3.7 (obere Grenzkurve II. Ordnung).

Außer für bestimmte Formen und Orientierungen der Einlagerungsphase existieren auch Spezialfälle für große Unterschiede der Elastizitätsmoduli der Phasen, wobei gilt:

$$E_D / E_M \rightarrow 0 \quad \text{oder} \quad E_D / E_M \rightarrow \infty$$

Für die Pore mit sphärischer Porenform als Einlagerungsphase ergibt sich aus den Gleichungen 3.10 und 3.11 in Verbindung mit 3.3

$$E_C = E_M \frac{3(3-5c_D)(1-c_D)}{9-c_D(9,5-5,5\nu_M)} \quad 3.14$$

Die Spezialfälle gemäß der Gleichungen 3.8 bis 3.14 wurden mit Hilfe von Fortran-Dialogprogrammen hinsichtlich ihres funktionalen Verlaufes und ihres Gültigkeitsbereiches anhand von Parameterstudien untersucht (zu den Programmen siehe Anhang 6.3)

Bei hohen Konzentrationen der Einlagerungsphase ist der Gültigkeitsbereich dieser Modellansätze entsprechend der Ableitung überschritten. Nähert sich der Anteil des Dispergenten nahezu 100 %, so müßte der berechnete Eigenschaftswert mit dem Elastizitätsmodul des Dispergenten übereinstimmen. Gemäß der Modellbetrachtung wird jedoch der Eigenschaftswert des Dispergenten - der eigentlich untere Grenzwert für den Elastizitätsmodul - entweder unterschritten oder auch bei quasi 100 % Einlagerungsphase nie erreicht (in Bild 67 mit einem Kreis gekennzeichnet).

Je größer der Unterschied zwischen den Eigenschaftswerten der Matrix und des Dispergenten, desto größer ist auch der Fehler des so berechneten Eigenschaftswertes im Rahmen des zuvor genannten Plausibilitätstests.

Die Substitutionsterme (Gleichungen 3.12 und 3.13) für zylindrische Stabformen und statistische Orientierung der Einlagerungsteilchen enthalten implizit die Poissonzahl und den Eigenschaftswert des Verbundwerkstoffes selbst. Eine Auflösung nach E_C bzw. ein Lösungsansatz

durch Regula Falsi oder Newton'sche Nullstellenbestimmung ist nicht möglich. Für die Substitutionsterme aus den Gleichungen 3.12 und 3.13 lassen sich somit in der allgemeinen Beziehung (Gleichung 3.2) lediglich Festwerte zur Darstellung des möglichen Verlaufes des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe einsetzen.

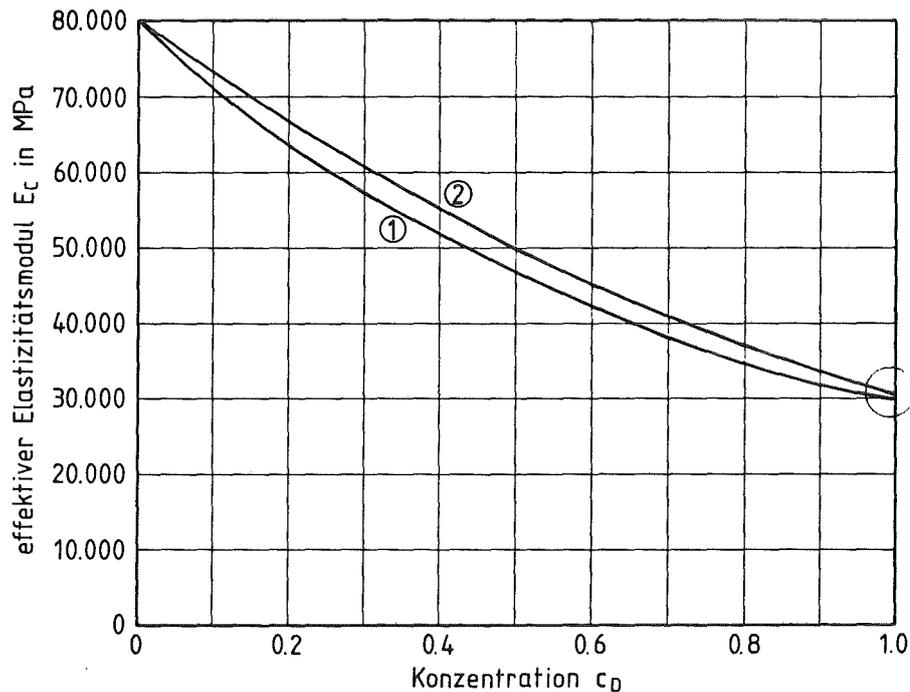


Bild 67: Verlauf des Elastizitätsmoduls gemäß Modellansatz für zylindrische Scheiben, statistisch orientiert (1) und für kugelige Einlagerungen (2); Beispiel: $E_M = E_{Au} = 80.000$ MPa
 $E_D = E_{Bleiglas} = 30.000$ MPa, $\nu_M = 0,42$, $\nu_D = 0,2$.

Der Einfluß des Gleitmoduls G_C auf den effektiven Elastizitätsmodul (Bild 69) ist wesentlich größer als der Einfluß des Kompressionsmoduls K_C (Bild 68). Weitere Informationen lassen sich aus diesen Betrachtungen nicht gewinnen.

Geringe Konzentrationen, vorgeschriebene Formen und statistische Orientierung der Einlagerungsteilchen schränken eine allgemeine Gültigkeit dieser Ansätze für reale Werkstoffe stark ein. Eine ingenieur-

mäßige Abschätzung von Eigenschaftswerten ist nur dann möglich, wenn der reale Werkstoff einem der Sonderfälle - z. B. der sphärischen Einlagerung - entspricht.

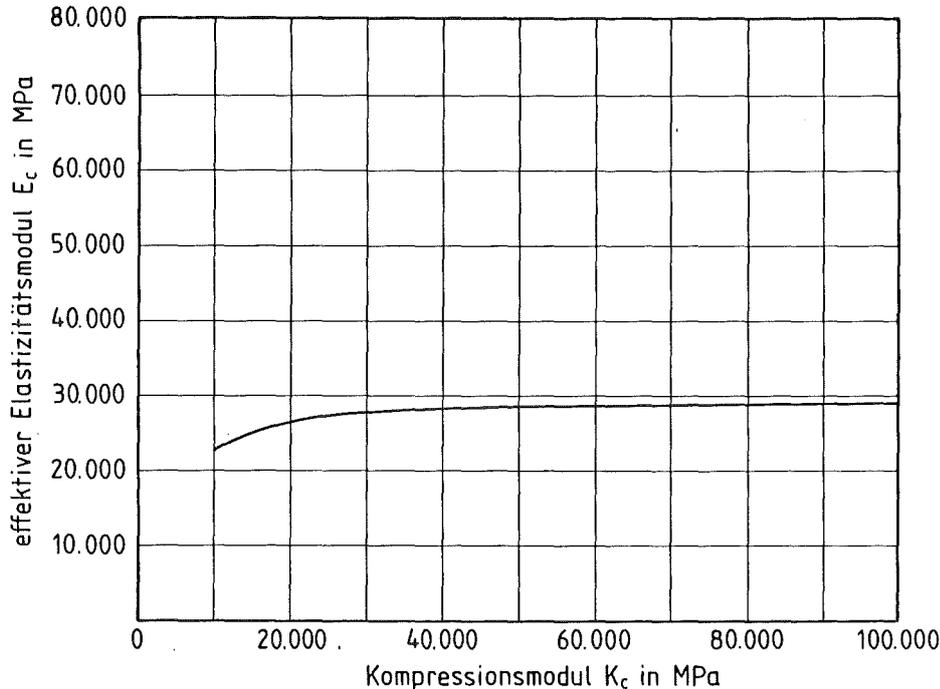


Bild 68: Effektiver Elastizitätsmodul E_c in Abhängigkeit von K_c , wobei: $10.000 \text{ MPa} \leq K_c \leq 100.000 \text{ MPa}$ und $G_c = 10.000 \text{ MPa}$.

Die Anwendbarkeit der bisher genannten Ansätze zur Berechnung der Elastizitätsmoduli realer Oxid-Cermet-Gefüge bei geringen Konzentrationen der Dispergentenphase wird durch Vergleich berechneter Daten mit Elastizitätsmoduli aus Zugversuchen in Abschnitt 3.3.3 überprüft.

Die genannten Unzulänglichkeiten der erörterten Gleichungen zu reduzieren ist seit langem das Ziel unterschiedlicher Modellansätze.

Zur Überwindung der Konzentrationsbeschränkung wurde analog der Gefüge-Feldeigenschafts-Korrelation das "Modell des quasihomogenen Kontinuums" angewandt /343/. Ausgehend von dem berechneten Elastizitätsmodul eines zweiphasigen Werkstoffes bei geringer Konzentration des Dispergenten wurde dieser Wert als Eigenschaftswert einer quasihomogenen Matrix betrachtet. Wiederum wurden Teilchen der Einlagerungs-

phase geringer Konzentration eingebracht und die Modellgleichung zur Berechnung des effektiven Elastizitätsmoduls angewendet. Die Änderung des Elastizitätsmoduls des zweiphasigen Werkstoffes bei geringer Konzentrationsänderung erhält man durch Differentiation der Modellgleichung für geringe Konzentrationen der Einlagerungsphase nach der Konzentration. Die Integration der differenzierten Modellgleichung zwischen dem Elastizitätsmodul der Matrixphase und dem des Dispergenten - diese Werte stellen Grenzwerte der realen Gefügeeigenschaft dar - liefert eine Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung zweiphasiger Werkstoffe mit Einlagerungsgefüge bei rotationsellipsoider Gestalt und statistischer Orientierung der Einlagerungsphase /496a, 487a/.

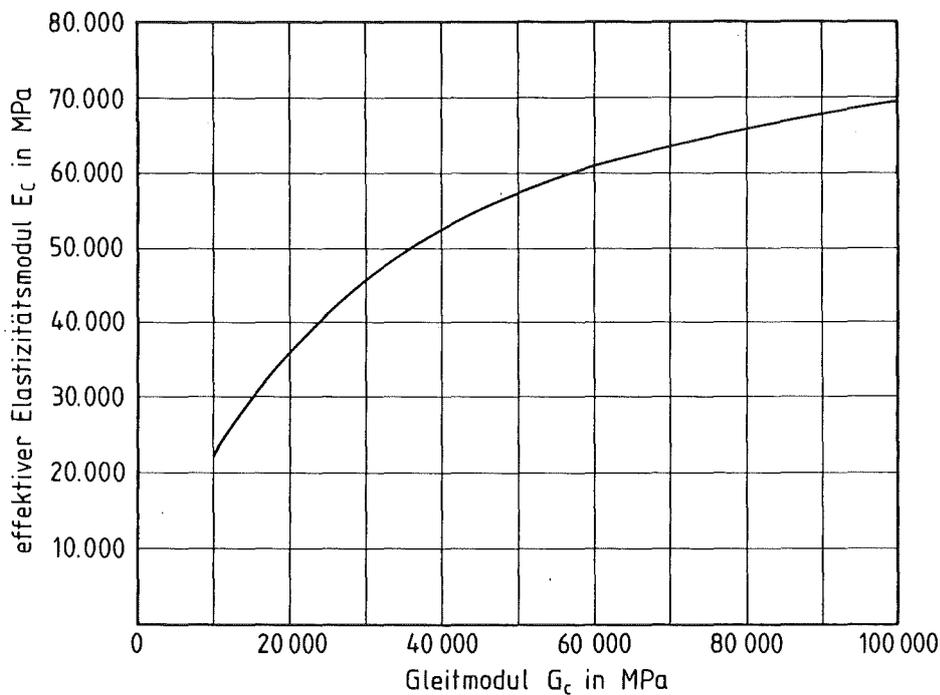


Bild 69: Effektiver Elastizitätsmodul E_c in Abhängigkeit von G_c ,
wobei: $10.000 \text{ MPa} \leq G_c \leq 100.000 \text{ MPa}$ und $K_c = 10.000 \text{ MPa}$.

Diese mathematisch unübersichtliche Gleichung berücksichtigt den Gefügeeinfluß durch die Parameter "Phasenkonzentration" und "Achsenverhältnisse der die realen Teilchen substituierenden Rotationsellipsoide". Statistische Orientierung der Einlagerungsteilchen wurde vorausgesetzt. Fallstudien an der allgemeinen Gleichung nach Tai Te Wu

/496a/ ergeben jedoch keine Übereinstimmung des Elastizitätsmoduls des "Verbundes" mit demjenigen des Dispergenten für den Fall, daß die Matrixkonzentration Null wird /343/. Diese Erkenntnis steht im Widerspruch zu den von Tai Te Wu dargestellten Ergebnissen.

Im übrigen wird der Einfluß der Orientierung der Einlagerungsphase durch die in der Ableitung nach Tai Te Wu festgelegte "statistische Orientierung" nicht erfaßt. Aber gerade bei z. B. faserverstärkten Oxid-Cermets spielt die Ausrichtung der Keramikphase axial zur Spannungsrichtung eine wesentliche Rolle für den Wert des Elastizitätsmoduls /199, 361/.

Somit besteht insbesondere bei Abweichungen des realen Gefüges von den zuvor erörterten Spezialfällen weiter die Notwendigkeit einer allgemeinen Gefügestruktur-Elastizitätsmodul-Korrelation ohne Beschränkung des Modells auf bestimmte Formen, Orientierungen und wenn möglich mit einem Gültigkeitsbereich über den gesamten Konzentrationsbereich der Phasen.

3.2.3.2 Theorie eines neuen Modellkonzeptes

Bei den bekannten Gefüge-Feldeigenschaftsgleichungen /308, 309, 347-350a, 351/ wurde der Gefügeeinfluß der drei aus der Ableitung dieser Gleichungen definierten Stereologiefaktoren auf die Feldeigenschaften mehrphasiger Werkstoffe beschrieben. Die Gefügeparameter Konzentration der Phasen, Form und Orientierung der Einlagerungsphase sind prinzipiell auch für den Einfluß der Gefügestruktur auf den Elastizitätsmodul zunächst zweiphasiger Werkstoffe verantwortlich.

Der unter Krafteinwirkung homogene Spannungs-Dehnungs-Zustand eines einphasigen Werkstoffes wird durch Einlagerung einer zweiten Phase in den ursprünglich einphasigen Werkstoff gestört. Aufgabe eines neuen Modells ist die Erfassung dieses Störeinflusses und somit des effektiven Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe unter Zugrundelegung einer modellmäßigen Beschreibung des realen Gefüges. Der Anspruch auf

exakte Beschreibung realer Gefügestrukturen wird im Modell nicht erhoben.

Zunächst geht man von der zweidimensionalen Darstellung der realen Gefügestruktur eines zweiphasigen Werkstoffes mit Einlagerungsgefüge aus (Bild 70).

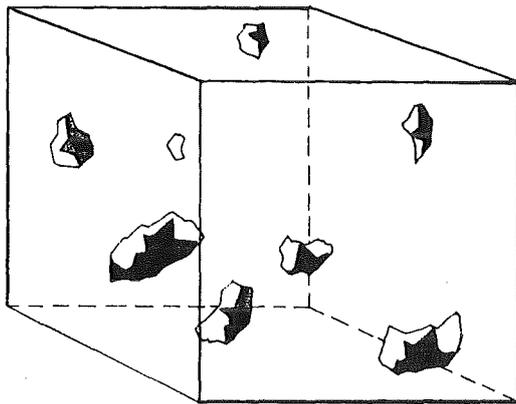


Bild 70: Reale Gefügestruktur eines zweiphasigen Werkstoffes mit Einlagerungsgefüge.

Jedes "reale" Teilchen der Einlagerungsphase wird durch ein Rotationsellipsoid mit entsprechendem Verhältnis von Oberfläche zu Volumen ersetzt. Die Teilchen besitzen zunächst noch unterschiedliche Volumina und auch unterschiedliche Orientierungen zur Spannungsrichtung.

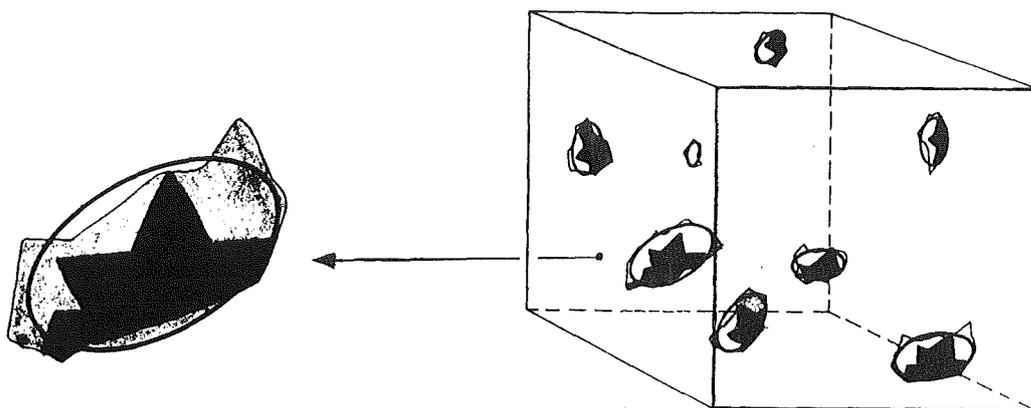


Bild 71: Substitution realer Einlagerungsteilchen durch Rotationsellipsoide mit gleichem Verhältnis von Oberfläche zu Volumen

Variationen der Gefügeparameter im Werkstoffgefüge (z. B. unterschiedliche Formen, Größen oder Orientierungen) könnte man durch aufwendige Verteilungsfunktionen erfassen. Bei zahlreichen Ansätzen zu Gefüge-Eigenschaftskorrelationen wird jedoch von stereologischen Mittelwerten ausgegangen /343, 347-351, 366/. Dieser Mittelwertprämisse liegt zugrunde, daß im theoretischen Modell die realen Phasenteilchen unterschiedlicher Form, Größe und Orientierung durch die gleiche Anzahl von Phasenteilchen mit jedoch einer einzigen Form, Größe und Orientierung ersetzt werden.

Desweiteren basieren alle tragfähigen Ansätze zum Gefüge-Eigenschafts-Zusammenhang eines zwei- oder mehrphasigen Werkstoffes auf dem sog. Kontinuumsprinzip. Hierbei wird der mehrphasige Werkstoff als "quasi-homogenes" Kontinuum beschrieben. Dies bedeutet, daß statistisch gesehen alle auftretenden Größen, Teilchendichten, Formen, Orientierungen und Verteilungen in jedem Volumenelement des Werkstoffes (repräsentative Zelle) gleich sind (Bild 72).

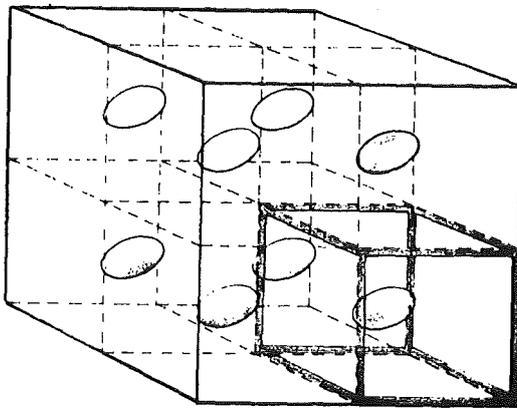


Bild 72: Modellgefüge eines zweiphasigen Einlagerungsgefüges unter Zugrundelegung der Mittelwertprämisse und des Kontinuum-Modells.

Im Falle einer inhomogenen Verteilung oder unterschiedlichen Orientierung der Einlagerungsteilchen müßte man den Werkstoff in Bereiche unterschiedlicher Gefügestrukturen aufteilen. Bild 73 zeigt dies am Beispiel der Orientierung.

Im folgenden wird der Werkstoff als Kontinuum betrachtet. Jedes Teilchen der Einlagerungsphase besitzt gleiches mittleres Volumen und auch

gleiche chemische Zusammensetzung. Dieses Modellgefüge läßt sich nun wiederum in repräsentative Zellen mit nur einem Teilchen der Einlagerungsphase - einem Rotationsellipsoid - zerlegen (Bild 74). Aufgespannt in einem dreidimensionalen Koordinatensystem lassen sich die Achsen, der Schwerpunkt und die Orientierung des geometrisch eindeutig definierten Teilchens bestimmen.

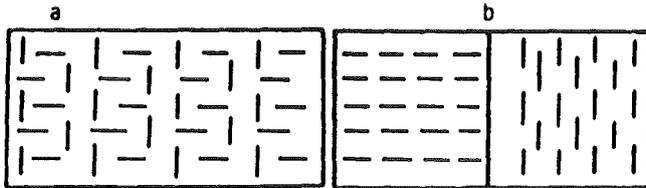


Bild 73: Orientierungsverteilung nach dem Kontinuums-(a) und dem Mehrzonenprinzip (b)

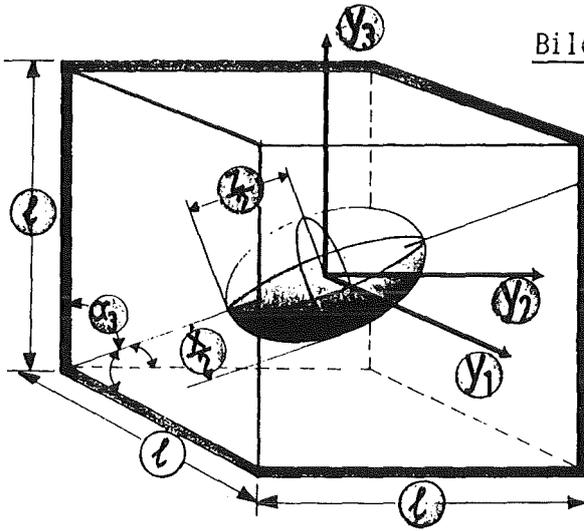


Bild 74: Repräsentative Zelle des zweiphasigen Einlagerungsgefüges mit einem Einlagerungsteilchen

Zur Ableitung der Korrelationsfunktion wird die repräsentative Zelle des zweiphasigen Einlagerungsgefüges gemäß Bild 75 in infinitesimal dünne Stäbchen zerlegt.

Im Bereich des rotationsellipsoiden Einlagerungsteilchens beinhalten somit die Stäbe bestimmte Bereiche der Einlagerungsphase. Der Stab selbst stellt eine Reihenordnung von Matrixphase und Dispergent dar (Bild 76a).

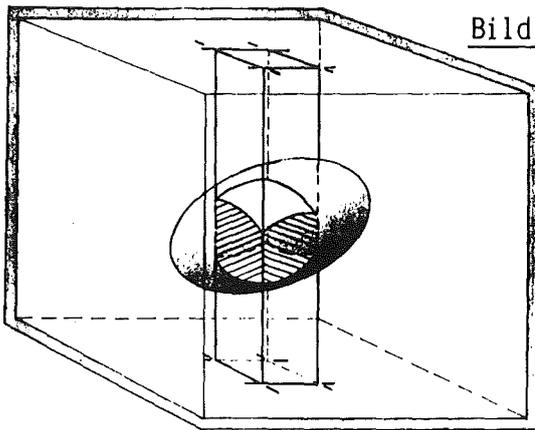
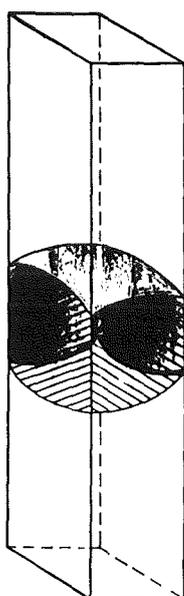
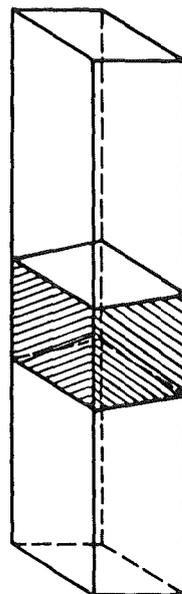


Bild 75: Zerlegung der repräsentativen Zelle in Stäbchen; Schnitt durch den Rotationsellipsoiden

Aufgrund der kleinen Abmessungen bzw. sehr kleinen aus der Gesamtzelle herausgelösten Bereiche ist eine "Glättung" bzw. Mittelung des Oberflächensegments des im herausgelösten Stäbchen enthaltenen Einlagerungsteilchens zulässig (Bild 76b).



(a)



(b)

Bild 76: Reihenfolge von Matrixphase und Dispergent im herausgelösten "Stäbchen" der repräsentativen Zelle (a), und "geglättetes" Teilchensegment im herausgelösten Stäbchen eines zweiphasigen Einlagerungsgefüges

Der Elastizitätsmodul lässt sich jetzt unter der Voraussetzung gleicher Spannungen in Matrix und Einlagerungsphase berechnen. Stäbchen gleicher

Einlagerungen besitzen denselben Elastizitätsmodul, bei verschiedenen Einlagerungen unterscheiden sich dementsprechend die Elastizitätsmodule. Wird ein Stäbchen ohne Dispergentenanteil "herausgelöst", so entspricht die Eigenschaft der reinen Matrix. Im nächsten Schritt werden die Stabsegmente von in Reihe geschalteten Matrix- und Einlagerungsteilchen wiederum parallel zur "idealisierten" repräsentativen Zelle geschaltet. Mathematisch gesehen entspricht das einer Integration über dem Raum - einem Doppelintegral.

Die Lösung des Integrals liefert den Elastizitätsmodul der "repräsentativen Zelle" eines zweiphasigen Werkstoffes mit Einlagerungsstruktur. Aufgrund der Kontinuumsprämisse gilt dieser Ansatz für die Berechnung des Elastizitätsmoduls des gesamten zweiphasigen Werkstoffes mit Einlagerungsstruktur gemäß folgender Gleichung:

$$E_C = E_M - \frac{E_M \cdot \pi}{V} [1 - T_1 - T_2 - T_3] \quad 3.15$$

mit

$$T_1 = \frac{1}{9(1 + \frac{1.99}{W} [\frac{E_M}{E_D} - 1])} \quad 3.16$$

$$T_2 = \frac{1}{3(1 + \frac{1.68}{W} [\frac{E_M}{E_D} - 1])} \quad 3.17$$

$$T_3 = \frac{1}{\frac{9}{5}(1 + \frac{1.04}{W} [\frac{E_M}{E_D} - 1])} \quad 3.18$$

$$V = \frac{3 \sqrt{(\frac{X}{Z}) \cdot (\frac{4 \cdot \pi}{3 \cdot c_D})^2}}{\sqrt{1 + [(\frac{X}{Z})^2 - 1] \cdot \cos^2 \alpha}} \quad 3.19$$

$$W = \frac{3 \sqrt{\frac{4 \cdot \pi}{3 \cdot c_D}} \cdot \sqrt{1 + [(\frac{X}{Z})^2 - 1] \cdot \cos^2 \alpha}}{3 \sqrt{(\frac{X}{Z})}} \quad 3.20$$

- wobei: E_C = Elastizitätsmodul des zweiphasigen Verbundwerkstoffes
mit Einlagerungsgefüge
 E_M = Elastizitätsmodul der Matrix
 E_D = Elastizitätsmodul des Dispergenten
 $\cos^2 \alpha$ = Orientierungsfaktor
 X = Nebenachse des Modell-Rotationsellipsoiden
 Z = Hauptachse des Modell-Rotationsellipsoiden
 c_D = Konzentration der Einlagerungsphase

Unter Zugrundelegung spezieller Einlagerungen bzw. Dispergentenformen läßt sich dieser Ansatz einer allgemeinen Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation für zweiphasige Einlagerungsgefüge zu Spezialfällen vereinfachen.

Für die "Pore als Einlagerungsphase" mit $E_D = 0$ gilt:

$$E_C = E_M \left(1 - \frac{\pi \sqrt{1 + \left[\left(\frac{X}{Z} \right)^2 - 1\right] \cdot \cos^2 \alpha}}{3 \sqrt{\left(\frac{X}{Z} \right) \left(\frac{4\pi}{3c_D} \right)^2}} \right) \quad 3.21$$

und für die "Pore als Einlagerungsphase in Kugelgestalt" mit $E_D = 0$, $\left(\frac{X}{Z} \right) = 1$ und $\cos^2 \alpha = 0.33$ gilt:

$$E_C = E_M \left(1 - 3 \sqrt{\frac{9\pi \cdot c_D^2}{16}} \right) \quad 3.22$$

oder

$$E_C = E_M \left(1 - 1,21 \cdot c_D^{2/3} \right) \quad 3.23$$

Der Gültigkeitsbereich dieses Modellansatzes ist mittels Parameterstudien und Plausibilitätstests in Abschnitt 3.2.3.3 dargestellt.

(Anhang 6.10 zeigt weitere Schreibweise der Gleichungen 3.21 und 3.22 bzw. 3.23)

Reflektiert an dem im nächsten Abschnitt aufgezeigten Gültigkeitsbereich und im Vergleich mit den zuvor erörterten Spezialfällen eines Modellansatzes gemäß der Gleichungen 3.8 bis 3.14 sowie im Vergleich mit den Grenzkurven erster und zweiter Ordnung wird die Anwendbarkeit des Modells zur Bestimmung des Gefüge-Eigenschafts-Zusammenhangs für den Elastizitätsmodul realer Oxid-Cermets anhand einer Gegenüberstellung berechneter mit im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmodulwerten in Abschnitt 3.3.3 gezeigt.

3.2.3.3 Einschränkung des Gültigkeitsbereiches der Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung für zweiphasige Einlagerungsgefüge

Eine Einschränkung der allgemeinen Gültigkeit der Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung für zweiphasige Werkstoffe ist bereits in der Ableitung der Modellbetrachtung impliziert. Die Einlagerungsphase des quasihomogenen Werkstoffes wird als rotationsellipsoides Teilchen in einer repräsentativen Zelle, d. h. in einem Würfel eingelagert beschrieben. Der rotationsellipsoide Körper erreicht in Form einer Kugel im Raum eines Würfels die maximale Raumerfüllung genau dann, wenn der Radius r der Kugel die halbe Kantenlänge $\ell/2$ einnimmt.

Die Volumina des Würfels (V_W) und der Kugel (V_K) berechnen sich mit

$$V_W = \ell^3 \quad \text{und} \quad 3.24$$

$$V_K = \frac{4}{3} \pi \cdot r^3 \quad \text{oder} \quad V_K = \frac{4}{3} \pi \left(\frac{\ell}{2}\right)^3 \quad 3.25$$

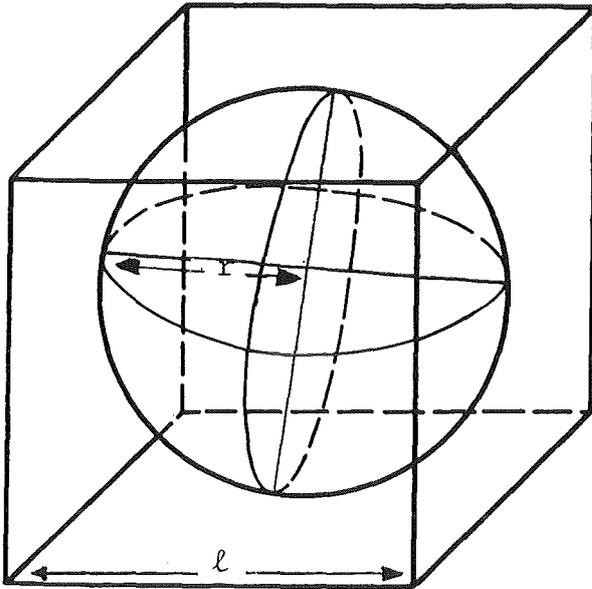


Bild 77: Rotationsellipsoides Teilchen (Kugel) mit maximaler Raumauffüllung in einem Würfel

daraus folgt:

$$V_K \sim 0,52 \cdot V_W \quad 3.26$$

Mit der Ableitung des Modells sind somit lediglich Konzentrationen der Einlagerungsphase bis maximal 52 Vol-% berücksichtigt. Überprüfungen der Korrelationsfunktion hinsichtlich höherer Dispergentenanteile liefern keine Aussage zur Gültigkeit über diesen Konzentrationsbereich hinaus, auch wenn sich bei "günstigen" Kombinationen der Gefügeparameter zufällig scheinbar richtige (positive) Werte für den effektiven Elastizitätsmodul zweiphasiger Werkstoffe bei hoher Konzentration des Dispergenten ($c_D < 0,52$) ergeben sollten.

Zur Überprüfung bzw. Veranschaulichung des Variationsbereichs des effektiven Elastizitätsmoduls nach Gleichung 3.15 wurde zu Parameterstudien ein Fortran Dialogprogramm erstellt (siehe Anhang 6.4). In den folgenden Darstellungen wird der Variationsbereich des Eigenschaftswertes in Abhängigkeit von der Form F_D der Einlagerungsteilchen, resultierend aus dem Achsenverhältnis (X/Z) der Substitutionsellipsoide und der Orientierung $\cos^2 \alpha$ dieser Teilchen zur Spannungsrichtung, untersucht.

Zu diesen Studien wurden Daten des realen Sinterwerkstoffes Gold mit Poren als Einlagerungsphase herangezogen. Der Elastizitätsmodul des reinen Goldes beträgt 80.000 MPa /328/. Die Parameterstudien beziehen sich in den Bildern 78 und 83 zunächst auf Variationen der Form von Einlagerungsteilchen vom "langgestreckten Stab" (Faser) mit dem Achsenverhältnis eines Rotationsellipsoiden $(\frac{X}{Z}) = 0,1$ über die "Kugel" mit dem Achsenverhältnis, $(\frac{X}{Z}) = 1$ bis hin zur "abgeplatteten Scheibe" mit einem Achsenverhältnis $(\frac{X}{Z}) = 10$. Über den gesamten Konzentrationsbereich wird desweiteren der Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$ im mathematisch zulässigen Bereich zwischen 0 und 1 variiert. Aus programmiertechnischen Gründen konnte $\cos^2 \alpha = 0,01$ als kleinster Wert nicht unterschritten werden.

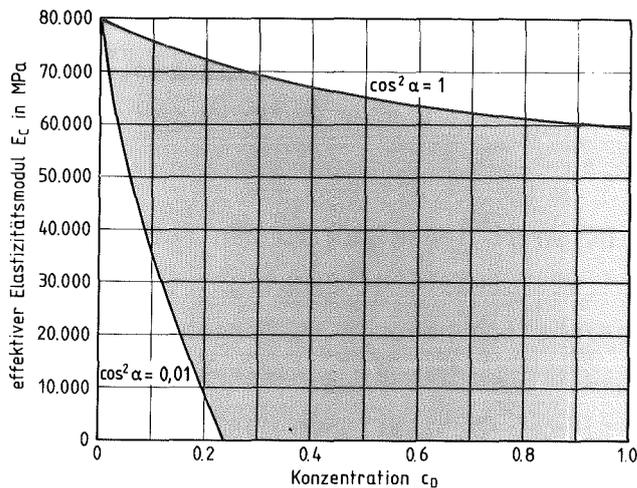


Bild 78: Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe nach Gleichung 3.21 $(\frac{X}{Z}) = 0,1$, d. h. Stäbchenform bzw. Faser

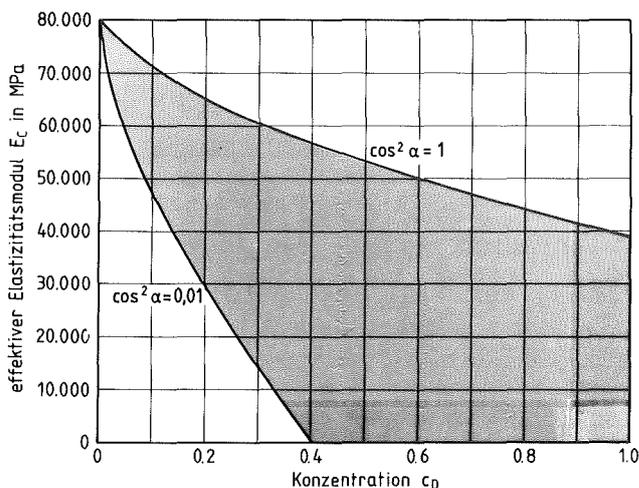


Bild 79: Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe nach Gleichung 3.21 $(\frac{X}{Z}) = 0,28$, d. h. Stäbchenform bzw. Kurzfasern

Im Falle eingelagerter Fasern (Bild 78 und 79) werden die höchsten Eigenschaftswerte erreicht, wenn die Faserrichtung axial zur Spannungsrichtung ($\cos^2 \alpha = 1$) liegt. Für die extreme Anordnung senkrecht zur Spannungsrichtung ($\cos^2 \alpha = 0$) erreicht der Elastizitätsmodul gemäß der Modellbetrachtung bereits bei geringen Konzentrationen der faserförmigen Einlagerungsphase den Wert Null. Das Modell versagt demnach im Falle extremer Orientierungen bereits bei geringen Konzentrationen der Einlagerungsphase, obwohl die Korrelationsfunktion entsprechend ihrer Ableitung bis ca. 52 Vol-% Dispergentenanteil gültig sein müßte.

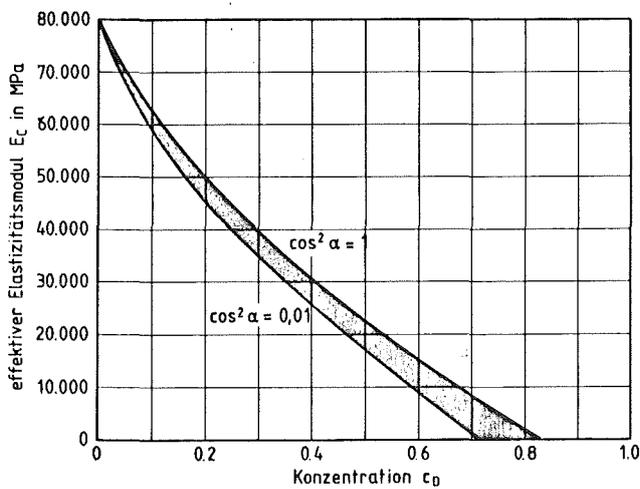


Bild 80: Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe nach Gleichung 3.21 $(\frac{X}{Z}) = 0,9$, d. h. nahezu Kugelform

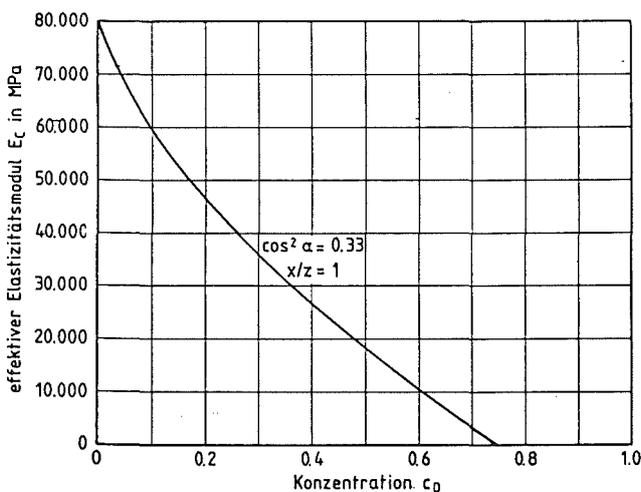


Bild 81: Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe nach Gleichung 3.22 oder 3.23 $(\frac{X}{Z}) = 1$ $\cos^2 \alpha = 0,33$, d. h. Kugelform

Nähert sich das Achsenverhältnis von Neben- zu Hauptachse des die realen Einlagerungen substituierenden Rotationsellipsoides dem Wert 1 (Bild 80), d. h. das Teilchen nimmt Kugelform an, wirkt sich der Einfluß der Orientierung zur Spannungsrichtung nur noch unwesentlich aus. Der Variationsbereich zwischen der Korrelationskurve für $\cos^2 \alpha = 0,1$ und der Korrelationskurve für $\cos^2 \alpha = 1$ ist relativ gering. Hat das Achsenverhältnis genau den Wert 1, d. h. das Ellipsoid ist eine Kugel, kann man nicht mehr von einer Vorzugsrichtung der eingelagerten Phase sprechen (Bild 81). Der Orientierungsfaktor entspricht dann der statistischen Orientierung ($\cos^2 \alpha = 0,33$). Der "Kugelfall" liefert zwar erst bei ca. 75 Volumenanteilen der Einlagerungsphase einen Elastizitätsmodul mit dem Wert Null, dennoch existiert aufgrund der Ableitung des Modells ein maximaler Gültigkeitsbereich nur bis ca. 53 Vol-% der Einlagerungsphase.

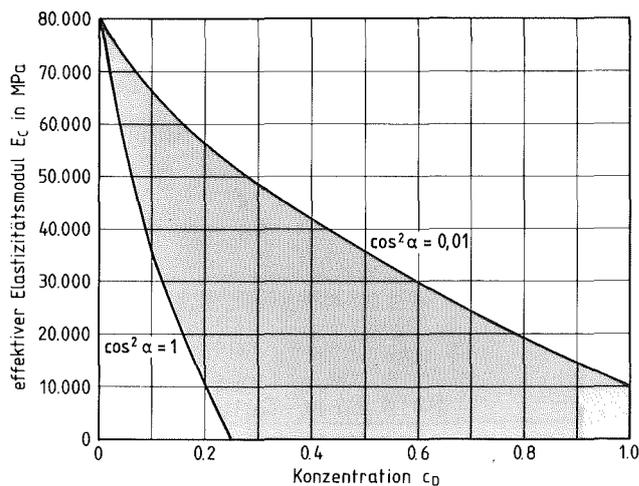


Bild 82: Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls eines zwei-phasigen Werkstoffes nach Gleichung 3.21 ($\frac{X}{Z} = 3$), d. h. abgeplattete "Linsenform"

Im Falle eingelagerter Scheibchen (Bilder 82 und 83) ist der Einfluß des Orientierungsfaktors dem der stabförmigen Einlagerungen gerade entgegengerichtet. Bei Orientierungen der Rotationsachse des ellipsoiden Einlagerungskörpers nahezu in Spannungsrichtung ($\cos^2 \alpha = 1$) liefert die Modellgleichung die niedrigsten Eigenschaftswerte. Bei senkrechter Orientierung der Rotationsachse zur Spannungsrichtung ($\cos^2 \alpha = 0$) erhält man die höchsten Werte für den Elastizitätsmodul. Auch in diesem Falle versagt der Modellansatz bei extremen Orientierungen bereits bei geringen Volumenanteilen des Dispergenten.

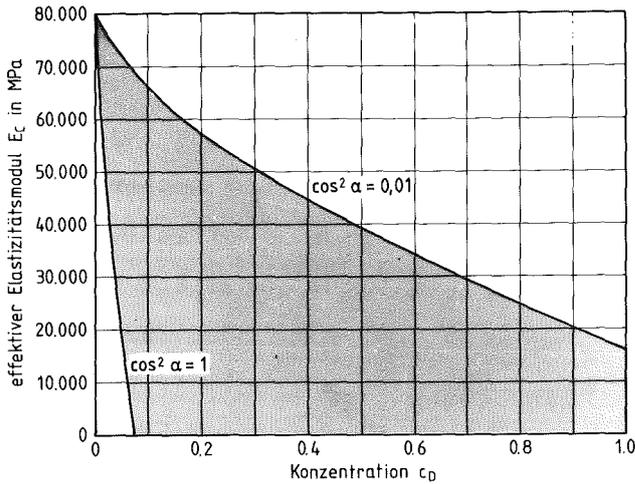


Bild 83: Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls eines zwei-phasigen Werkstoffes nach Gleichung 3.21 $(\frac{X}{Z}) = 10$, d. h. stark abgeplattete "Linsenform", bzw. Scheibe

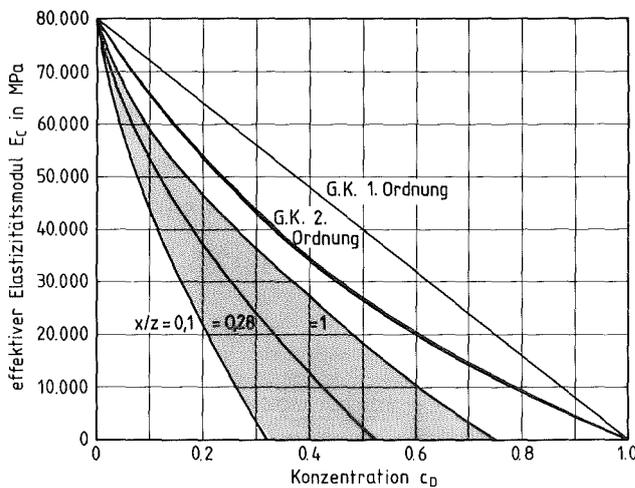


Bild 84: Obere Grenzkurven I. und II. Ordnung und Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls eines zwei-phasigen Werkstoffes nach Gleichung 3.21 und 3.22 bzw.

3.22 $0,1 \leq (\frac{X}{Z}) \leq 1, \cos^2 \alpha = 0,33$, d. h. Isotropie

In den Darstellungen der Bilder 84 und 85 sind die oberen Grenzkurven I. und II. Ordnung (die unteren Grenzkurven sind für den Porenfall nicht definiert) mit der Modellberechnung des Elastizitätsmoduls eines isotropen, porösen Gold-Sinterwerkstoffes verglichen. Zur Berechnung der oberen Grenzkurve II. Ordnung wird die Poissonzahl des Goldes zwischen 0,3 und 0,45 variiert (siehe Bandbreite der oberen Grenzkurve II. Ordnung). Gemäß der Darstellung in den Bildern 84 und 85 hat die Querkontraktion einen nur geringen Einfluß auf die Grenzkurve II. Ordnung.

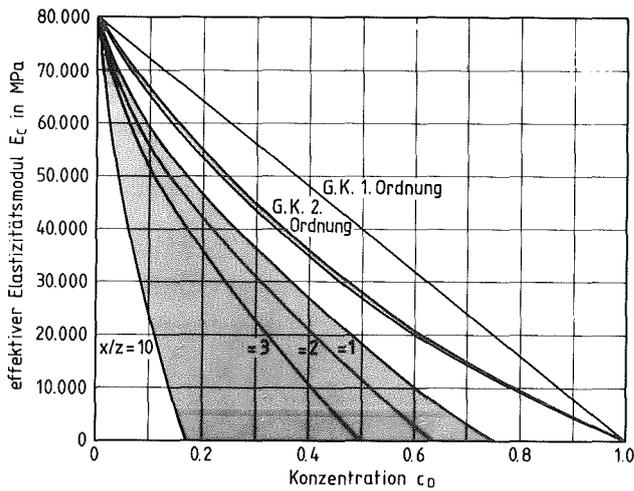


Bild 85: Obere Grenzkurven I. und II. Ordnung und Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls eines zweiphasigen Werkstoffes nach Gleichung 3.21 und 3.22 bzw.

3.23 $1 \leq \left(\frac{x}{z}\right) \leq 10$, $\cos^2 \alpha = 0,33$, d. h. Isotropie

Wiederum ist das gleiche Versagen des Modellansatzes bei extremen Belastungsfällen, und zwar bei extremen Achsenverhältnissen ($\left(\frac{x}{z}\right) \rightarrow 0$ und $\left(\frac{x}{z}\right) \rightarrow \infty$) zu erkennen. Im gesamten Konzentrationsbereich verläuft die Modellkurve unterhalb der Grenzkurve II. Ordnung, was einer Übereinstimmung mit der bei der Herleitung dieser Grenzkurven zugrundeliegenden statistischen Gefügeinformation "Isotropie" entspricht.

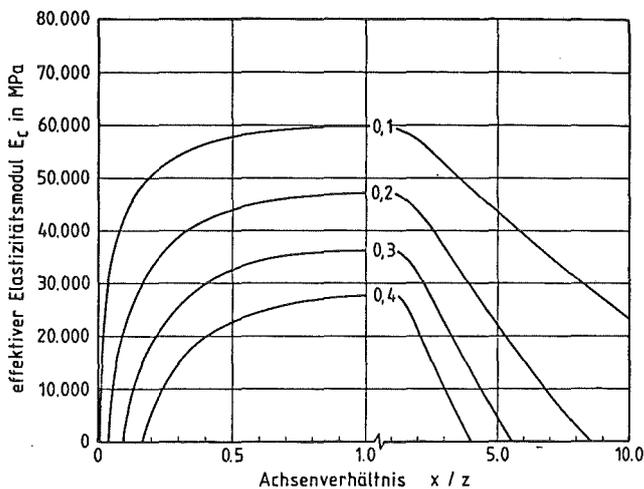


Bild 86: Variationsbereich des effektiven Elastizitätsmoduls eines zweiphasigen Werkstoffes nach Gleichung 3.21 $\cos^2 \alpha = 0,33$, d. h. Isotropie, $0,1 \leq c_D \leq 0,4$

Der Verlauf des effektiven Elastizitätsmoduls eines isotropen zweiphasigen Gefüges in Abhängigkeit vom Achsenverhältnis der substituierenden Rotationsellipsoide kehrt sich bei Überschreiten der Ver-

hältnisse $\left(\frac{X}{Z}\right) = 1$ (Kugelform) um. Bild 86 zeigt den Elastizitätsmodul in Abhängigkeit von der Form bei verschiedenen Volumenanteilen der Einlagerungsphase ($c_D = 0,1 - 0,4$). Auch bei dieser Darstellung erkennt man das Versagen des Modellansatzes unter extremen Bedingungen, d. h. für extreme Formen der Einlagerungsteilchen.

Zur allgemeinen Einschränkung des Gültigkeitsbereiches des erörterten Modellansatzes zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation läßt sich zunächst folgendes zusammenfassen:

- die Modellgleichung besitzt ihre Gültigkeit im Falle der kugelförmigen Einlagerungen bis maximal 52 Vol-% der Einlagerungsphase
- bei extremen Belastungsfällen, d. h. bei den formbezogenen Extremfällen der Faser und der abgeplatteten Scheibe läßt sich das Modell nicht anwenden.

In einer weiteren Überprüfung dieser Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung werden in Kapitel 3.3.3 an realen Gefügen durch Zugversuch ermittelte Elastizitätsmoduli mit berechneten Werten verglichen. In den Versuchen sind ausschließlich anwendungsorientierte Oxid-Cermet-Systeme mit Einlagerungsphasen bis zu einem Volumenanteil von maximal 30 % untersucht worden. Die Formen der Einlagerungen resultieren aus der Gestalt der verwendeten Pulverpartikel sowie aus dem Fertigungsprozeß. Extreme Formen wie Fasern oder Scheibchen wurden nicht erzeugt.

3.3 Experimentelle Ermittlung des Gefüge-Elastizitätsmodul-Zusammenhangs bei Oxid-Cermets

3.3.1 Quantitative Gefügeanalyse zur Bestimmung der Gefügedaten

3.3.1.1 Gefügeparameter

Wie bereits in Abschnitt 2.3 dargestellt wurde, benötigt man zur vollständigen quantitativen Beschreibung der Gefügestruktur eines mehrphasigen Werkstoffes insgesamt 5 Gefügeinformationen /348/,

1. Anzahl der Phasen
2. Anordnung der Phasen
3. Volumenanteile der Phasen
4. Form der Phasenteilchen
5. Orientierung der Phasenteilchen

die mit Hilfe der quantitativen Gefügeanalyse ermittelt werden. Die Frage nach der Anzahl der Phasen läßt sich bei ausreichend kontrastiertem Gefügebild anhand unterschiedlicher Grauwerte und/oder farblicher Unterscheidung der jeweiligen Phasen direkt beantworten.

Die Phasen eines Werkstoffes können sowohl kontinuierlich als Durchdringungsgefüge oder kontinuierlich - diskontinuierlich in der Beziehung Matrixphase-Einlagerungsphase als Einlagerungsgefüge angeordnet sein. Zur Unterscheidung der beiden Gefügetypen sind Messungen folgender Größen im Gefügebild notwendig:

- Anzahl aller eingelagerten Teilchen N_E
- Anzahl der eingelagerten Teilchen ohne Kontakt mit anderen Teilchen der Einlagerungsphase N_0
- Anzahl der Kontaktstellen zwischen Teilchen der Einlagerungsphase n_K

Der Kettenbildungsgrad /412/ liefert über die Beziehung

$$K = \frac{2 n_K \cdot N_E}{N_E - N_0} - 1 \quad 3.27$$

ein Maß für die mittlere Zahl der Kontaktnachbarteilchen pro Einlagerungsteilchen.

Bild 87 zeigt die Wahrscheinlichkeit für den Fall des Durchdringungsgefüges in Abhängigkeit vom Kettenbildungsgrad. Je kleiner die Zahl der Kontaktnachbarteilchen ist, desto geringer ist die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Durchdringungsgefüge.

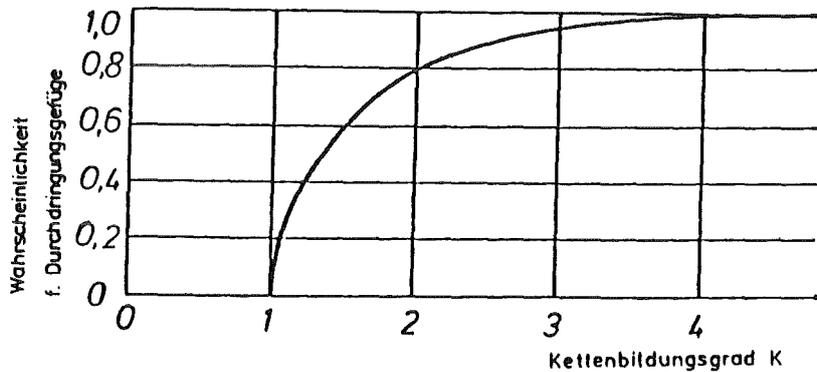


Bild 87: Kettenbildungsgrad

Über den Kettenbildungsgrad erhält man eine relativ exakte Information, ob Durchdringungsstruktur vorliegt oder nicht. Der Berechnung des Kettenbildungsgrades liegen jedoch modellmäßige Voraussetzungen zugrunde, die sich meßtechnisch nur sehr schwierig realisieren lassen. Der meßtechnische Aufwand zur Ermittlung der in Gleichung 3.27 einfließenden Parameter, insbesondere der Kontaktstellenzahl, steht in keinem Verhältnis zu den dabei zu erzielenden Zusatzinformationen bezüglich des Gefügetyps, zumal im Rahmen der Werkstofftechnologie durch Preß- und Sinterstudien (relative Dichte über der Konzentration abgetragen) bereits die Existenz einer metallischen Matrix bis hin zu einem bestimmten Konzentrationswert der oxidkeramischen Phase erkannt wurde. Insbesondere für ingenieurmäßige Belange erübrigt sich also die aufwendige Berechnung des Kettenbildungsgrades, wenn man alle zur Verfügung stehenden technologischen Informationen zur Deutung des Gefüges ausnutzt.

Somit verbleiben noch drei Gefügeparameter, die durch die Ableitung der Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation (Gleichung 3.15) als Gefügefaktoren definiert sind. Sie beschreiben das Gefüge eines zweiphasigen Werkstoffes quantitativ und berechnen sich bis auf den Formfaktor analog der Gefügefaktoren zur bekannten Gefüge-Feldeigenschaften-Korre-

lation für zweiphasige Werkstoffe /340, 347-349/. Die Ermittlung dieser Faktoren erfolgt bei realen Werkstoffen an zweidimensionalen Gefügebildern. Mit stereologischen Gleichungen lassen sich hieraus Gefügefaktoren bezogen auf den räumlichen Werkstoff errechnen.

Der Konzentrationsfaktor c_D ergibt sich als Volumenanteil der Phase direkt aus dem an den zweidimensionalen Gefügebildern ermittelten Flächenanteil der Phasen in statistisch durch den Werkstoff gelegten Schnitten (Delesse-Prinzip).

Die Form der eingelagerten Teilchen wird durch Haupt- und Nebenachse des nach Zugrundelegung der Mittelwertprämisse und des Kontinuumprinzips die realen Einlagerungsteilchen substituierenden Rotationsellipsoiden bestimmt. Gemäß Ableitung der Modellgleichung (Gleichung 3.15) beschreibt das Achsenverhältnis $(\frac{X}{Z})$ die Form und somit den Formfaktor zur Berechnung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe.

$$F = (\frac{X}{Z}) \quad 3.28$$

Das räumliche Achsenverhältnis $(\frac{X}{Z})$ ist aus den ebenen Achsenverhältnissen der Schnittellipsen von Substitutions-Rotationsellipsoiden ebenfalls über stereologische Gleichungen bestimmbar (siehe Anhang 6.5). Von jedem realen Einlagerungsteilchen wird im zweidimensionalen Gefügebild die Fläche und der Umfang gemessen. Das Achsenverhältnis der die Schnitte durch die Einlagerungsteilchen substituierenden Schnittellipsen $(\frac{a}{b})$ oder $(\frac{b}{a})$ mit gleichem Fläche-zu-Umfang-Verhältnis dient der Charakterisierung jedes Teilchens (Bild 88).

Mittlere Achsenverhältnisse von "großer" zu "kleiner" Achse $(\frac{\bar{a}}{\bar{b}})$ sowie "kleiner" zu "großer" Achse $(\frac{\bar{b}}{\bar{a}})$ der Schnittellipsen ergeben in stereologischen Rechnungen (siehe Anhang 6.5) Achsenverhältnisse für gestreckte und abgeplattete Rotationsellipsoide als Formfaktor $(\frac{X}{Z})$ für die Modellgleichung (Gleichung 3.15).

Gemäß Ableitung von Gleichung 3.15 ist der Orientierungsfaktor das Kosinusquadrat desjenigen Winkels, der die Hauptachse (Rotationsachse)

des die realen Teilchen substituierenden Rotationsellipsoiden mit der Spannungsrichtung bildet (analog des Orientierungsfaktors zur Gefügefeldeigenschafts-Korrelation).

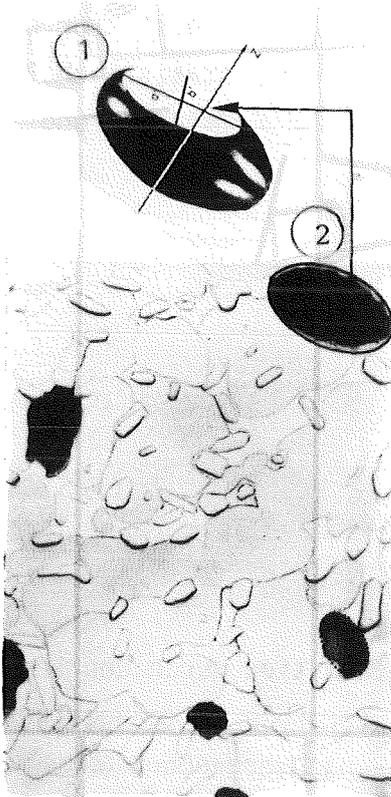


Bild 88: Bestimmung der Achsenverhältnisse von Schnittellipsen
① = abgeplattete Rotationsellipsoid
② = Schnittellipse

Auch der Orientierungsfaktor wird durch die aus der quantitativen Gefügeanalyse bestimmten Achsenverhältnisse von Schnittellipsen bzw. Substitutionsrotationsellipsoiden errechnet.

Hierbei werden die Achsenverhältnisse von Schnittellipsen in allen drei zu den 3 Raumrichtungen senkrechten Schnittebenen in die Berechnung einbezogen (siehe Anhang 6.5).

Demnach sind mittels quantitativer Gefügeanalyse die drei Gefügefaktoren

- Konzentration der Phasen ($= c_D$)
- Form ($= \frac{X}{Z}$) und
- Orientierung der Einlagerungsteilchen ($= \cos^2 \alpha$)

zur Korrelation von Gefügestruktur und Elastizitätsmodul bestimmbar. Sowohl die am zweidimensionalen Gefügebild durchgeführte Gefügeanalyse als auch weiterführende stereologische Rechnungen bis hin zur Modellgleichung wurden an einem vollautomatischen interaktiven Gefügeanalysator der Firma Kontron/Zeiss durchgeführt. Programme für stereologische Gleichungen, weiterführende Grenzwert- und Modellansätze, sowie Dateiverwaltungsprogramme wurden eigens hierfür erstellt.

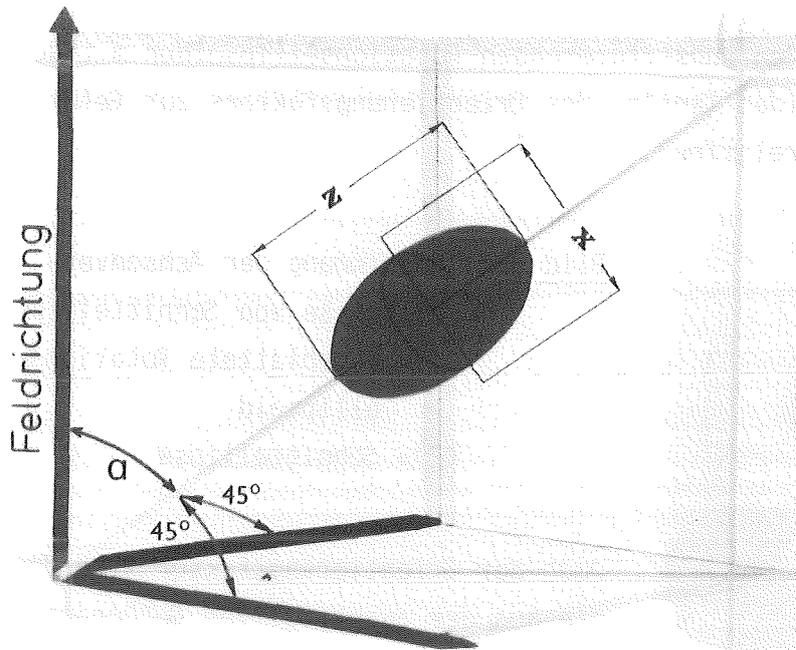


Bild 89:
Orientierungswinkel und Orientierungsvektor zum Orientierungsfaktor bei statistischer Orientierung

3.3.1.2 Meßprinzip

Von repräsentativen Proben aus präparierten Schnitten durch den Werkstoff wird die licht- oder elektronenoptisch vergrößerte Gefügestruktur entweder photographisch nachgebildet, ggf. nachvergrößert und elektronisch vermessen, oder mittels Kamera digitalisiert und vermessen (Bild 90) /345, 348/.

Am zweidimensionalen Gefügebild lassen sich nur Informationen in der Ebene ermitteln. Diese Meßgrößen werden über stereologische Gleichungen auf dreidimensionale Gefügeparameter umgerechnet.

Die gefügeanalytische Meßmethodik zur Auswertung einer zweidimensionalen Bildvorlage basiert auf dem Prinzip des Planimetrierens von Flächen, der Messung von Sehnenlängen und der Auszählung von Punkten /366/. Bild 91 beschreibt schematisch diese Meßmethoden.

Moderne Gefügeanalytoren bieten die Möglichkeit zur halbautomatischen, interaktiven und vollautomatischen Vermessung des Gefüges zum Erhalt quantitativer Gefügeinformationen. Zur Weiterverarbeitung dieser In-

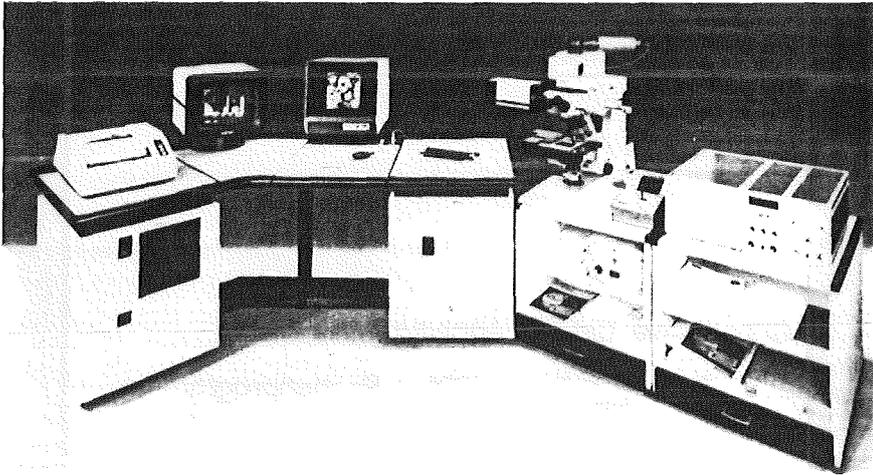


Bild 92: Interaktives Bildanalysesystem* IBAS I, II, TV-Kamera, Lichtmikroskop (incl. Autofokus und Scanningtisch), Farbmonitor (für Gefügedarstellung), Datenmonitor.

* Aufnahme aus Applikationslabor der Firma Kontron

Das in dieser Arbeit eingesetzte IBAS Meßsystem des IMF I, KfK (Bild 92) wurde derart mit Soft- und Hardware ausgebaut, daß nach gefügeanalytischen Messungen (IBAS-Meßprogramme) und im Dialog eingegebenen Zusatzinformationen hinsichtlich Phasenkonstanten (Elastizitätsmoduli der Phasen, Poissonzahlen) zunächst die Gefügeparameter und schließlich direkt der Eigenschaftswert, d. h. der berechnete Elastizitätsmodul des zweiphasigen Oxid-Cermets als Output vorliegt (Bild 93).

Der eigenen Softwareentwicklung am 64 K-Steuerrechner des IBAS-Gefügeanalysators lag zum einen die Idee der Werkstoffeigenschaftsberechnung aus quantitativen Gefügeinformationen und Zusatzinformationen hinsichtlich der Phasenkonstanten (Bild 94), zum anderen die Idee der Ermittlung von Werkstoffeigenschaften bei theoretisch möglichen Kombinationen zahlreicher Verbundwerkstoffkomponenten durch Parameterstudien (Bild 95) zugrunde.

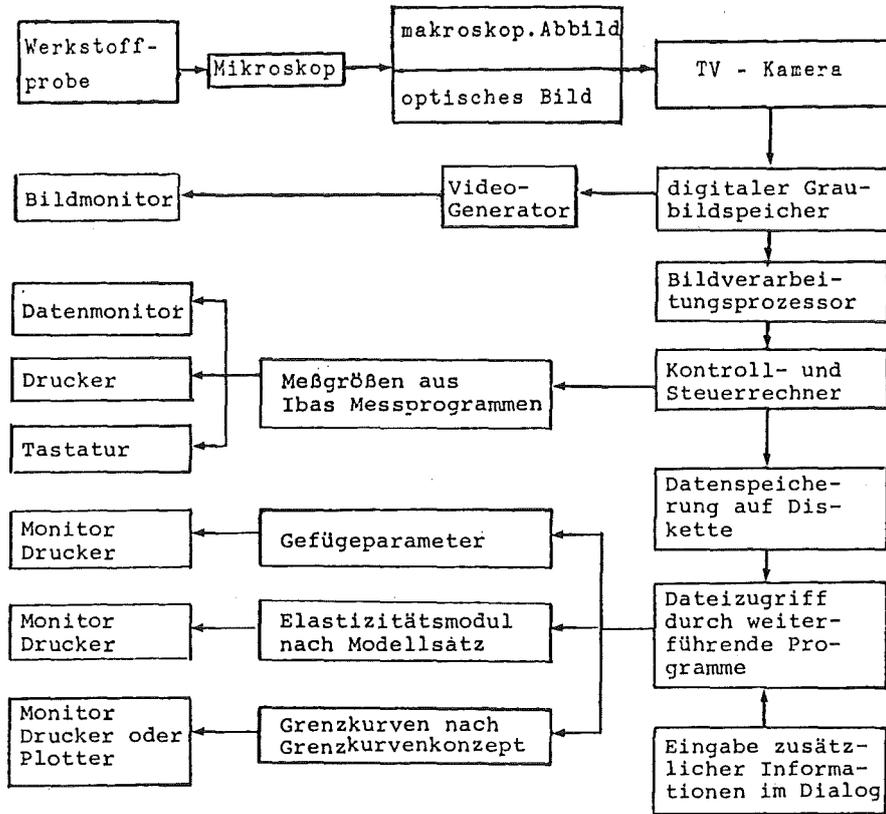


Bild 93: Schema der Bildanalyse erweitert zur Berechnung des Elastizitätsmoduls aus Gefügeinformationen

Nach dem Prinzip der zuvor beschriebenen quantitativen Gefügeanalyse unter Verwendung der eigens zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation geschriebenen EDV-Fortran-Dialogprogramme wurden poröse Goldwerkstoffe, Gold-Glas-Verbundwerkstoffe, poröse Eisenwerkstoffe und Eisen-Glas-Verbundwerkstoffe (Technologie siehe Abschnitt 3.1) hinsichtlich der Gefügeparameter zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung untersucht. Die Probenahme, vergrößerte Gefügaufnahmen und Meßergebnisse bzw. gefügeanalytische Meßergebnisse sind im nächsten Abschnitt dargestellt.

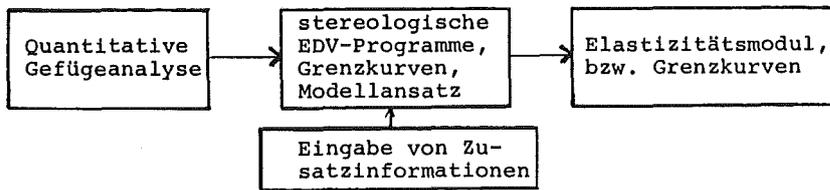


Bild 94: Schematische Darstellung der EDV-gestützten Werkstoffeigenschaftsbestimmung mittels quantitativer Gefügeanalyse

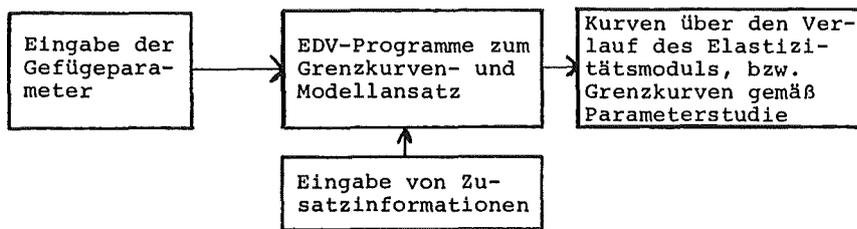
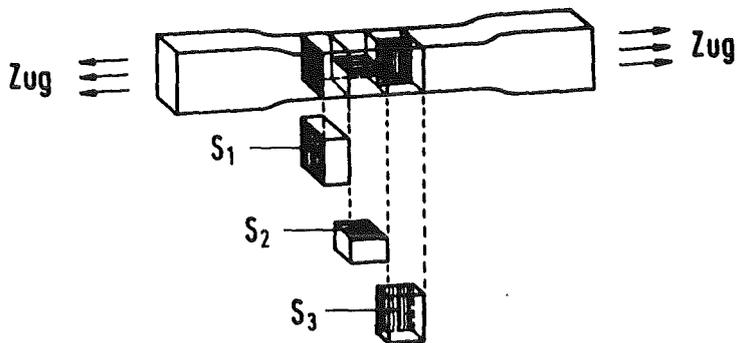


Bild 95: Schematische Darstellung des Ablaufs der Parameterstudien zur Berechnung der Werkstoffeigenschaft durch Gefügeparameter

3.3.1.3 Probenentnahme, Gefügecharakterisierung und Meßergebnisse

Bei der Bestimmung des Orientierungsfaktors als Parameter zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung (Gleichung 3.15) liefert die quantitative Gefügeanalyse richtungsabhängige Größen. Demgemäß und zur Gewährleistung statistischer Informationen über das Gefüge wurden an eigens zur Gefügeanalyse hergestellten Zugproben (Technologie siehe Abschnitt 3.1) drei senkrecht zueinander liegende Meßbereiche bzw. Flächen aus dem Werkstoff herausgeschnitten. Die Schnitte wurden in dem Bereich der Versuchslänge vorgenommen, in dem bei fast allen Zerreißversuchen auch der Bruch eintrat.



S₁ = senkrecht zur Spannungsrichtung

S₂ = axial zur Spannungsrichtung

S₃ = axial zur Spannungsrichtung und senkrecht zu S₂

Bild 96: Schematische Darstellung der Probenentnahme für die quantitative Gefügeanalyse

Jede Schnittebene wurde bei 200- bis 500-facher Vergrößerung wiederum in 16 aneinandergereihten Teilfeldern quantitativ vermessen.

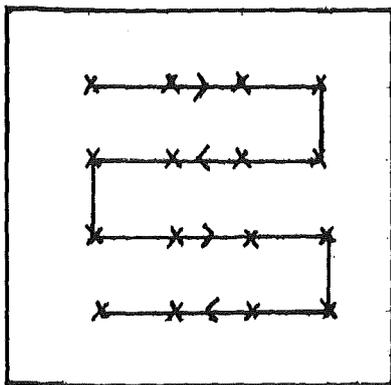


Bild 97: Meßfelder zur quantitativen Gefügeanalyse je Schnittebene

Die Konzentration der Glasphase, bzw. die Porosität c_D sowie der Formfaktor $\left(\frac{X}{Z}\right)$ errechnen sich aus der Mittelung der Gefügedaten aller drei Schnittebenen. Der Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$ bezieht sich auf den Winkel zwischen Rotationsachse eines Substitutions-Rotations-ellipsoiden und der Spannungsrichtung gemäß Zugversuch.

Zur Darstellung der unterschiedlichen Porositäten bzw. Glaskonzentrationen sowie der unterschiedlichen Einlagerungsformen sind im folgenden vergrößerte Gefügebildnahmen der Querschnitte (S1, Bild 96) gegenübergestellt. Zur besseren Übersicht handelt es sich bei den Gefügebildnahmen um 100-fache Vergrößerungen bei porösen Goldwerkstoffen und Gold-Glas-Cermets und um 150-fache Vergrößerungen bei Eisenwerkstoffen und Eisen-Glas-Cermets. Zur Analyse am Gefügeanalysator waren jedoch 500-fache Vergrößerungen erforderlich.

Die Gefügebildnahmen aus Bild 98 (a) - (d) zeigen poröse Gold-Sinterwerkstoffe, deren Porositäten durch Variation des Preßdruckes auf nahezu exakt 5, 10, 15 und 20 % eingestellt sind. Die Verteilung der Poren ist inhomogen, d. h. zum Werkstoffinneren hin nimmt die Porosität ab. Bild 98 (c) zeigt den Übergang in die "dichtere" Zone. Bei höheren Porositäten (Bild 98 (d)) treten in zunehmendem Maße große Poren nahezu sphärischer Gestalt auf. Die zur Gefügeuntersuchung notwendige Präparation, d. h. das Schleifen und Polieren, verursachte auch bei in Vakuum eingebetteten Probenkörpern höherer Porosität das "Zuschmieren" der zur Bearbeitungsfläche hin offenen Poren durch duktile Goldpartikel. Auf Darstellungen poröser Gold-Sinterwerkstoffe bis 30 % Porosität wird aus diesem Grunde verzichtet.

Im Falle der Einlagerung des Borosilikatglases Typ "0123" der Firma Degussa (Bild 99) konnte keine inhomogene Verteilung des Glasdispertenten und auch nicht der ca. 10%igen Restporosität festgestellt werden. Sowohl beim Sägen als auch beim Schleifen und Polieren lösten sich keine Glaspartikel aus der Goldmatrix heraus, was auf gute Haftung zwischen den Phasen zurückzuführen ist. Bis zu einem Glasanteil von 30 Vol-% ließ sich eine intakte Goldmatrix realisieren. Mit zunehmendem Glasgehalt (z. B. Bild 99 (f)) agglomerieren Glaskörner zu größeren Glaseinschlüssen irregulärer Gestalt, was auf eine bevorstehende Auflösung der Goldmatrix hindeutet und die in Abschnitt 3.1.3 durch Preßstudien gewonnenen technologischen Informationen bezüglich eines Matrixwechsels bzw. einer Matrixauflösung bestätigt.

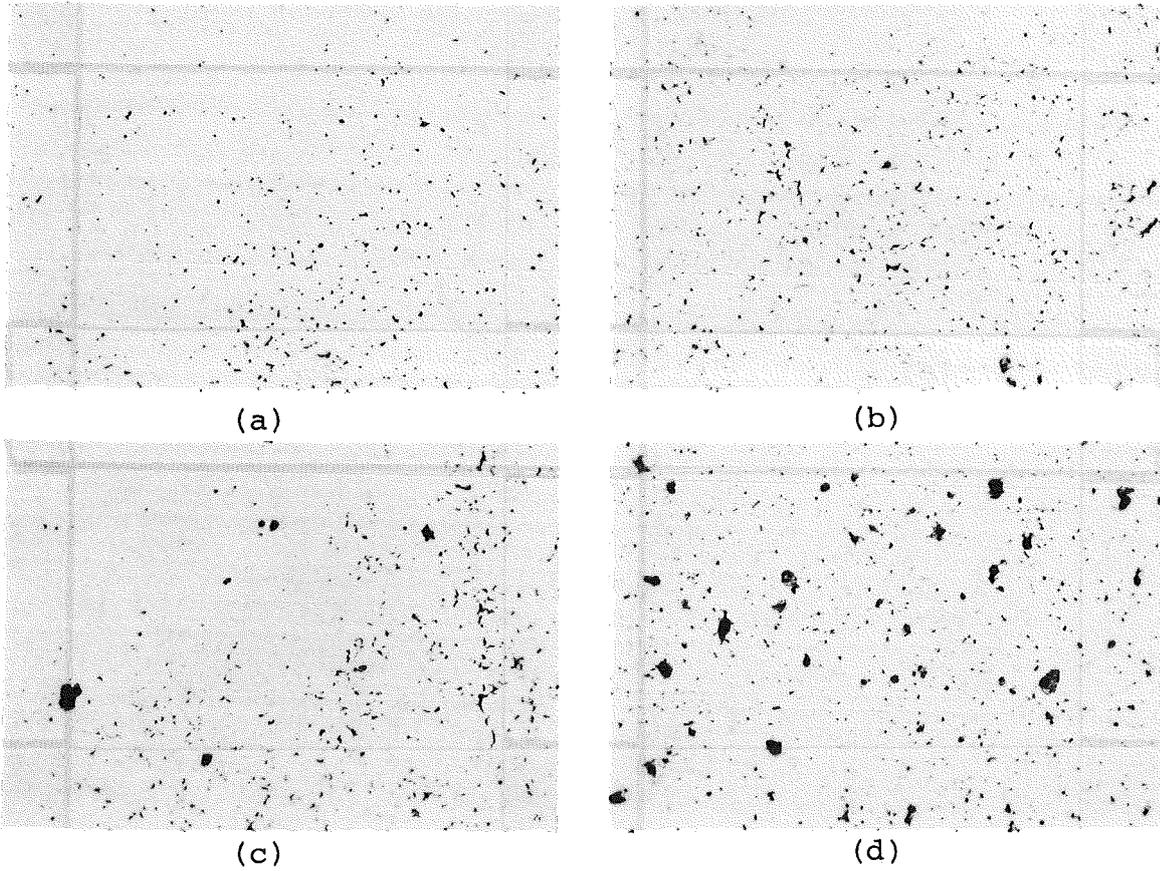
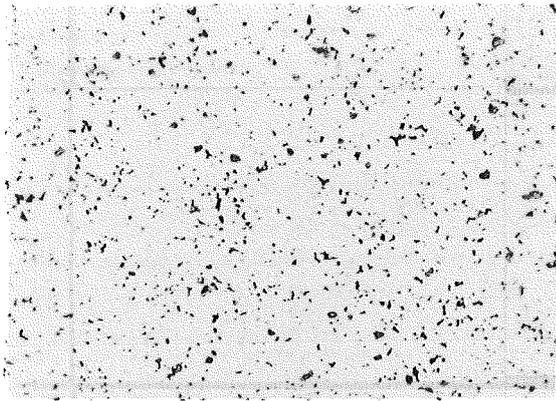
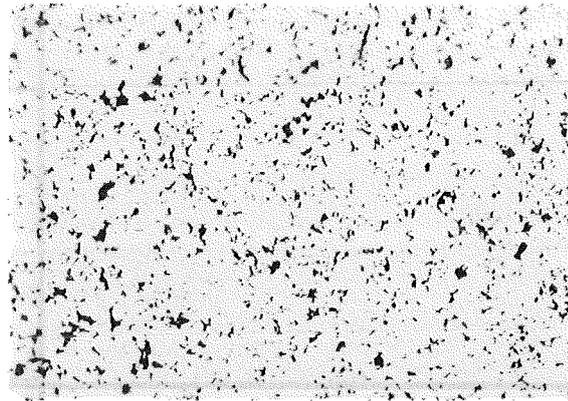


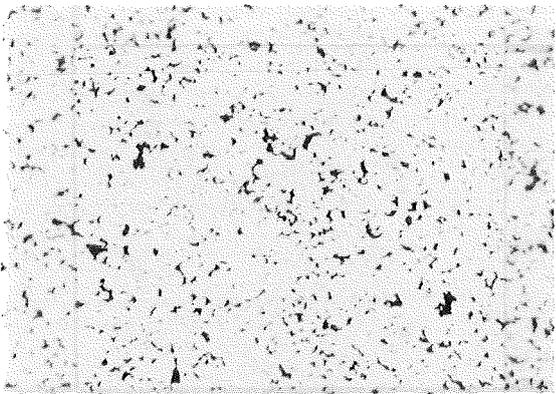
Bild 98: Gefügeaufnahmen von porösen Gold-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 100 \times$, mit (a) 5 %, (b) 10 %, (c) 15 % und (d) 20 % Porosität
Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuches, axial zur Preßrichtung



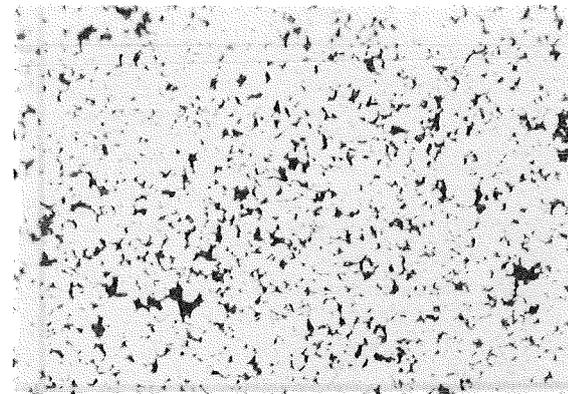
(a)



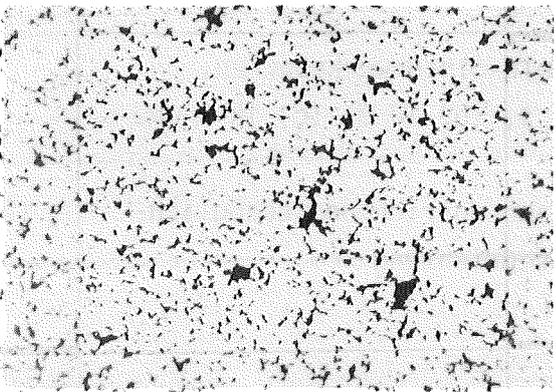
(b)



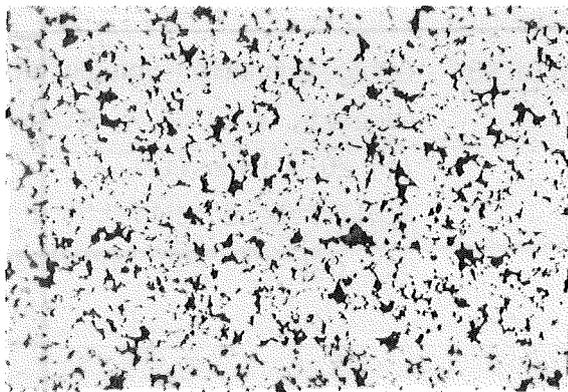
(c)



(d)



(e)



(f)

Bild 99: Gefügeaufnahmen von Gold-Glas (Typ 0123)-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 100 \times$, mit (a) 5 Vol-%, (b) 10 Vol-%, (c) 15 Vol-%, (d) 20 Vol-%, (e) 25 Vol-% und (f) 30 Vol-% Glas, Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuches, axial zur Preßrichtung

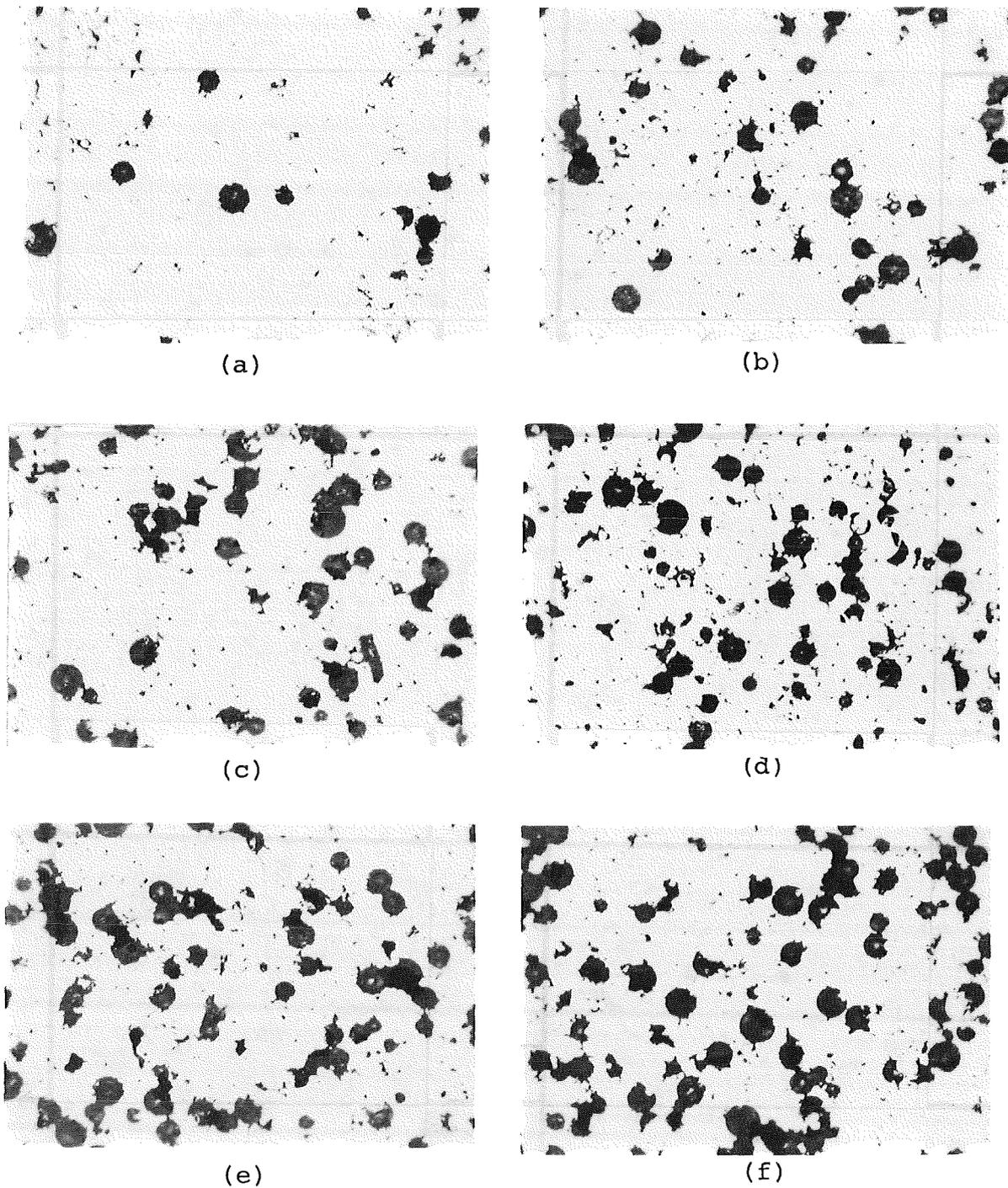
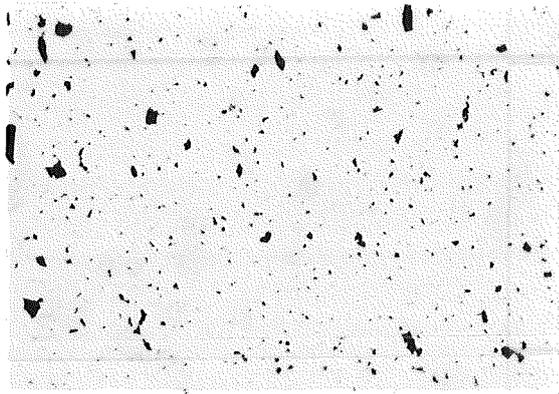


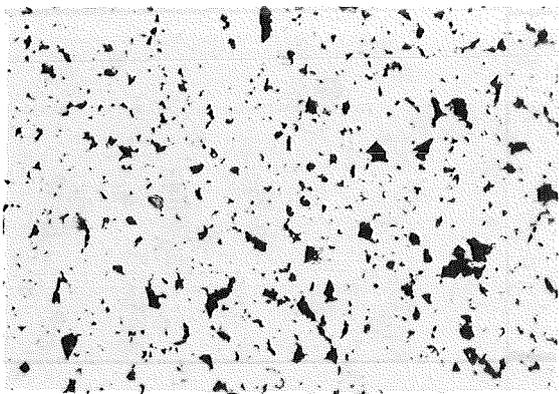
Bild 100: Gefügaufnahmen von Gold-Glas (Micro)-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 100 \times$ (a) 5 Vol-%, (b) 10 Vol-%, (c) 15 Vol-%, (d) 20 Vol-%, (e) 25 Vol-% und (f) 30 Vol-% Glas
Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuches, axial zur Preßrichtung



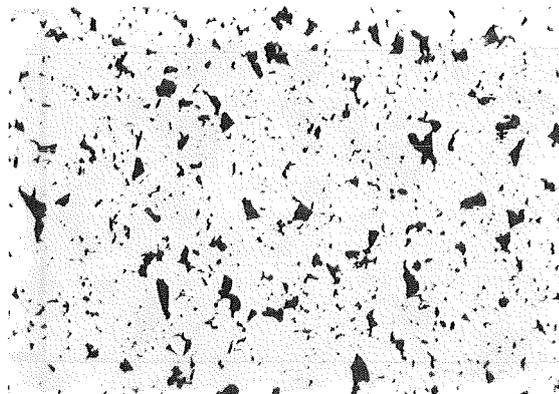
(a)



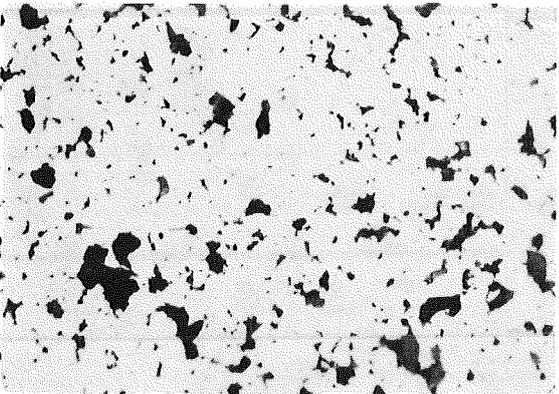
(b)



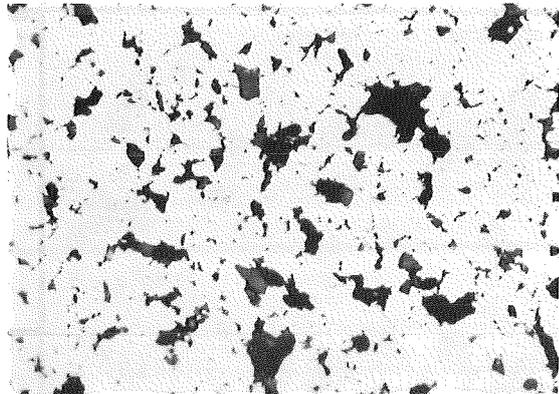
(c)



(d)



(e)



(f)

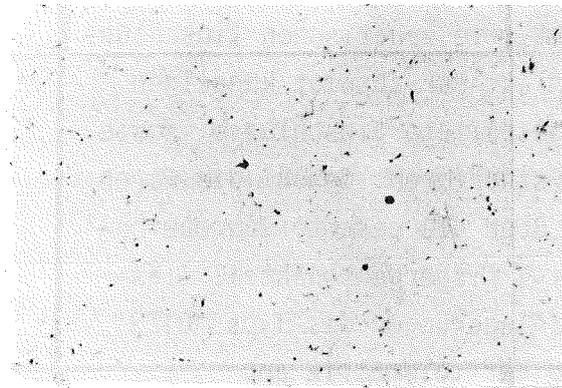
Bild 101: Gefügeaufnahmen von Gold-Glas (SiO_2)-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 100 \times$, mit (a) 5 Vol-%, (b) 10 Vol-%, (c) 15 Vol-%, (d) 20 Vol-%, (e) 25 Vol-% und (f) 30 Vol-% Glas, Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuches, axial zur Preßrichtung

Auch das Borosilikatglas "Micro" der Firma Potters löste sich bei der Präparation nicht aus der Bearbeitungsoberfläche heraus - die Haftung zwischen den Phasen ist ebenfalls intakt. Die sphärischen Einschlüsse der Bilder 100 (a) - (f) resultieren aus der absolut kugeligen Gestalt der Pulverpartikel. Irregulär gestaltete Einschlüsse, sowie "Fransen" am Rande der Glaseinschlüsse sind Poren. Sowohl die Poren als auch die Glaskugeln verteilen sich über die gesamte Zugprobe homogen. Auch hier lassen sich bei 30 Vol-% Dispergentenanteil Glasagglomerate feststellen. Wie bei Glaseinlagerungen des Typs "0123" deutet sich hier bereits eine Auflösung der Goldmatrix an.

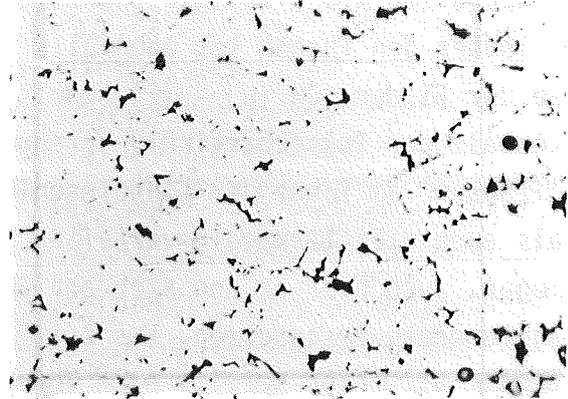
Goldproben mit amorphen SiO_2 -Einschlüssen hingegen bereiteten bei der Präparation wesentliche Schwierigkeiten. Bereits der Sägevorgang löste einen Teil der nur mechanisch in der Goldmatrix verzahnten Keramikpartikel aus dem Verbund. Haftung aufgrund guten Benetzungsverhaltens während des Sinterprozesses war nicht gegeben. Die in den Gefügebildern 101 (a) - (f) gut erkennbaren "Einschlüsse" sind zum Teil "Löcher", hervorgerufen durch die bei Präparation ausgebrochenen SiO_2 -Partikel. Die Gefahr der Gefügebildverfälschung durch vom Gold zugeschmierte Poren konnte nicht ausgeschlossen werden.

Zugproben bestehend aus einer Eisenmatrix wurden ebenfalls bei unterschiedlichen Porositäten und Glaseinschlüssen analog den Gold-Glas-Cermets gefügeanalytisch untersucht.

Die Gefügaufnahmen der Eisen-Sinterwerkstoffe im Bild 102 (a) - (f) zeigen in 150-facher Vergrößerung unterschiedlich poröse Gefüge, gestaffelt bis hin zu 25 % Porosität. Eisenwerkstoffe höherer Porositäten ließen sich in Zugversuchen hinsichtlich des Elastizitätsmoduls nicht mehr auswerten. Wie bei Goldwerkstoffen sind auch im Falle des Eisenwerkstoffes die Poren inhomogen verteilt. Hervorgerufen durch einaxiales Pressen ist die Porosität zur Werkstoffmitte hin wesentlich geringer als am Rande. Mit zunehmender Porosität steigt auch das Volumen der Einzelpore. Große Poren sphärischer Gestalt wie bei den porösen Goldproben konnten nicht festgestellt werden.



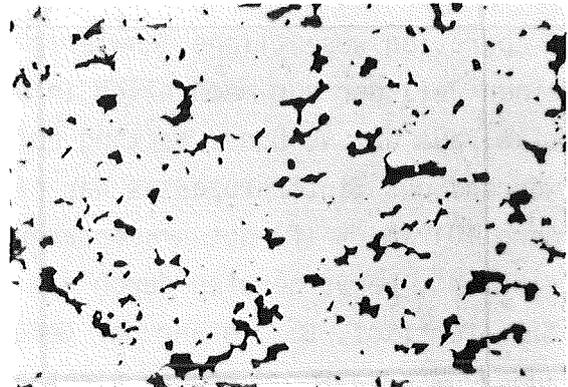
(a)



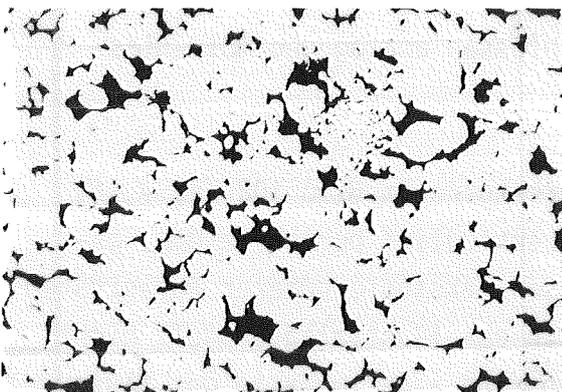
(b)



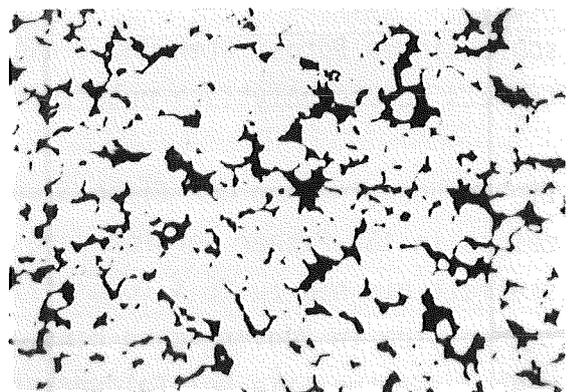
(c)



(d)

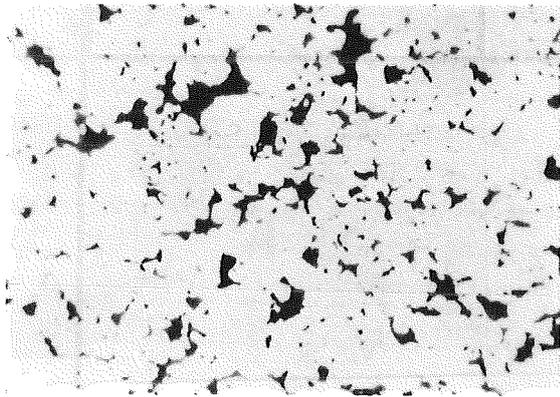


(e)

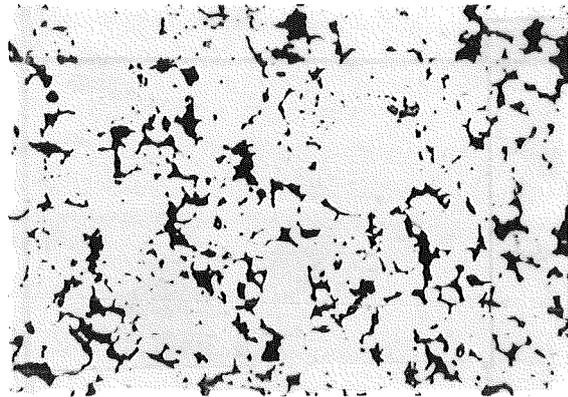


(f)

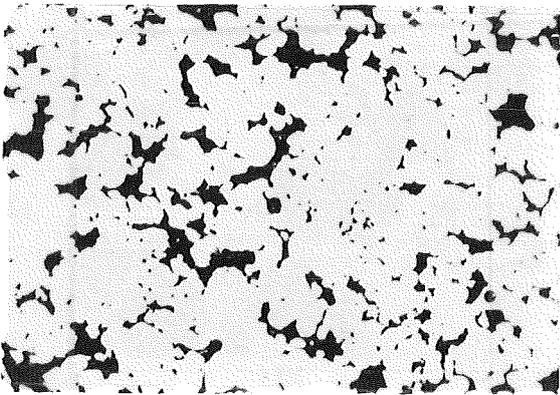
Bild 102: Gefügebildungen von porösen Eisen-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 150 \times$, mit (a) 2,5 %, (b) 5 %, (c) 10 %, (d) 15 %, (e) 20 % und (f) 25 % Porosität. Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuches, axial zur Preßrichtung.



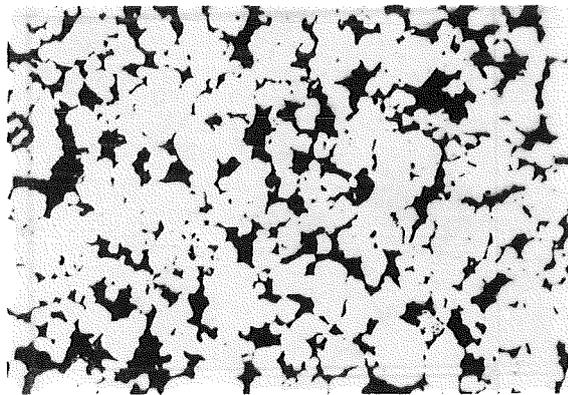
(a)



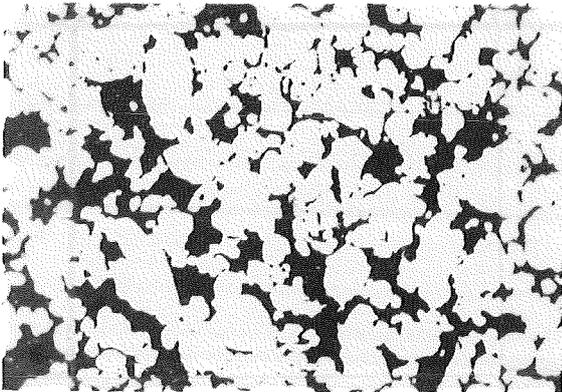
(b)



(c)

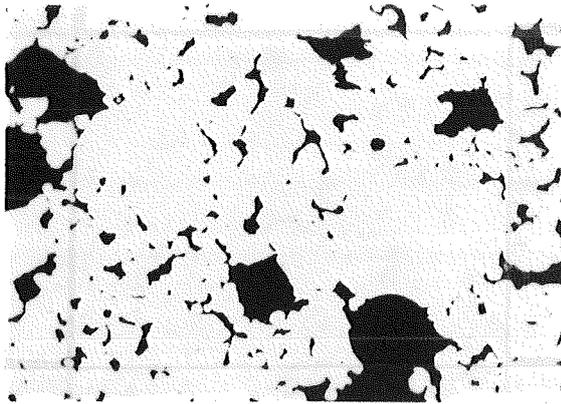


(d)

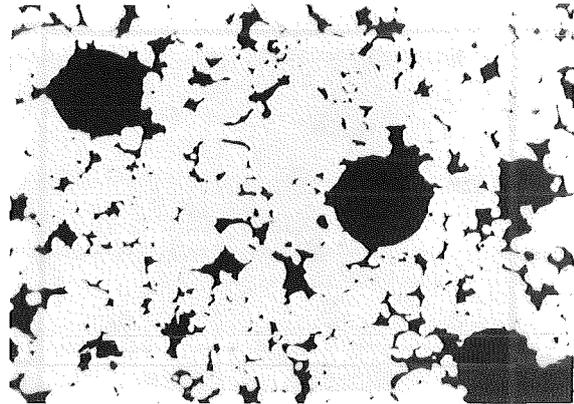


(e)

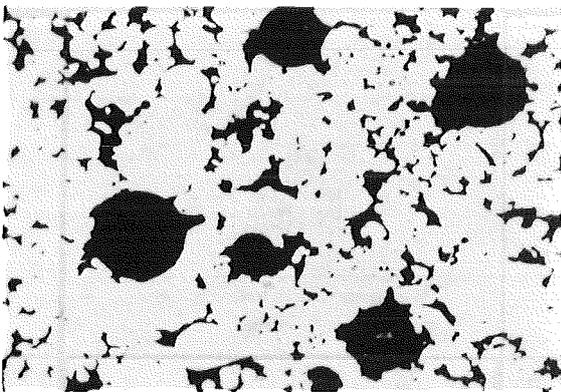
Bild 103: Gefügebildungen von Eisen-Glas (Typ 0123)-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 150 \times$, mit (a) 5 Vol-%, (b) 10 Vol-%, (c) 15 Vol-%, (d) 20 Vol-% und (e) 25 Vol-% Glas, Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuchs, axial zur Preßrichtung



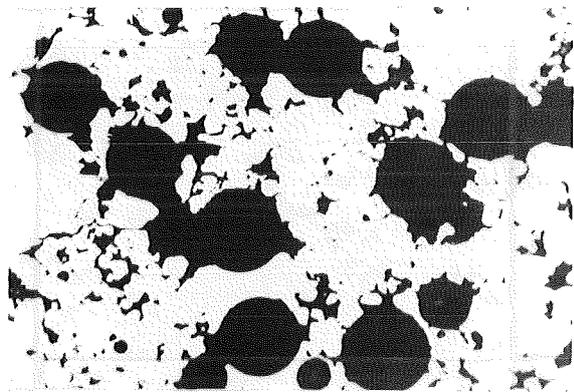
(a)



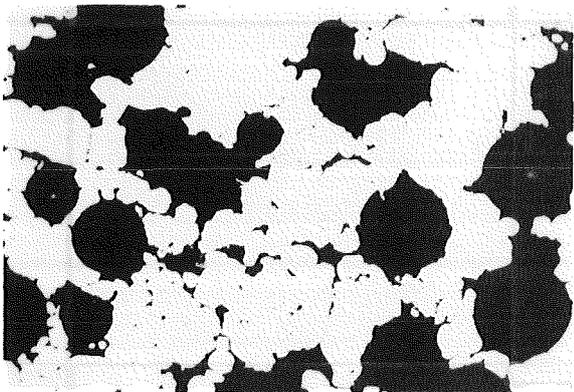
(b)



(c)

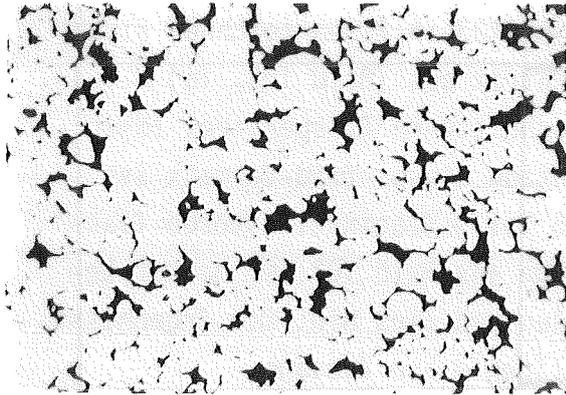


(d)

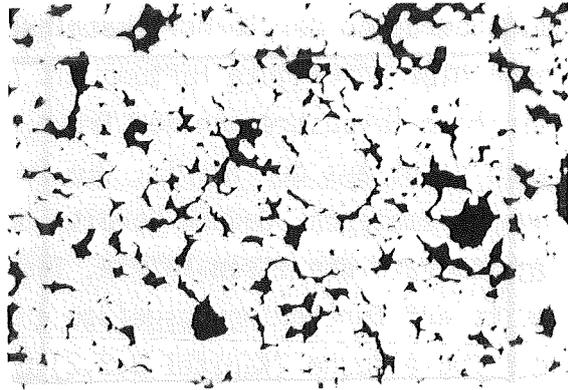


(e)

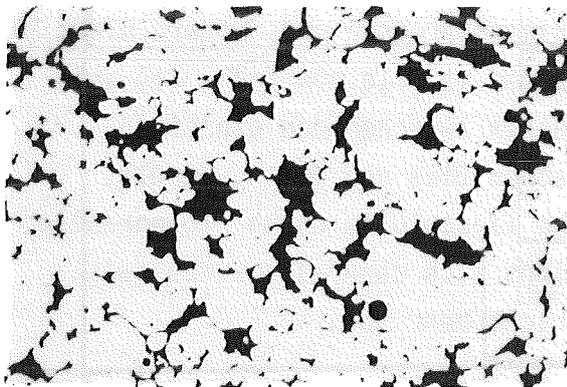
Bild 104: Gefügebildungen von Eisen-Glas(Micro)-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 150 \times$, mit (a) 5 Vol-%, (b) 10 Vol-%, (c) 15 Vol-%, (d) 20 Vol-% und (e) 25 Vol-% Glas, Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuchs, axial zur Preßrichtung



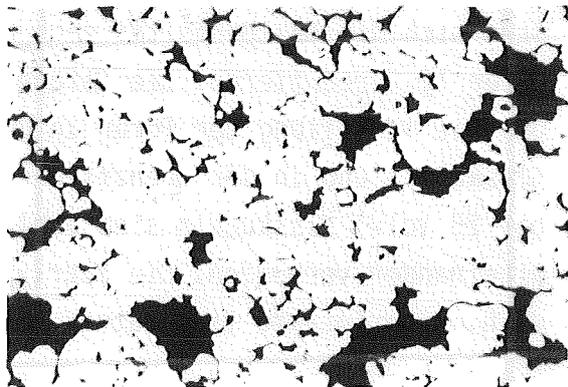
(a)



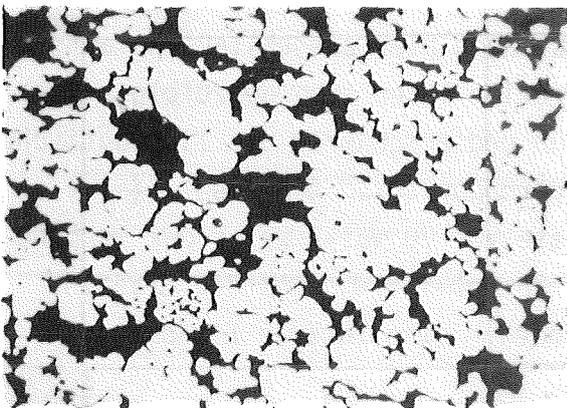
(b)



(c)



(d)



(e)

Bild 105: Gefügebildungen von Eisen-Glas(SiO_2)-Sinterwerkstoffen, ungeätzt, $V = 150 \times$, mit (a) 5 Vol-%, (b) 10 Vol-%, (c) 15 Vol-%, (d) 20 Vol-% und (e) 25 Vol-% Glas. Schliffebene senkrecht zur Spannungsrichtung bezüglich des Zugversuchs, axial zur Preßrichtung

Einlagerungen des Borosilikatglases Typ 0123 in Eisen zeichnen sich auch hier durch gute Haftung mit der Matrix aus (Bild 103, (a) - (e)). Die beim Heraustrennen der Probe angeschnittenen Glaspartikel lösen sich nicht aus der Matrix. Die Präparation dieses Oxid-Cermets ist unproblematisch. Jedoch bereits bei 25 Vol-% Glasanteil stören Glas-Agglomerate die Eisen-Matrix. Das Gefüge aus Bild 103 (e) deutet bereits auf Durchdringungsgefüge aus Eisen und Glas hin. Die Ergebnisse der Zugversuche (Kapitel 3.3.2) bestätigen diese Aussage.

Durch Einlagerungen der mit dem Eisen gut haftenden Micro-Glaskugeln läßt sich die Restporosität nach einaxialem Pressen und Sintern nicht unter 12 % reduzieren. Die Gefügaufnahmen in Bild 104 (a) - (e) zeigen die Verteilung der Poren in der Matrix zwischen den einzelnen Glaskugeln und in der Grenzfläche zwischen Glas und Eisen. Bereits bei 25 Vol-% Glaskugeln sind zahlreiche Einschlüsse durch "Porenkanäle" miteinander verbunden. Die Matrix beginnt sich ebenfalls aufzulösen, d. h. eine intakte Eisenmatrix liegt nicht mehr vor.

Die beim Sintern der Eisen-SiO₂ Zugproben im festen Zustand vorliegende Keramiphasen benetzt mit dem Eisen nicht. Wie bei Gold-SiO₂-Cermets beschränkt sich der Haftungsmechanismus auch hier ausschließlich auf mechanische Verzahnung. Bei der Präparation lösen sich demzufolge Einlagerungsteilchen aus der Matrix heraus und erschweren die lichtoptische Trennung zwischen Poren und Glaseinlagerungen (Bild 105, (a) - (e)). Bis zu einem Volumenanteil der Glasphase von 20 Vol-% weist der Verbund ein intaktes Matrixgefüge auf, ab ca. 25 Vol-% SiO₂ sind die Glaseinlagerungen durch "Probenkanäle" verbunden - eine intakte Eisenmatrix liegt auch hier nicht mehr vor.

Zur lichtoptischen Untersuchung im Rahmen der quantitativen Gefügeanalyse wurden die Metall-Glas Proben zum Teil unter Vakuum in fluoreszierende Polymermasse eingebettet. Die lichtoptische Unterscheidung zwischen Glas und Poren konnte das menschliche Auge im Mikroskop vollziehen, der Kontrollmonitor des Ibas-Analysators sowie fotografische Nachvergrößerungen zeigen Poren und Glaseinschlüsse in nahezu dem gleichen Grauwert. Durch elektronische "Manipulationsmöglichkeiten"

mittels Ibas-Bildanalyse-System lassen sich die im Gefügeanalysator gespeicherten Grauwertinformationen der Phasen beeinflussen und somit interessierende Grauwertstufen erhellen oder verdunkeln. Unterscheidungen zwischen Poren und Glaseinlagerungen ermöglichen dann eine fehlerfreie Messung.

Jede Probe liefert über alle Meßfelder gemittelte Gefügeparameter zur Modellgleichung (Gleichung 3.15). Angaben von Standardabweichungen der Meßwerte zwischen einzelnen Meßfeldern ein und dergleichen Probe liefern Aussagen zum Verteilungsgrad der Phasen, aber nicht zur Meßgenauigkeit des Meßsystems. Zu jeder Kombination Matrix-Dispergent wurden bei allen Konzentrationen jeweils zwei Proben gefügeanalytisch untersucht. Gefüge gleichen Phasentyps jedoch unterschiedlicher Phasenkonzentrationen ergaben nahezu identische Werte für die Gefügeparameter Form und Orientierung. In den folgenden Tabellen sind die Mittelwerte der aus den Meßergebnissen stereologisch berechneten Gefügeparameter sowie die zugehörigen Standardabweichungen angegeben. Das zur Ermittlung der Gefügeparameter eingesetzte Meßsystem Ibas I, II weist laut Herstellerangaben einen statistischen Meßfehler in Höhe von $\pm 5\%$ auf. Die pauschal angegebene Standardabweichung resultiert aus zufälligen Fehlern bei der Bildaufnahme mittels Kamera, aus der Digitalisierung und aus der Zählung von Bildpunkten bzw. Messung von Grauwerten am digitalisierten Bild.

Für die Reproduzierbarkeit der realisierten Gefüge bezogen auf die in Abschnitt 3.1 beschriebene Technologie ist erfahrungsgemäß (chemische Analyse, Mikrosondenuntersuchungen etc.) eine Standardabweichung in Höhe von 2% anzugeben. Demgemäß beläuft sich der system- und werkstoffbedingte Meßfehler auf ca. $\pm 7\%$. Das Vermessen der 16 Teilbereiche ein und derselben Metall-Glas-Probe liefert bei der Berechnung der Gefügeparameter Standardabweichungen weit unter den Meßfehlern des Systems. Lediglich bei der Ermittlung der Porosität von Proben ohne Keramikeinschlüssen weisen die 16 Bildausschnitte je Probennahme Standardabweichungen von bis zu 30% , hervorgerufen durch den Dichtegradienten vom äußeren Bereich zur Mitte der Probe hin, auf.

Bei der Mittelwertbildung von Gefügefaktoren dergleichen Werkstoffkombinationen mit jedoch unterschiedlichen Konzentrationen der Einlagerungsphase lagen die Streuungen um den Mittelwert ebenfalls im Rahmen der systembedingten Standardabweichungen. Somit läßt sich ungeachtet der Konzentration der Phasen für jede Kombination von Matrix und Dispergent genau ein Achsenverhältnis und ein Orientierungsfaktor zur Eigenschaftsberechnung in der Modellgleichung angeben. Zur Unterscheidung zwischen Achsenverhältnissen von langgestreckten und Achsenverhältnissen von abgeplatteten Rotationsellipsoiden bzw. bezüglich des Selektionsverfahrens zur Festlegung eines bestimmten Rotationsellipsoiden wird auf Anhang 6.6 verwiesen.

Zum Ausgleich von Glasverlusten beim Wiegen, Mischen und Verdichten der Pulver wurde die Einwaage mit einem Glaszuschlag versehen, der einen Volumenanteil von 1,5 % entsprach (siehe Abschnitt 3.1). Demnach wichen die Konzentrationsmessungen mit dem Gefügeanalysator maximal 3,5 % von dem Sollvolumen ab. Da diese Angaben wiederum im Rahmen der systembedingten Fehlerbandbreite liegen, wird die Konzentration der Proben mit dem Wert der Soll-Daten angegeben (siehe Index der Probenbezeichnung).

Die zur quantitativen Gefügeanalyse notwendige Werkstoffpräparation erfordert das Herausschneiden der Proben mit Siliziumkarbid-beschichteten Trennscheiben in der Niedertourensäge. Gründliche Reinigung im Ultraschallbad setzt die beim Trennen in Poren "geschmierten" Metallspäne wieder frei. Eingebettete und unter Vakuum kunststoffinfiltrierte Proben ließen sich nach Schleifen und Polieren gefügeanalytisch gut vermessen.

In den Tabellen 3.3 und 3.6 sind gefügeanalytische Daten der porösen Gold- und Eisen-Sinterwerkstoffe enthalten. Wegen geringer Unterschiede der Formfaktoren und Orientierungsfaktoren bei verschiedenen Porositäten läßt sich sowohl für den porösen Gold- als auch Eisen-Sinterwerkstoff jeweils ein einziger Formfaktor und ein einziger Orientierungsfaktor als Gefügeparameter zur weiterführenden Berechnung des Elastizitätsmoduls in die Modellrechnung einsetzen.

Probe	Porosität in % [$c_D \cdot 100$]		Formfaktor $\left(\frac{X}{Z}\right)$	Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$
	gravimetrisch	gefügeanalytisch		
Au/"Pore" ₅	5,16	4,98	2,75	0,27
Au/"Pore" ₁₀	10,80	9,79	2,83	0,28
Au/"Pore" ₁₅	16,24	15,01	2,94	0,28
Au/"Pore" ₂₀	20,09	19,41	2,91	0,31
Au/"Pore" ₂₅	26,02	24,87	2,88	0,29
Au/"Pore" ₃₀	30,05	28,80	2,49	0,31

Tabelle 3.3 Gefügeanalytische Daten poröser Gold-Sinterwerkstoffe

Probe	Konzentrationsfaktor c_D		Formfaktor $\left(\frac{X}{Z}\right)$	Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$
	nach "Einwaage"	gefügeanalytisch		
Au/"0123" ₅	0,050	0,047	1,94	0,33
Au/"0123" ₁₀	0,100	0,092	1,99	0,33
Au/"0123" ₁₅	0,150	0,139	2,20	0,33
Au/"0123" ₂₀	0,200	0,197	2,12	0,33
Au/"0123" ₂₅	0,250	0,244	2,05	0,33
Au/"0123" ₃₀	0,300	0,287	2,30	0,33
Au/"Micro" ₅	0,050	0,043	1,28	0,33
Au/"Micro" ₁₀	0,100	0,090	1,27	0,33
Au/"Micro" ₁₅	0,150	0,141	1,32	0,33

Tabelle 3.4 Gefügeanalytische Daten der Gold-Glas-Sinterwerkstoffe

Probe	Konzentrationsfaktor c_D		Formfaktor $\left(\frac{X}{Z}\right)$	Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$
	nach "Einwaage"	gefügeanalytisch		
Au/"Micro" ₂₀	0,200	0,198	1,32	0,33
Au/"Micro" ₂₅	0,250	0,241	1,31	0,33
Au/"Micro" ₃₀	0,300	0,287	1,30	0,33
Au/"SiO ₂ " ₅	0,050	0,041	1,89	0,33
Au/"SiO ₂ " ₁₀	0,100	0,088	1,94	0,33
Au/"SiO ₂ " ₁₅	0,150	0,140	1,87	0,33
Au/"SiO ₂ " ₂₀	0,200	0,182	1,89	0,33
Au/"SiO ₂ " ₂₅	0,250	0,242	1,90	0,33
Au/"SiO ₂ " ₃₀	0,300	0,289	1,91	0,33

Tabelle 3.5 Gefügeanalytische Daten der Gold-Glas-Sinterwerkstoffe

Probe	Porosität in % [$c_D \cdot 100$]		Formfaktor $\left(\frac{X}{Z}\right)$	Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$
	gravimetrisch	gefügeanalytisch		
Fe/"Pore" ₅	5,08	4,79	2,89	0,32
Fe/"Pore" ₁₀	10,20	9,87	2,94	0,33
Fe/"Pore" ₁₂	12,04	11,01	3,18	0,33
Fe/"Pore" ₁₃	13,00	12,20	3,01	0,29
Fe/"Pore" ₁₅	15,09	15,01	2,98	0,30
Fe/"Pore" ₂₀	20,51	19,04	3,02	0,31
Fe/"Pore" ₂₅	26,20	24,94	2,91	0,29

Tabelle 3.6 Gefügeanalytische Daten poröser Eisen-Sinterwerkstoffe

Probe	Konzentrationsfaktor c_D		Formfaktor $\left(\frac{X}{Z}\right)$	Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$
	nach "Einwaage"	gefügeanalytisch		
Fe/"O123" ₅	0,05	0,0481	3,24	0,27
Fe/"O123" ₁₀	0,10	0,0897	3,19	0,32
Fe/"O123" ₁₅	0,15	0,1470	3,20	0,30
Fe/"O123" ₂₀	0,20	0,1922	3,29	0,27
Fe/"O123" ₂₅	0,25	0,2413	3,18	0,29
Fe/"Micro" ₅	0,05	0,0470	1,42	0,33
Fe/"Mirco" ₁₀	0,10	0,0894	1,34	0,33
Fe/"Micro" ₁₅	0,15	0,1420	1,32	0,33

Tabelle 3.7 Gefügeanalytische Daten der Eisen-Glas-Sinterwerkstoffe

Probe	Konzentrationsfaktor c_D		Formfaktor $\left(\frac{X}{Z}\right)$	Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha$
	nach "Einwaage"	gefügeanalytisch		
Fe/"Micro" ₂₀	0,20	0,1899	1,33	0,33
Fe/"Micro" ₂₅	0,25	0,2480	1,34	0,33
Fe/"SiO ₂ " ₅	0,05	0,0380	2,22	0,33
Fe/"SiO ₂ " ₁₀	0,10	0,0721	2,08	0,33
Fe/"SiO ₂ " ₁₅	0,15	0,1401	2,24	0,33
Fe/"SiO ₂ " ₂₀	0,20	0,1798	1,99	0,33
Fe/"SiO ₂ " ₂₅	0,25	0,2420	1,97	0,33

Tabelle 3.8 Gefügeanalytische Daten der Eisen-Glas-Sinterwerkstoffe

Probe	Konzentrationsfaktor c_D	Restporosität in %	Formfaktor $(\frac{X}{Z})$	S in %	Orientie- rungsfaktor $\cos^2 \alpha$	S in %
Au/"Pore"	0,05 - 0,3	-	2,80	5,89	0,29	5,76
Au/"O123"	0,05 - 0,3	9	2,10	6,41	0,33	0,00
Au/"Micro"	0,05 - 0,3	9	1,30	1,61	0,33	0,00
Au/"SiO ₂ "	0,05 - 0,3	9	1,90	1,25	0,33	0,00
Fe/"Pore"	0,05 - 0,25	-	2,99	3,24	0,31	5,81
Fe/"O123"	0,05 - 0,25	8	3,22	1,44	0,29	2,12
Fe/"Micro"	0,05 - 0,25	12	1,35	4,00	0,33	0,00
Fe/"SiO ₂ "	0,05 - 0,25	10	2,10	6,00	0,33	0,00

Tabelle 3.9 Gefügeanalytische Daten der Metall-Glas-Sinterwerkstoffe, Mittelwerte zur Elastizitätsmodulberechnung

Glaseinlagerungen geben durch ihre Partikelgestalt die Form der Einlagerungsteilchen nahezu vor (Tabellen 3.4, 3.5, 3.7, 3.8). Im Falle der sphärischen Einlagerungsteilchen des "Micro"-Glases verformt sich der Glasdispersent beim Sintern nur geringfügig. Demnach deutet der Formfaktor auf nahezu kugelige Gestalt hin. Der Formfaktor des Dispersentenglases "0123" resultiert ebenfalls aus der ursprünglichen Pulvergestalt, wird jedoch durch an die Einschlüsse grenzende Porenräume beim Sintern beeinflusst. Das Glas "entweicht" in den Porenraum, da gutes Benetzungsverhalten vorliegt. Lediglich die SiO_2 -Einlagerungen liegen während des Sinterprozesses als Festphase vor. Demnach resultiert der Formfaktor der Einlagerungsphase ausschließlich aus der Pulverteilchenform. Abweichungen dieser Einlagerungsformen bei Gold- und Eisen-Cermets lassen auf unterschiedliche Agglomerate schließen.

Die Ermittlung des Orientierungsfaktors ergab bei den porösen Metall-Sinterwerkstoffen eine durch die Herstellung - das einaxiale Pressen - hervorgerufene Anisotropie der leicht "abgeplatteten" Poren. Alle Gold-Glas-Cermets weisen bereits in den Einzelmessungen absolut isotropes Gefüge auf (Tabelle 3.9). Lediglich die Eisen-"0123"-Cermets zeigen im Orientierungsfaktor Abweichungen von der "statistischen" Orientierung.

Zur weiterführenden Berechnung in der Modellgleichung werden die durch Variation der Preßdrücke erzeugten "Soll"-Porositäten bzw. die "Soll"-Konzentration als Konzentrationsfaktoren verwendet. Leichte Abweichungen der gefügeanalytischen Konzentrationsmessungen lassen auf geringfügiges "Zuschmieren" der Poren durch die Präparation schließen. Form und Orientierung werden für jede Metall-Glas Kombination als Mittelwert unter Angabe der Standardabweichung in Prozent nach Tabelle 3.9 in die Modellgleichung eingesetzt. Ebenfalls durch Variation des Preßdrucks konnte die bei den Metall-Glas-Sinterkörpern auftretende Restporosität auf einen einheitlichen Betrag je Metall-Glas-Kombination "eingestellt" werden. Da mit zunehmendem Glasgehalt erfahrungsgemäß /2, 27, 289/ auch die Restporosität ansteigt, mußte die bei maximal zulässigem Druck und maximaler Glaskonzentration auftretende Porosität bei allen anderen Konzentrationsverhältnissen gleicher Komponenten

durch Reduzierung des Preßdruckes erzielt werden (siehe Tabelle 3.9).

Die Form der Phasen bzw. Einlagerungsteilchen läßt sich sowohl mittels gestreckter als auch abgeplatteter Substitutions-Rotationsellipsoide beschreiben. Durch einaxiales Pressen hervorgerufene Porenformen entsprechen "abgeplatteten" Einlagerungen (im Gegensatz zu stranggepreßten Gefügen mit "langgestreckten" Porenformen). Die Substitution durch abgeplattete Rotationsellipsoide entspricht somit dem Herstellverfahren.

3.3.2 Messung des Elastizitätsmoduls

3.3.2.1 Möglichkeiten zur Messung des Elastizitätsmoduls

Prinzipiell läßt sich der Elastizitätsmodul bei Oxid-Cermets auf zwei unterschiedliche Arten messen, nämlich in:

- statischen und
- dynamischen Prüfverfahren

Zu den statischen Prüfverfahren zählen die Zug-, Druck- und Biegeversuche, wobei hier wiederum Proben unterschiedlicher Geometrien Verwendung finden. Der zu prüfende Probenkörper wird in einer Prüfmaschine einer ruhenden, stetig ansteigenden oder auch stoßweise auftretenden Kraft ausgesetzt. Die hierbei in der Probe entstehenden Kraftwirkungen und Längenänderungen werden in einem Zug- bzw. Druck-Längenänderungsschaubild in Beziehung gebracht.

Mehrfach wurde bereits festgestellt, daß der im Druckversuch gemessene Elastizitätsmodul eines Oxid-Cermets höher liegt als der Elastizitätsmodul der im Biege- oder Zugversuch ermittelt wurde /80/. Unter Zugspannungen treten früher Volumenvergrößerungen durch Grenzflächenablösungen und Porenvergrößerungen auf als im Druckversuch. Dies geschieht infolge des größeren hydrostatischen Spannungsanteils. Dies kann sich auf den über das Hookesche Gesetz gewonnenen effektiven E-Modul in der beobachteten Weise anisotrop auswirken.

Bei der Methode des Druckversuchs kommt es dagegen zu einer Art Stützwirkung zwischen den Phasen.

Das bereits vielfach erörterte Oxid-Cermet-spezifische Problem der Phasenhaftung - bzw. mangelnde Phasenhaftung - hat demnach beim Zugversuch einen "ungünstigeren" Einfluß auf den Elastizitätsmodul. Mit anderen Worten ist die Ermittlung des Elastizitätsmoduls mittels Zugversuch wesentlich sensitiver bezüglich der Feststellung, ob Haftung zwischen den Phasen vorliegt oder nicht. Insbesondere aufgrund dieser "Sensitivität" des Zugversuchs aber auch aus Gründen der Verfügbarkeit wurden die Elastizitätsmoduli der in Rede stehenden porösen Metalle sowie der Metall-Glas-Cermets über die Hook'sche Gerade des aus dem Zugversuch abzuleitenden Spannungs-Dehnungs-Diagramms ermittelt.

Die dynamische Ermittlung des Elastizitätsmoduls läßt sich z. B. über das Resonanzverfahren oder über die Ausbreitungsgeschwindigkeit des Ultraschalls in Materie durchführen. Schlagartige oder schwingende Krafteinwirkungen rufen hier eine dynamische Werkstoffbeanspruchung hervor. Zur stichprobenartigen Überprüfung der Meßdaten aus dem Zugversuch wurde an einzelnen Proben das Ultraschallverfahren herangezogen.

3.3.2.2 Durchführung des Zugversuchs

Lediglich eines geschlossenen Vortrages halber sind im folgenden die wesentlichen Grundlagen zur Durchführung eines Zugversuchs erörtert. Beim Zugversuch (DIN 50 145) wird eine Werkstoffprobe (DIN 50 125) mit dem Querschnitt A_0 und der Meßlänge l_0 in einer Prüfmaschine (DIN 51 221) bei konstanter Vorschubgeschwindigkeit der oberen und/oder unteren Probenfassung (Querhauptgeschwindigkeit) einachsrig gleichmäßig und stoßfrei zugbeansprucht. Bis zum Bruch wird die Zugkraft F in Abhängigkeit von der Längenänderung

$$\Delta l = l - l_0$$

gemessen. Die Längenänderungen lassen sich entweder direkt oder indirekt über einen Schreiber, dessen Vorschub proportional zur Querhauptgeschwindigkeit ist, bestimmen.

Zur Bestimmung des Spannungs-Dehnungs-Diagramms bzw. des Elastizitätsmoduls ist jedoch nicht die zur Probenverlängerung benötigte Kraft, sondern der Zusammenhang zwischen Längsnennspannung

$$\sigma_n = \frac{F}{A_0} \quad 3.30$$

und Dehnung

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} \quad 3.31$$

von Interesse.

Der Elastizitätsmodul bezeichnet den elastischen Formänderungswiderstand und bezieht sich somit ausschließlich auf den Bereich der elastischen Dehnung ε_{el} . Gemäß dem Hook'schen Gesetz sind hierbei die Dehnungen den Spannungen direkt proportional

$$\sigma_n = E \cdot \varepsilon_{el} \quad 3.32$$

$$E = \frac{\sigma_n}{\varepsilon_{el}} \quad 3.33$$

Je stärker die atomare Bindung im Festkörper, desto höher ist der Wert des Elastizitätsmoduls. Im allgemeinen liegt der elastische Verformungsbereich bei Metallen und keramischen Werkstoffen unterhalb von 0,1 - 1 % /204/.

Zur Ermittlung weiterer aus dem Zugversuch ableitbarer mechanischer Eigenschaftskenngrößen nach DIN 50 145 wird auf Anhang 6.8 verwiesen.

Zur statistischen Absicherung der Meßergebnisse wurden jeweils an 10 Zugproben gleicher stofflicher Zusammensetzung des in Bild 38, Seite 107, dargestellten Formats Zugversuche durchgeführt.

Die Zugversuche erfolgten auf einer elektronischen Zugprüfmaschine der Firma Zwick bei konstanter Querhauptgeschwindigkeit von 1.98 mm/min (≈ 3 % Längenänderung/min). Aus dem aufgezeichneten Kraft-Längenänderungs-Diagramm läßt sich über das Verhältnis der Kraft zum Ausgangsquerschnitt A_0 die Spannungs-Dehnungs-Beziehung ableiten. Die Messung der Dehnung konnte durch einen beidseitig an der Zugprobe im Bereich der Meßlänge angreifenden mechanischen Dehnungsaufnehmer erfolgen.

3.3.2.3 Ergebnisse aus den Zugversuchen

Die Durchführung der Zugversuche diente in erster Linie der Ermittlung des Elastizitätsmoduls an Oxid-Cermets-Gefügen zur anschließenden Überprüfung der in Abschnitt 3.2 bereits erörterten theoretischen Ansätze zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation. Primäres Interesse galt demnach ausschließlich dem elastischen Bereich.

Der Einfluß der Gefügestruktur beschränkt sich jedoch nicht nur auf den elastischen Bereich, sondern wirkt sich sicherlich auch über die Streckgrenze hinaus auf den plastischen Bereich und gleichermaßen auf den Bruch aus. Quantitative Zusammenhänge bezüglich des Einflusses der Gefügestruktur auf den plastischen Bereich existieren noch nicht. Informationen zum Spannungs-Dehnungs-Diagramm bzw. zur Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung dienen einerseits dem Verständnis bezüglich des Verhaltens von Oxid-Cermets im Zugversuch, andererseits bilden sie im Rahmen des experimentellen Teils dieser Arbeit eine wesentliche Grundlage für erste Ansätze zur Gefüge-Eigenschafts-Korrelation mechanischer Eigenschaftskenngrößen aus dem plastischen Bereich. In zukünftigen Studien können zunächst diese Daten zugrundegelegt werden.

Auf eine gesonderte Darstellung der Streckgrenze wurde hier verzichtet, da insbesondere bei Glasanteilen über 15 Vol-% der Übergang von der Hook'schen Gerade in den plastischen Bereich nicht exakt zu bestimmen war. Ungefähre Werte für die jeweiligen Streckgrenzen lassen sich jedoch den Spannungs-Dehnungs-Diagrammen mit "ausgeprägten" Hook'schen Geraden entnehmen.

Zu jeder Glas-Metall-Kombination mit unterschiedlichen Glasanteilen, sowie zu den reinen Metallen unterschiedlicher Porositäten wurden Eigenschaftswerte aus jeweils 10 Zugversuchen unter gleichen Bedingungen ermittelt, so daß die statistische Sicherheit bzw. die Reproduzierbarkeit durch die Anzahl der Versuche gleichen Typs gewährleistet war. Insgesamt bezog sich die Ermittlung der Spannungs-Dehnungs-Diagramme auf die Auswertung von ca. 360 einzelnen Zugversuchen.

Neben den für die Überprüfung der Korrelationsfunktionen erforderlichen Elastizitätsmoduli sind im folgenden die in den Zugversuchen ermittelten Spannungs-Dehnungs-Diagramme und die sich daraus ergebenden Zugfestigkeiten, Dehngrenzen (0,2 %-Dehngrenzen) sowie die Bruchdehnungen in Abhängigkeit von der Porosität bzw. in Abhängigkeit vom Glasgehalt dargestellt. Aus Gründen besserer Überschaubarkeit und zur besonderen Betrachtung des elastischen Bereichs und somit des Elastizitätsmoduls sind die Spannungs-Dehnungs-Diagramme - soweit möglich - lediglich bis zur 0,2 %-Dehngrenze aufgetragen.

Zugfestigkeiten, 0,2 %-Dehngrenzen und Bruchdehnungen sind über der Porosität bzw. dem Glasgehalt in Form stetiger Kurven abgetragen. Die Kurvenverläufe resultieren aus gemittelten Meßwerten, die mittels Aneinanderreihung kubischer Polynome zu einer stetigen Kurve zusammengefaßt sind. Demnach liegen die aus jeweils 10 Zugversuchen zusammengefaßten Mittelwerte der in Rede stehenden Eigenschaftskenngrößen ausnahmslos auf den jeweiligen Kurven. Informationen bezüglich der genannten Kurvenanpassung sowie ein diese Anpassung durchführendes Basic-Programm sind in Anhang 6.7 aufgeführt.

Die aus allen Zugversuchen gemittelten Zugfestigkeiten, 0,2 %-Dehngrenzen und Bruchdehnungen sind lediglich ergänzend in Anhang 6.9 tabellarisch aufgeführt.

In den Bildern 106 bis 109 sind Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an den in Rede stehenden porösen Gold- und Gold-Glas-Sinterwerkstoffen dargestellt.

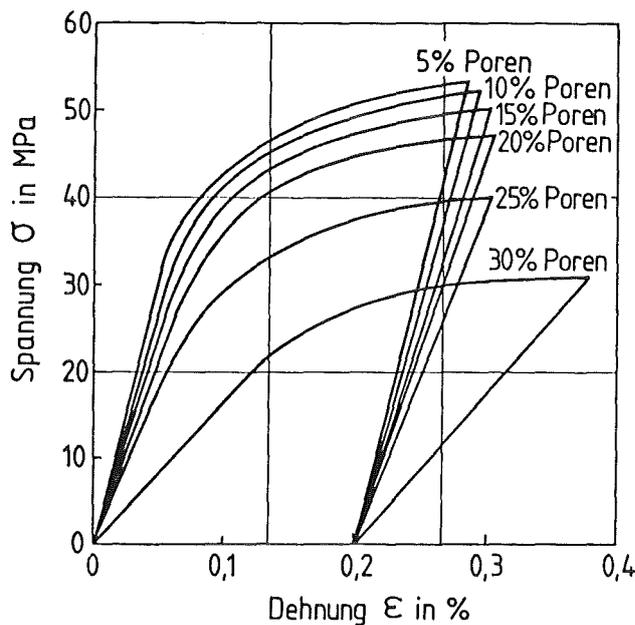


Bild 106: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an porösen Gold-Sinterwerkstoffen mit definierten Porositäten

Erwartungsgemäß wurde das in Bild 106 u. a. dargestellte elastische Verhalten poröser Gold-Sinterwerkstoffe durch die Porosität dahingehend beeinflusst, daß die Steigung der Hook'schen Geraden mit zunehmender Porosität abnimmt, d. h. daß der Elastizitätsmodul fällt. Bei allen untersuchten Porositäten war die Hook'sche Gerade derart ausgeprägt, daß eine problemlose Bestimmung des Elastizitätsmoduls möglich war.

Aufgrund annähernd gleichen elastischen Verhaltens von Gold-Glas (Typ "0123")-Cermets unterschiedlichen Glasgehalts sind in Bild 107 - der besseren Übersicht halber - lediglich Spannungs-Dehnungs-Diagramme bezüglich der Zugproben mit 5, 15 und 30 Vol-% Glas dargestellt. Gute Haftung des Glasdispergenten Typ "0123" mit der Goldmatrix bewirkt

lediglich eine minimale - graphisch kaum darstellbare - Veränderung der Steigung der Hook'schen Geraden entsprechend des Einflusses der Glasphase.

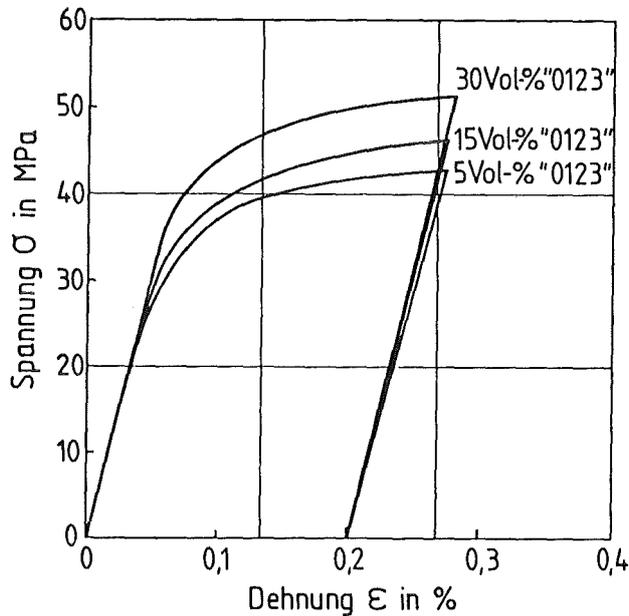


Bild 107: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an Gold-Glas (Typ "0123")-Sinterwerkstoffen

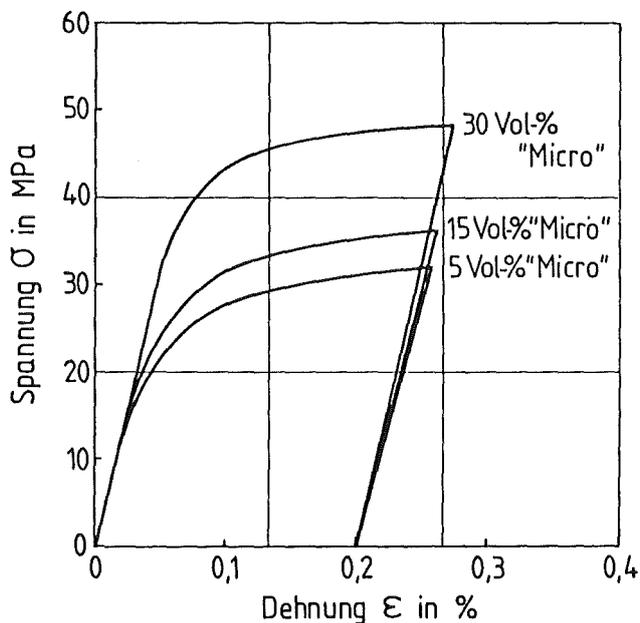


Bild 108: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an Gold-Glas (Typ "Micro")-Sinterwerkstoffen

Auch das den Zugversuchen aus Bild 108 als Dispergientenphase zugrundeliegende Glas sphärischer Partikelgestalt (Typ "Micro") haftet gut an

der Goldmatrix. Auch hier sind lediglich repräsentative Diagramme mit 5, 15 und 30 Vol-% Glasanteil gezeigt.

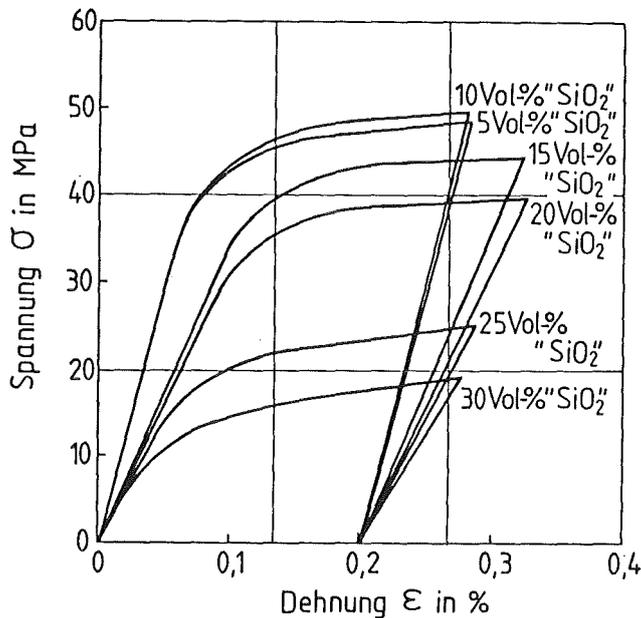


Bild 109: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an Gold-Glas (Typ "SiO₂")-Sinterwerkstoffen

Bereits bei einem SiO₂-Anteil von 15 Vol-% nimmt die Steigung der Hook'schen Geraden, d. h. der Elastizitätsmodul gemäß der Darstellung in Bild 109 stark ab. Während des Sinterprozesses lagen die SiO₂-Partikel aufgrund ihres hohen Erweichungsbeginns in festem Aggregatzustand vor. Benetzung zwischen der Goldmatrix und dem SiO₂ konnte nicht erfolgen. Ein geringes Maß an Haftung läßt sich ausschließlich auf mechanische Verzahnung zurückführen. Bei 25 bis 30 Vol-% SiO₂-Anteil war der elastische Bereich kaum mehr ausgeprägt - bereits bei geringen Spannungen trat plastische Verformung ein. Aufgrund mangelnder Haftung zwischen den Phasen wirken sich die SiO₂-Einlagerungen wie Poren aus, jedoch können sich hierbei im Gegensatz zum "echten" porösen Werkstoff die mit SiO₂ "gefüllten" Porenräume bei Zugbeanspruchung nicht einschnüren.

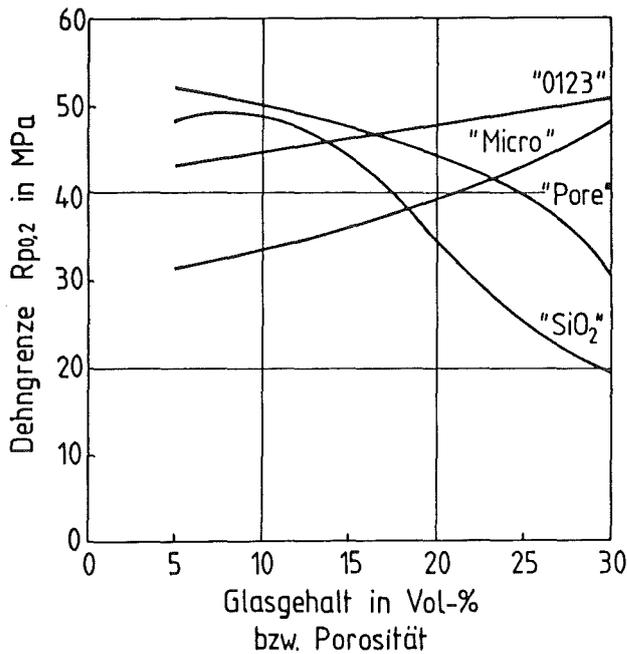


Bild 110: Dehngrenzen von porösen Goldwerkstoffen und Gold-Glas-Cermets

Gute Phasenhaftung zwischen der Goldmatrix und den Glaseinlagerungen Typ "0123" und "Micro" wird durch die Veränderung der entsprechenden Dehngrenzen bei zunehmendem Glasanteil bestätigt (Bild 110). Unterschiedliche Dehngrenzen zwischen Zugproben geringer Glasanteile bei guter Phasenhaftung und Zugproben mit entsprechenden Porositäten (z. B. 5 Vol-%) lassen sich nur durch die bei Gold-Glas-Cermets vorhandene Restporosität (vgl. Tabelle 3.15) erklären. Im Falle der nicht-haftenden SiO₂-Einlagerungen nimmt die 0,2 %-Dehngrenze mit steigendem SiO₂-Anteil ab. Unterschiede im Kurvenverlauf der Dehngrenzen von Gold-SiO₂-Cermets und porösen Goldwerkstoffen lassen sich auch hier über die bei Gold-SiO₂-Sinterwerkstoffen vorhandene Restporosität erklären. Ein scheinbarer Anstieg der Dehngrenze von Gold-SiO₂-Zugproben zwischen 5 Vol-% und 10 Vol-% Glaseinlagerungen liegt lediglich an der Kurvenanpassung durch Polynomfunktionen und darf hier nicht fehlinterpretiert werden. Die 0,2-% Dehngrenzen bei Gold-SiO₂-Cermets mit 5 und 10 Vol-% Glasphase sind annähernd identisch.

Auch anhand der Zugfestigkeitswerte in Bild 111 bestätigt sich die gute Haftung zwischen Gold und Glas Typ "0123" und Glas Typ "Micro". Der den Werkstoff "verstärkende" Effekt gut haftender Glaseinlage-

rungen des Glases Typ "0123" kommt durch den Verlauf der entsprechenden Festigkeitskurve im Vergleich zur Festigkeitskurve poröser Goldwerkstoffe besonders zum Ausdruck. Weit geringere Festigkeitswerte im Falle der "Micro"-Glaseinlagerungen lassen auf eine bereits durch Gefügebilder (Bild 100, Seite 165) angedeutete Ausbildung der Poren als quasi Porenkanäle zwischen den sphärischen Glaseinlagerungen schließen. Zumindest mit zunehmendem Glasanteil liegt hier eine Schwächung der Gold-Matrix vor.

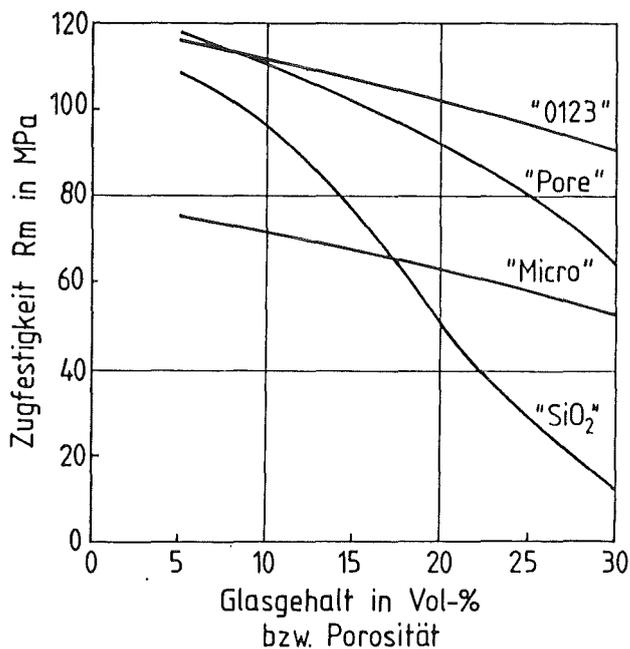


Bild 111: Zugfestigkeiten von porösen Goldwerkstoffen und Gold-Glas-Cermets

Mit zunehmender Porosität verringert sich nach Bild 112 die Bruchdehnung eines Gold-Sinterwerkstoffes. Gut haftende Glaseinlagerungen wirken sowohl der Querkontraktion als auch der Längenänderung entgegen und führen zu einer "Versprödung" des Verbundes. Mit steigendem Glasanteil nimmt auch die Bruchdehnung wesentlich stärker ab, als dies beim porösen Sintergold der Fall ist. Nichthaftende SiO₂-Einlagerungen wirken ebenfalls der Querkontraktion entgegen - demnach sind auch bei Gold-SiO₂-Verbunden geringere Bruchdehnungen als bei porösen Goldwerkstoffen zu erreichen.

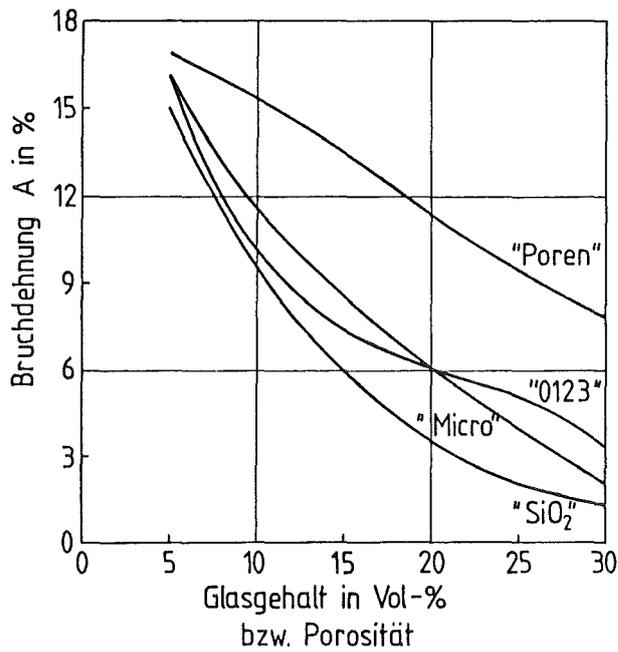


Bild 112: Bruchdehnungen von porösen Gold-Werkstoffen und Gold-Glas-Cermets

Die Bilder 113 bis 116 beziehen sich auf Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an den in Rede stehenden porösen Eisen- und Eisen-Glas-Sinterwerkstoffen.

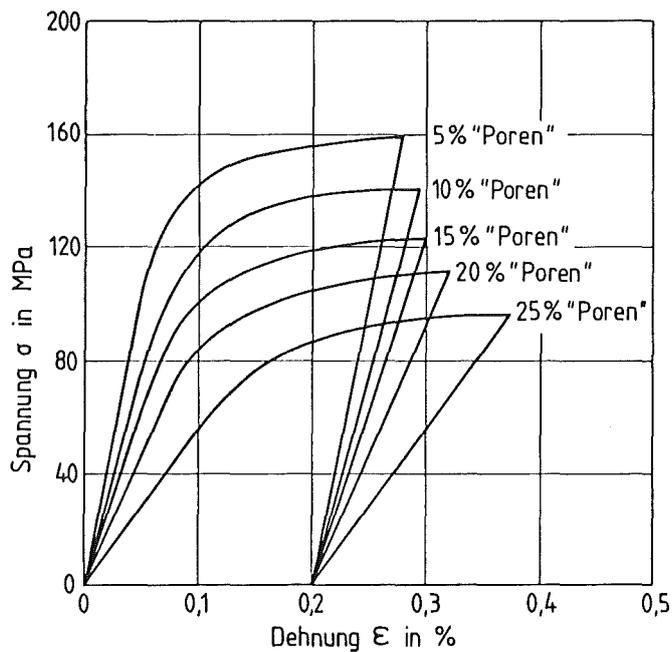


Bild 113: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an porösen Eisen-Sinterwerkstoffen mit definierten Porositäten

Analog des elastischen Verhaltens von porösen Gold-Sinterwerkstoffen nimmt bei den in Bild 113 dargestellten Hook'schen Geraden poröser Eisen-Sinterwerkstoffe die Steigung, d. h. der Elastizitätsmodul, mit zunehmender Porosität ab.

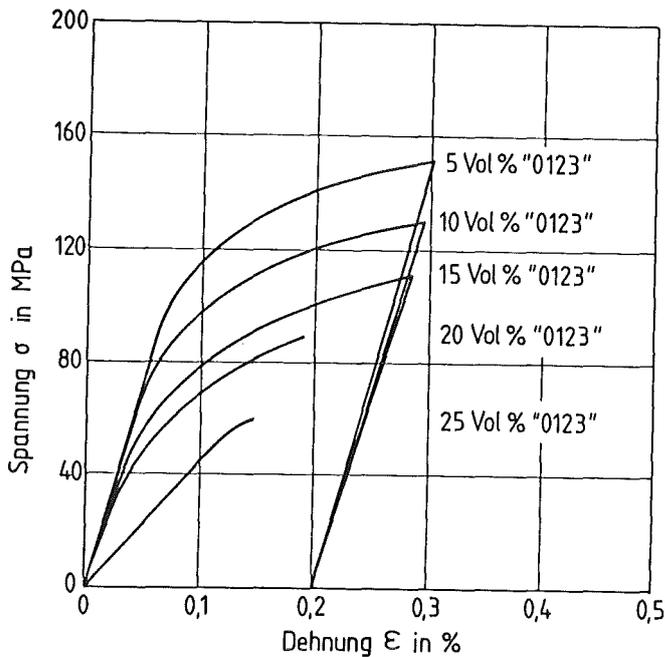


Bild 114: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an Eisen-Glas (Typ "0123")-Sinterwerkstoffen

Elastizitätsmoduli bzw. Steigungen der Hook'schen Geraden verändern sich bis zu einem Glasanteil von 20 Vol-% nur geringfügig (vgl. Bild 114). Gute Phasenhaftung zwischen Glas Typ "0123" und der Eisenmatrix läßt den Einfluß des Glasdispergenten auf die Werkstoffeigenschaft wirksam werden. Ab ca. 25 Vol-% Glasanteil scheint sich die Eisenmatrix entsprechend der technologischen Information aus Abschnitt 3.1.3, (Seite 98) bezüglich eines möglichen Matrixwechsels bereits aufzulösen bzw. sich in Richtung Durchdringungsgefüge zu verändern. Bereits ab 20 Vol-% Glasanteil tritt der Bruch - Sprödbruch - bereits vor Erreichen der 0,2 %-Dehngrenze ein.

Glaseinlagerungen des Typs "Micro" in einer Eisenmatrix (Bild 115) wirken sich nahezu in gleichem Maße auf mechanische Eigenschaftskenngrößen aus wie Glaseinlagerungen des Typs "0123". Bei guter Phasenhaftung tritt auch hier bereits bei 20 Vol-% Glaseinlagerungen der Bruch vor

Erreichen der 0,2 %-Dehngrenze ein.

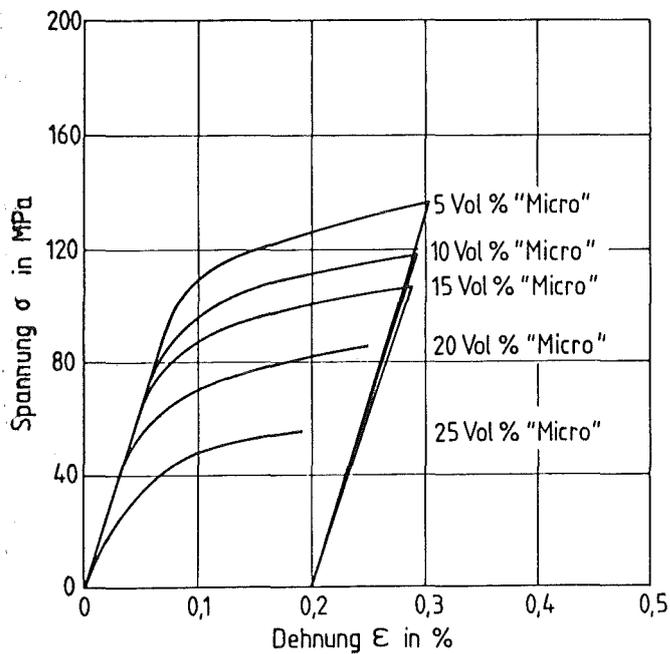


Bild 115: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an Eisen-Glas (Typ "Micro")-Sinterwerkstoffen

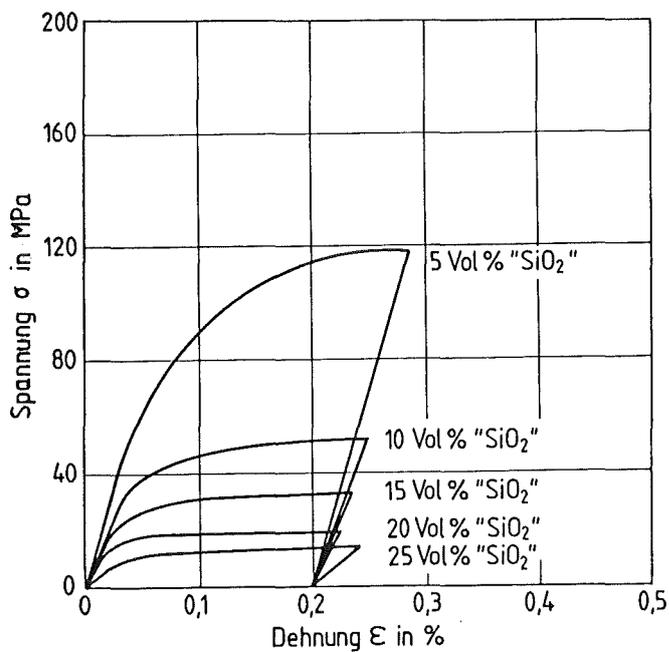


Bild 116: Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugversuchen an Eisen-Glas (Typ "SiO₂")-Sinterwerkstoffen

Zwischen den SiO_2 -Einlagerungen und der Eisenmatrix liegt keine Phasenhaftung aufgrund mangelnder Benetzung während des Herstellverfahrens vor, da beide Phasen während des Sinterns im festen Aggregatzustand vorlagen. Neben den nichthaftenden SiO_2 -Einlagerungen wirkt sich eine Restporosität von 10 % (vgl. Tabelle 3.15) sehr stark auf das elastische und auch plastische Verhalten aus (vgl. Bild 116). Bereits ab 15 Vol-% SiO_2 -Einlagerungen läßt sich der Elastizitätsmodul nur noch schwer ermitteln.

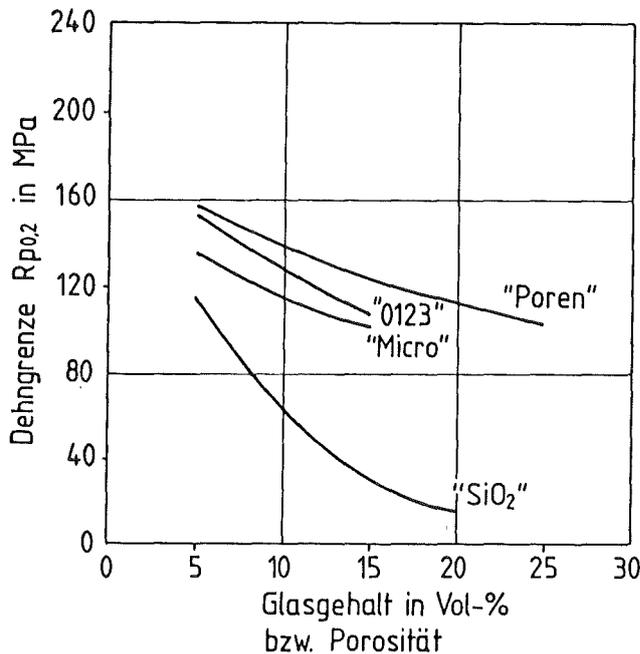


Bild 117: Dehngrenzen von porösen Eisenwerkstoffen und Eisen-Glas-Cermets

Sowohl zunehmende Porosität als auch steigende Glasanteile verringern die 0,2 %-Dehngrenzen der in Rede stehenden Eisen-Werkstoffe. Bild 117 zeigt deutlich, daß im Falle der gut haftenden Dispergentenphasen Typ "0123" und Typ "Micro" der Verlauf der Dehngrenzen weit oberhalb des Verlaufes der Dehngrenzen bei nichthaftenden SiO_2 -Einlagerungen liegt. Nichthaftende SiO_2 -Einlagerungen und eine Restporosität von 10 % (vgl. Tabelle 3.15) bewirken einen starken Abfall der Dehngrenze gegenüber Eisenwerkstoffen mit entsprechenden Porositäten aber ohne Glasdispergenten.

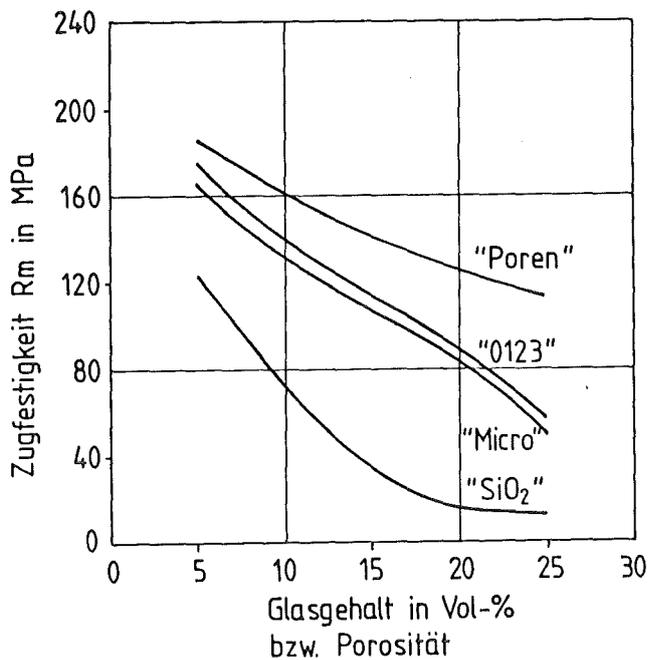


Bild 118: Zugfestigkeiten von porösen Eisenwerkstoffen und Eisen-Glas-Cermets

Zugfestigkeitswerte von Eisenwerkstoffen auch im Falle gut haftender Glaseinlagerungen des Typs "0123" sowie des Typs "Micro" liegen stets unter den Festigkeitswerten poröser Sintereisen mit entsprechenden Porositäten (Bild 118). Restporositäten und sicherlich auch die Tatsache, daß Glas nur in geringem Maße auf Zug beanspruchbar ist, sind für die Kurvenverläufe in Bild 118 verantwortlich. Nichthaftende SiO₂-Einlagerungen wirken wiederum als "Poren mit gleichbleibender Geometrie" und setzen somit die Zugfestigkeit bei steigendem Glasanteil stark herab.

Analog der Ergebnisse bei Gold-Glas-Cermets verringert sich die Bruchdehnung bei Eisen-Glas-Cermets mit zunehmendem Glasanteil ebenfalls sehr stark. Ursache dafür ist die zunehmende Versprödung des Verbundes mit steigendem Glasanteil.

Die zu den Spannungs-Dehnungs-Diagrammen, den Dehngrenzen, den Zugfestigkeiten und den Bruchdehnungen entsprechend der Bilder 106 bis 119 gegebenen Erläuterungen stellen im Rahmen dieser Arbeit lediglich Zusatzinformationen zu den Zugversuchen dar und sind aus Gründen eines in sich geschlossenen Vortrages hier aufgeführt. Phänomene bezüglich

des plastischen Verhaltens von Oxid-Cermets im Zugversuch sollen hier nicht erörtert werden.

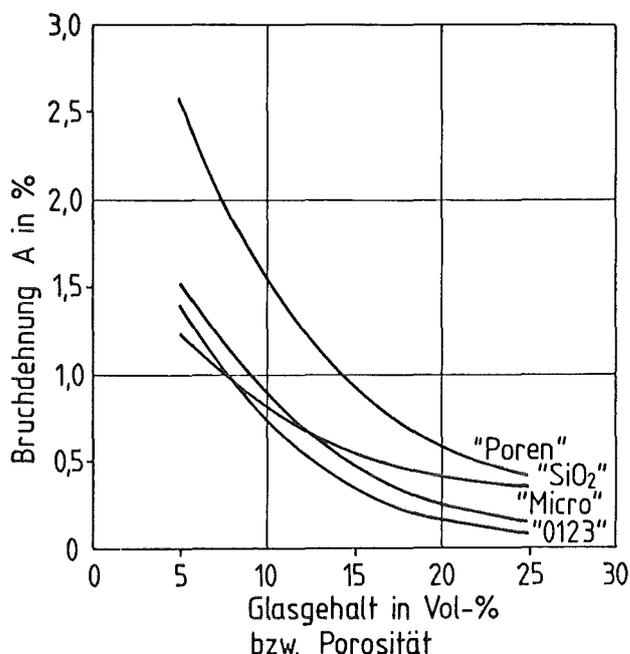


Bild 119: Bruchdehnungen von porösen Eisenwerkstoffen und Eisen-Glas-Cermets.

Die im Rahmen dieser Arbeit eigentlich interessierende Eigenschaftskenngröße - der Elastizitätsmodul zweiphasiger Oxid-Cermets - ist im nächsten Abschnitt jeweils als Mittelwert aus Zugversuchen mit Zugproben gleicher Zusammensetzung unter Angabe der Standardabweichung tabellarisch aufgeführt.

3.3.2.4 Elastizitätsmoduli aus den Zugversuchen

Bei Glaseinlagerungen in einer Goldmatrix weisen die Standardabweichungen bei unterschiedlichen Glasanteilen gleichen Glastyps nur geringe Unterschiede in ihren Werten auf, sofern Matrix und Dispergent gut miteinander haften (Tabelle 3.11, 3.12). SiO₂-Einlagerungen sind aufgrund fehlender Phasenhaftung zwischen SiO₂ und Gold wie Poren zu betrachten. Unter Berücksichtigung einer Restporosität von 9 % scheint sich bei hohen SiO₂-Anteilen die Goldmatrix zum Durchdringungsgefüge

hin "aufzulösen". Dies wirkt sich wohl stark auf die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse aus. Demzufolge streuen die Meßwerte bei großen SiO₂-Anteilen bis zu 55,9 % (Tabelle 3.10, Au/Pore₃₀).

Probe	Porosität in % [c _D ·100]	E-Modul aus Zugversuch in MPa	S _{abs} in MPa	S _{rel} in %
Au/Pore ₅	5	63.400	2.700	4,3
Au/Pore ₁₀	10	55.300	3.100	5,6
Au/Pore ₁₅	15	47.200	3.300	7,0
Au/Pore ₂₀	20	42.700	4.100	9,6
Au/Pore ₂₅	25	37.400	5.600	14,9
Au/Pore ₃₀	30	17.000	9.500	55,9
Fe/Pore ₅	5	179.000	7.200	4,0
Fe/Pore ₁₀	10	145.800	8.000	5,5
Fe/Pore ₁₂	12	138.000	8.200	5,9
Fe/Pore ₁₃	13	135.200	8.300	6,1
Fe/Pore ₁₅	15	125.300	7.900	6,3
Fe/Pore ₂₀	20	90.000	15.000	16,7
Fe/Pore ₂₅	25	55.100	14.900	27,0

Tabelle 3.10 Elastizitätsmoduli von porösen Gold- und Eisen-Sinterwerkstoffen aus Zugversuchen

Probe	Konzentrations- faktor c_D	E-Modul aus Zugversuch in MPa	S_{abs} in MPa	S_{rel} in %
Au/"O123" ₅	5	55.700	4.700	8,4
Au/"O123" ₁₀	10	56.300	5.100	9,1
Au/"O123" ₁₅	15	58.100	6.200	10,7
Au/"O123" ₂₀	20	59.100	6.000	10,1
Au/"O123" ₂₅	25	59.500	6.400	10,8
Au/"O123" ₃₀	30	60.000	6.500	10,8
Au/"Micro" ₅	5	55.000	3.000	5,4
Au/"Micro" ₁₀	10	57.000	3.100	5,4
Au/"Micro" ₁₅	15	58.500	4.100	7,0
Au/"Micro" ₂₀	20	59.000	3.600	6,1
Au/"Micro" ₂₅	25	59.500	3.500	5,9
Au/"Micro" ₃₀	30	61.600	3.000	4,9
Au/"SiO ₂ " ₅	5	57.500	4.000	6,9
Au/"SiO ₂ " ₁₀	10	58.200	4.300	7,4
Au/"SiO ₂ " ₁₅	15	33.500	3.600	10,7
Au/"SiO ₂ " ₂₀	20	31.800	3.900	12,26
Au/"SiO ₂ " ₂₅	25	27.500	5.000	18,20
Au/"SiO ₂ " ₃₀	30	24.900	4.300	17,30

Tabelle 3.11 Elastizitätsmoduli von Gold-Glas-Cermets aus Zugversuchen

Probe	Konzentrationsfaktor c_D	E-Modul aus Zugversuch in MPa	S_{abs} in MPa	S_{rel} in %
Fe/"O123" ₅	5	148.100	5.000	3,4
Fe/"O123" ₁₀	10	141.000	5.600	3,9
Fe/"O123" ₁₅	15	129.800	6.400	4,9
Fe/"O123" ₂₀	20	124.200	8.700	7,0
Fe/"O123" ₂₅	25	45.300	20.200	36,5
Fe/"Micro" ₅	5	126.100	6.000	4,8
Fe/"Micro" ₁₀	10	122.000	5.000	4,1
Fe/"Micro" ₁₅	15	119.900	6.900	5,7
Fe/"Micro" ₂₀	20	114.200	7.500	6,6
Fe/"Micro" ₂₅	25	73.000	12.000	16,4
Fe/"SiO ₂ " ₅	5	121.000	3.500	2,9
Fe/"SiO ₂ " ₁₀	10	98.200	3.000	3,1
Fe/"SiO ₂ " ₁₅	15	81.900	7.000	8,5
Fe/"SiO ₂ " ₂₀	20	68.000	8.200	12,1
Fe/"SiO ₂ " ₂₅	25	31.100	17.900	47,9

Tabelle 3.12 Elastizitätsmoduli von Eisen-Glas-Cermets aus Zugversuchen

Glaseinlagerungen in einer Eisenmatrix rufen auch bei intakter Haftung des Glases mit Eisen ab ca. 25 Vol-% Glasanteil große Standardabweichungen bei der Ermittlung des Elastizitätsmoduls hervor. Bereits Presskurven (Bild 31, Seite 100) lieferten die technologische Information bezüglich eines Matrixwechsels oder bezüglich eines Wechsels von

der Matrixstruktur hin zur Durchdringungsstruktur. Geringe Konzentrationsschwankungen könnten in diesem kritischen Konzentrationsbereich für die große Streuung der Meßwerte verantwortlich sein.

Auch im Falle der SiO_2 -Einlagerungen in eine Eisenmatrix ist die Oxidkeramikphase aufgrund fehlender Haftung als Pore definierter Form zu betrachten, die Meßwerte streuen vergleichbar des SiO_2 in einer Goldmatrix. Zur Überprüfung einzelner Meßwerte wurde das Verfahren der Elastizitätsmodulbestimmung mittels Ultraschall herangezogen.

3.3.2.5 Überprüfung der ermittelten Werte durch das Ultraschallverfahren

Die Bestimmung von Elastizitätsmoduli mittels Ultraschallimpulsen zählt zu den dynamischen Werkstoffprüfmethoden. Impuls-Echo-Geräte dienten ursprünglich zur Auffindung von Baufehlern, werden heute jedoch auch zur Bestimmung von Schallgeschwindigkeiten und Elastizitätsmoduli eingesetzt /24/.

Die Berechnung des Elastizitätsmoduls geht in dem Ansatz

$$v = \sqrt{\frac{\text{Elastizität}}{\text{Dichte}}} \quad 3.34$$

auf Newton zurück, wobei mit v die Ausbreitungsgeschwindigkeit von Schallwellen bezeichnet wird. Ursprünglich wurde diese Gleichung für Flüssigkeiten und Gas definiert, deren Elastizität dem Kompressionsmodul proportional ist. Die Wellenausbreitung (Druckwelle) erfolgt hierbei über Longitudinalwellen mit der Ausbreitungsgeschwindigkeit v_L . Bei elastischen Körpern treten zusätzlich transversale Schubwellen auf. Ihr Anteil wird durch die Gleichung

$$v_T = \sqrt{\frac{\text{Gleitmodul } G}{\text{Dichte } \rho}} \quad 3.35$$

definiert, wobei v_T die Geschwindigkeit der Transversalwellen darstellt.

Das Verhältnis v_L/v_T berechnet sich aus der Poissonzahl ν nach der Gleichung

$$v_L/v_T = \sqrt{\frac{\frac{2}{\nu} - 2}{\frac{1}{\nu} - 1}} \quad 3.36$$

Folglich läßt sich der Elastizitätsmodul nach der Gleichung

$$E = \frac{2G (1/\nu+1)}{1/\nu} \quad 3.37$$

bei bekanntem G und ν berechnen.

Aus Gleichung 3.33 / 3.34 und Gleichung 3.35 folgt:

$$v_T = \sqrt{\frac{E}{\rho} \cdot \frac{1}{2(1+\nu)}} \quad 3.38$$

$$v_L = \sqrt{\frac{E}{\rho} \cdot \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}} \quad 3.39$$

$$v_L = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho(1-\nu-2\nu^2)}} \quad 3.40$$

falls $2\nu^2 \ll (1-\nu)$ vereinfacht sich die Gleichung 3.38

$$v_L = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad 3.41$$

$$E = \rho \cdot v_L^2 \quad 3.42$$

Der Notwendigkeit der Trennung von longitudinalen und transversalen Schallwellen wird bei modernen Ultraschall-Gebern und Empfänger-Geräten entsprochen.

Der durch die Vereinfachung herangezogene systematische Fehler müßte über die Poissonzahl korrigiert werden. Da die Ermittlung des Elastizitätsmoduls mittels Ultraschall nur der Überprüfung einiger im Zugversuch ermittelter E-Modul-Werte bei relativ großer Standardabweichung dient, wurde hierauf verzichtet.

Die Ultraschalluntersuchungen erfolgten mit einem Impuls-Echo-Gerät der Firma Krautkrämer mit der Bezeichnung USiP12/OTM12.

In Tabelle 3.13 sind Mittelwerte der im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmodule mit Daten aus Ultraschallmessungen (auf 100 MPa gerundet) verglichen.

Messungen konnten lediglich bis zu einer Porosität bzw. volumenbezogenen Glaseinlagerung von bis zu maximal 15 Prozent durchgeführt werden. Bei größeren Dispergentenanteilen war die Auswertung aufgrund von Reflexionen, Beugung und gegenseitigen Überlagerungen des Ultraschallsignals (Dämpfung) nicht mehr möglich. Die Ergebnisse aus der Ultraschallprüfung liegen fast immer über den im Zugversuch ermittelten Eigenschaftswerten. Lediglich bei ca. 15 % Porosität in Eisenwerkstoffen und bei SiO_2 -Einlagerungen in Eisenmatrix treten Abweichungen von über 10 % auf. Im Falle der SiO_2 -Einlagerungen lassen sich die wesentlich höheren Werte ggf. über die beim Zugversuch geltende Gesetzmäßigkeit des schwächsten Gliedes erklären. Widersprüche zu den im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduli treten nicht auf.

Probe	E-Modul nach Zugversuch in MPa	E-Modul nach Ultraschall in MPa	ΔE absolut in MPa	ΔE in %
Au/"Pore" ₅	63.400	65.300	1.900	2,9
Au/"Pore" ₁₀	55.300	59.200	3.900	6,6
Au/"Pore" ₁₅	47.200	49.800	2.600	5,2
Au/"O123" ₅	55.700	58.100	2.400	4,1
Au/"O123" ₁₀	56.300	58.100	1.800	3,1
Au/"O123" ₁₅	58.100	59.900	1.800	3,0
Au/"Micro" ₅	55.000	57.000	2.000	3,5
Au/"Micro" ₁₀	57.000	57.800	800	1,4
Au/"SiO ₂ " ₅	57.500	60.500	3.000	4,9
Au/"SiO ₂ " ₁₀	58.200	61.300	3.100	5,0
Fe/"Pore" ₅	179.000	183.500	4.500	2,5
Fe/"Pore" ₁₀	145.800	151.700	5.900	3,9
Fe/"Pore" ₁₂	138.000	145.800	7.800	5,3
Fe/"Pore" ₁₃	135.200	130.000	5.200	4,0
Fe/"Pore" ₁₅	125.300	113.000	12.300	10,8
Fe/"O123" ₅	148.100	150.000	1.900	1,3
Fe/"O123" ₁₀	141.000	139.400	1.600	1,2
Fe/"Micro" ₅	126.100	130.600	4.500	3,5
Fe/"Micro" ₁₀	122.000	129.200	7.200	5,6
Fe/"SiO ₂ " ₅	121.000	135.200	14.200	10,5
Fe/"SiO ₂ " ₁₀	98.200	131.000	32.800	25,0

Tabelle 3.13 Vergleich der Elastizitätsmoduli aus Zugversuchen und Ultraschallverfahren

3.3.3 Grenzkurven und berechnete Elastizitätsmoduli im direkten Vergleich mit gemessenen Eigenschaftswerten

Ein Vergleich zwischen den jeweils äußersten Grenzwerten aus dem Grenzwertkonzept und berechneten Elastizitätsmoduli gemäß zuvor erörterter Modell-Ansätze (insbesondere auch der Spezialfälle) mit Eigenschaftswerten aus dem Zugversuch soll nun die Anwendbarkeit theoretischer Ansätze zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation zumindest bei geringen Konzentrationen der Einlagerungsphase, jedoch bei unterschiedlichen Formen der Einlagerungsteilchen, überprüfen. Den Berechnungen im Rahmen der genannten Modellansätze werden die mittels quantitativer Gefügeanalyse ermittelten Gefügeparameter zugrundegelegt. Zur besseren Übersicht sind in Tabelle 3.14 die bereits erörterten theoretischen Ansätze unter Bezugnahme auf die fortlaufende Numerierung der Gleichungen sowie der entsprechenden Seitenzahlen tabellarisch aufgelistet.

Die Tabellen 3.15 und 3.16 enthalten zunächst eine Gegenüberstellung berechneter und im Zugversuch ermittelter Elastizitätsmoduli von porösen Gold- bzw. Eisen-Sinterwerkstoffen. Als theoretischer Ansatz dient zum einen in Tabelle 3.15 der aus der Literatur bekannte Modellansatz zur Berechnung des Elastizitätsmoduls für den Spezialfall der eingelagerten Kugelpore (Gleichung 3.14, Seite 133), zum anderen in Tabelle 3.16 die "neue" Modellbetrachtung gemäß des Spezialfalles der Pore (Gleichung 3.21, Seite 143). Zwar entsprechen die mittleren Achsenverhältnisse der in der Tabelle 3.15 ermittelten Substitutionsrotationellipsoide nicht genau der Kugelpore, jedoch zeigen Parameterstudien bezüglich des bekannten Modellkonzeptes einen rechnerisch nur geringen Unterschied zwischen Elastizitätsmoduli von Werkstoffen mit Einlagerungen in Kugelform und mit Einlagerungen in Form zylindrischer Scheibchen (vgl. Bild 67, Seite 134). Ein ingenieurmäßiger Vergleich zwischen beiden Modellansätzen reflektiert am gemessenen Elastizitätsmodul ist somit möglich.

theoretischer Ansatz	lfd. Nr. der Gleichung	Seite
<u>Grenzwertkonzept:</u>		
- obere Grenzkurve I. Ordnung	3.1	112
- untere Grenzkurve I. Ordnung	3.2	112
- obere Grenzkurve II. Ordnung	3.4, 3.5	112
- untere Grenzkurve II. Ordnung	3.6, 3.7	113
Berechnung der Grenzkurven II. Ordnung erfolgt in Verbindung mit der allgemeinen Beziehung aus Gleichung 3.3 (Seite 112)		
<u>Modellansatz aus der Literatur:</u>		
es lassen sich nur "Spezialfälle" und zwar in Verbindung mit der allgemeinen Beziehung aus Gleichung 3.3 (Seite 112) berechnen		
- zylindrische Scheibe, statistisch orientiert	3.8, 3.9	132
- Kugel	3.10, 3.11	132
- zylindrischer Stab, statistisch orientiert	3.12, 3.13	132
- Kugelpore	3.14	133
<u>"neuer" Modellansatz</u>		
- allgemeine Gleichung	3.15	142
- in Verbindung mit den Gleichungen	3.16-3.20	143
- Spezialfall der Pore	3.21	143
- Spezialfall der Kugelpore	3.22 od. 3.23	143

Tabelle 3.14 Übersicht der theoretischen Ansätze zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation

Probe	c_D	$\overline{\left(\frac{X}{Z}\right)}$	$\overline{\cos^2 \alpha}$	E in MPa nach "altem" Modellansatz	E in MPA gemessen	$ \Delta E $ in MPa absolut	$ \Delta E/E_{\text{gemessen}} $ in % relativ
Au/"Pore" 5	0,05	2,80	0,29	72.565	63.400	9.165	14,4
Au/"Pore" 10	0,10	2,80	0,29	65.209	55.300	9.909	17,9
Au/"Pore" 15	0,15	2,80	0,29	57.944	47.200	10.744	22,7
Au/"Pore" 20	0,20	2,80	0,29	50.781	42.700	8.081	18,9
Au/"Pore" 25	0,25	2,80	0,29	43.736	37.400	6.336	16,94
Au/"Pore" 30	0,30	2,80	0,29	36.827	17.000	19.827	53,84
Fe/"Pore" 5	0,05	2,99	0,31	195.311	179.000	16.311	9,1
Fe/"Pore" 10	0,10	2,99	0,31	176.248	145.800	30.448	20,8
Fe/"Pore" 12	0,12	2,99	0,31	164.040	138.000	26.040	18,8
Fe/"Pore" 13	0,13	2,99	0,31	161.792	135.200	26.592	19,6
Fe/"Pore" 15	0,15	2,99	0,31	157.328	125.300	32.020	25,5
Fe/"Pore" 20	0,20	2,99	0,31	138.574	90.000	48.574	53,97
Fe/"Pore" 25	0,25	2,99	0,31	120.014	55.100	64.914	117,8

Tabelle 3.15 Vergleich nach "altem" Modellansatz berechneter Elastizitätsmoduli mit gemessenen Eigenschaftswerten poröser Gold- und Eisen-Sinterwerkstoffe

Probe	c_D	$\overline{\left(\frac{x}{z}\right)}$	$\overline{\cos^2 \gamma}$	E in MPa nach "neuem" Modellansatz	E in MPa gemessen	$ \Delta E $ in MPa absolut	$ \Delta E/E_{\text{gemessen}} $ in % relativ
Au/"Pore" ₅	0,05	2,80	0,29	63.912	63.400	512	0,8
Au/"Pore" ₁₀	0,10	2,80	0,29	54.463	55.300	837	1,5
Au/"Pore" ₁₅	0,15	2,80	0,29	46,537	47.200	663	1,4
Au/"Pore" ₂₀	0,20	2,80	0,29	39.463	42.700	3.237	8,2
Au/"Pore" ₂₅	0,25	2,80	0,29	32.961	37.400	4.439	13,5
Au/"Pore" ₃₀	0,30	2,80	0,29	26.881	17.000	9.881	36,7
Fe/"Pore" ₅	0,05	2,99	0,31	169.046	179.000	9.954	5,9
Fe/"Pore" ₁₀	0,10	2,99	0,31	142.346	145.800	3.454	2,4
Fe/"Pore" ₁₂	0,12	2,99	0,31	133.021	138.000	4.979	3,7
Fe/"Pore" ₁₃	0,13	2,99	0,31	128.555	135.200	6.645	5,2
Fe/"Pore" ₁₅	0,15	2,99	0,31	119.952	125.300	5.348	4,5
Fe/"Pore" ₂₀	0,20	2,99	0,31	99.964	90.000	9.964	9,9
Fe/"Pore" ₂₅	0,25	2,99	0,31	81.592	55.100	26.492	32,3

Tabelle 3.16 Vergleich nach "neuem" Modellansatz berechneter Elastizitätsmoduli mit gemessenen Eigenschaftswerten poröser Gold- und Eisen-Sinterwerkstoffe

Der Elastizitätsmodul der Eisenmatrix wurde laut Literaturangabe /343/ mit 214.500 MPa, der Eigenschaftswert der Goldmatrix mit 80.000 MPa /328/ in die Modellgleichungen aufgenommen.

Die Bilder 120 und 121 zeigen bezüglich des Elastizitätsmoduls sowohl den Verlauf der oberen Grenzkuren I. und II. Ordnung - die entsprechenden unteren Grenzkurven sind für den Porenfall nicht definiert -, sowie die Kurven nach "altem" Modellansatz gemäß dem Spezialfall einer "Kugelpore" und nach dem "neuen" Modellansatz gemäß dem Spezialfall der "Pore" als Einlagerungsphase. Gemessene Elastizitätsmoduli aus Zugversuchen (\bar{X} = Mittelwert, \bar{I} = Standardabweichung) und aus Ultraschalluntersuchungen (o) lassen sich graphisch gut mit den Ergebnissen der theoretischen Ansätze vergleichen. Bild 121 enthält desweiteren Eigenschaftswerte des Eisens nach Angabe des Pulverherstellers "Mannesmann" (●) bei entsprechenden Porositäten.

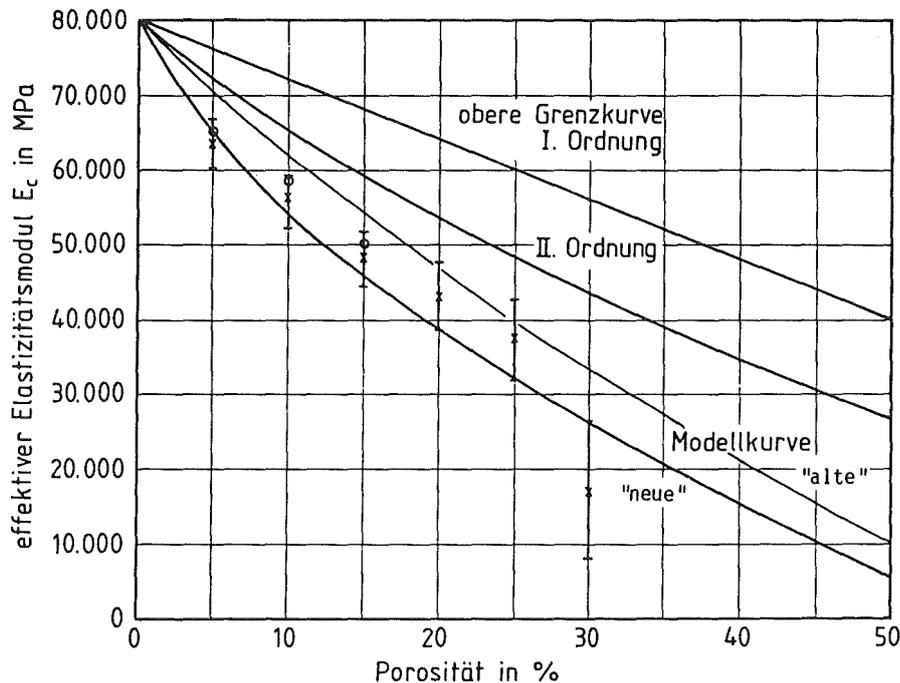


Bild 120: Grenzkurven, Modellkurven und im Zugversuch (x) sowie mittels Ultraschallverfahren (o) ermittelte Elastizitätsmoduli poröser Gold-Sinterwerkstoffe

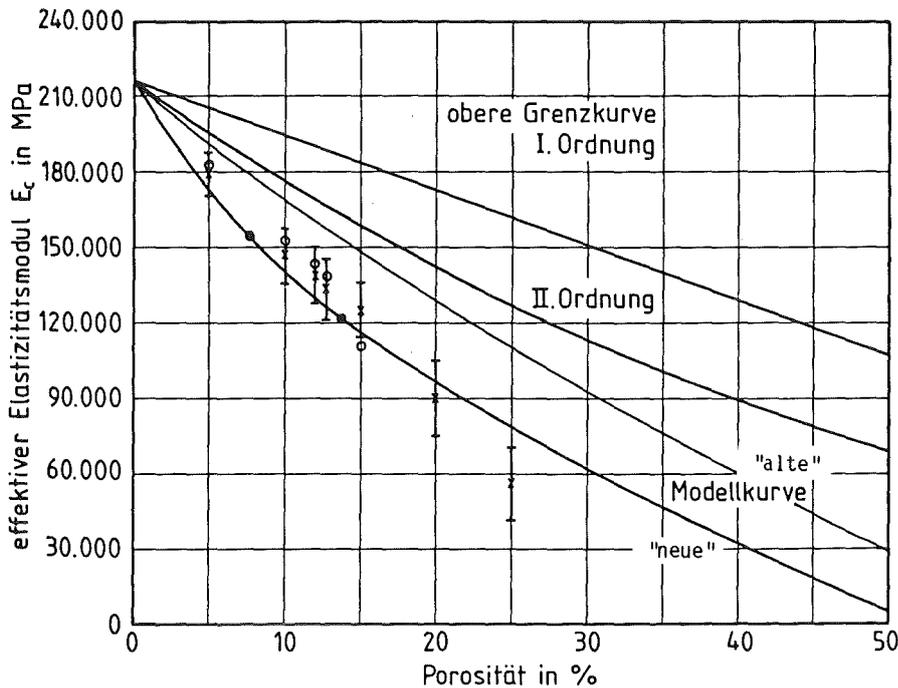


Bild 121: Grenzkurven, Modellkurven und im Zugversuch (X) sowie mittels Ultraschallverfahren (O) ermittelte Elastizitätsmoduli poröser Eisen-Sinterwerkstoffe

Sowohl bei den Gold- als auch bei den Eisenwerkstoffen liegen die Elastizitätsmoduli zunächst geringfügig oberhalb der "neuen" Modellkurve, jedoch unterhalb der Grenzkurven und unterhalb der für sphärische Poren berechneten "alten" Modellkurve. Bei 5 % Porosität in Gold-Werkstoffen liegt der mittlere Eigenschaftswert geringfügig unterhalb der berechneten "neuen" Modellkurve, bei 30 % Porosität in Gold- und 20 bzw. 25 % Porosität in Eisen-Matrizes fallen die im Zugversuch gemessenen Eigenschaftswerte stark ab, was wahrscheinlich gemäß technologischer Informationen aus Abschnitt 3.1.3 durch einen allmählichen Übergang zum Durchdringungsgefüge bzw. auf eine allmähliche Auflösung der Metallmatrix sowie auf die die Metallmatrix isolierenden "Porenkanäle" zurückzuführen ist.

Abgesehen vom E-Modul-Abfall bei höheren Porositäten scheint der Verlauf der "neuen" Modellkurve im Vergleich zu gemessenen Elastizitäts-

moduli bei intakten Metallmatrix-Gefügen tendenziell geringere Eigenschaftswerte auszuweisen. Die berechneten Elastizitätsmoduli nach dem bekannten Modellansatz für Kugelporen liegen stets wesentlich oberhalb der Daten aus dem Zugversuch.

Vergleicht man die Kurvenverläufe beider Modellansätze mit dem Verlauf der Grenzkurven II. Ordnung, so stellt man im Falle der "neuen" Modellkurve einen ähnlichen Verlauf wie bei der Grenzkurve fest. Bei geringen Porositäten scheint der bekannte Modellansatz gemäß Literatur zu hohe Eigenschaftswerte, der des neuen Modellkonzeptes etwas zu geringe Eigenschaftswerte auszuweisen. Bei höheren Konzentrationen fallen beide Modellansätze zu stark in ihren Werten ab. Die Grenzkurven geben hier lediglich Anhaltspunkte für maximal erreichbare Elastizitätsmoduli - eine den Variationsbereich eingrenzende Funktion haben sie jedoch für den Porenfall nicht.

Zur Berechnung der Elastizitätsmoduli von Metall-Glas-Cermets wurde die Metallmatrix mit den jeweiligen Restporositäten als quasi homogenes Kontinuum und somit wiederum jeweils als homogene Matrix betrachtet. Gefügeanalytische Untersuchungen stellten sicher, daß die Verteilung, Form und Größe der Poren bei gleichzeitigen Glaseinlagerungen exakt den Gefügedaten ohne Glasdispergenten entsprachen. Die Berechnung der Elastizitätsmoduli der "porösen Matrizes" erfolgte aufgrund besserer Übereinstimmung mit im Zugversuch gemessenen Eigenschaftswerten nach dem "neuen" Modellansatz.

Es ergeben sich die in Tabelle 3.15 dargestellten Eigenschaftswerte der neuen Matrizes unter Berücksichtigung der jeweiligen Restporosität (auf 100 MPa gerundet).

In den Tabellen 3.18 und 3.19 sind nach dem "neuen" Modellansatz (allgemeine Gleichung 3.15) berechnete und im Zugversuch ermittelte Elastizitätsmoduli von Glas-Metall-Cermets gegenübergestellt. Die in Tabelle 3.15 enthaltenen Eigenschaftswerte der quasi homogenen Matrizes sind den Berechnungen stets zugrundegelegt. Eigenschaftswerte der Glasdispergenten stammen vom Hersteller oder aus Literaturangaben

bezüglich vergleichbarer Gläser /327, 343/.

Metall	Dispergent	Restporosität in %	E-Modul der quasihomogenen Matrix in MPa	E-Modul des Dispergenten in MPa
Au	"O123"	9	56.200	70.000
Au	"Micro"	9	56.200	70.000
Au	"SiO ₂ "	9	56.200	80.500
Fe	"O123"	8	152.300	70.000
Fe	"Micro"	12	133.000	70.000
Fe	"SiO ₂ "	10	142.300	80.500

Tabelle 3.17 Elastizitätsmoduli der "quasihomogenen" Matrices, berechnet nach dem "neuen" Modellansatz (Gleichung 3.21)

Im Falle der während des Sinterprozesses nicht mit dem Metall benetzenden und somit nichthaftenden SiO₂-Dispergentenphase sowie in den Fällen plötzlicher Eigenschaftsabfälle möglicherweise aufgrund eines beginnenden Matrixwechsels gemäß technologischer Informationen aus Preß- und Sinterstudien (vgl. Abschn. 2.2.2.5/6 und 3.1.3) werden die aus dem Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduli zusätzlich mit den Modellgleichungen für poröse Werkstoffe verglichen. Insbesondere bei nichthaftenden SiO₂-Einlagerungen kann die Eigenschaft des Dispergenten nicht im Verbund wirksam werden. Unter Zugrundelegung völlig fehlender Haftung sind die Einlagerungen demnach wie Poren - jedoch mit unveränderlicher Form - zu betrachten. Die in den Tabellen 3.18 und 3.19 mittels der "neuen" Modellgleichung über den Spezialfall der "Pore" als Einlagerungsphase berechneten Eigenschaftswerte sind mit einem Stern (*) gekennzeichnet.

Aufgrund nur geringer Abweichungen der mittels quantitativer Gefügeanalyse ermittelten Achsenverhältnisse $\frac{Z}{X}$ von einem idealen Rotationsellipsoiden ($\frac{Z}{X} = 1$) liegt hier auch wie zuvor im Porenfall der

Vergleich mit der aus der Literatur bekannten "alten" Korrelationsfunktion gemäß des Spezialfalles kugelig er Einlagerungsteilchen nahe (Gleichungen 3.11 und 3.12 in Verbindung mit 3.3). Die Bilder 122 bis 124 zeigen diesen Vergleich berechneter mit gemessenen Elastizitätsmoduli von Gold-Glas-Cermets, wobei die Werkstoffeigenschaft in Abhängigkeit von der Konzentration der eingelagerten Phase abgetragen ist.

Da im Gegensatz zum "Porenfall" die Eigenschaftswerte der reinen Phasen ($\hat{=}$ Komponenten) verhältnismäßig eng beieinander liegen und die Modellkurven nur gering voneinander abweichen, wird hier auf eine gesonderte tabellarische Darstellung der nach dem "alten" Modellansatz berechneten Elastizitätsmoduli verzichtet. Eine qualitative Aussage bezüglich der Übereinstimmung mit gemessenen Elastizitätsmoduli läßt sich aus den Bildern direkt entnehmen. Aufgrund der nur geringen Eigenschaftsunterschiede zwischen Matrix und Dispergent liegen die oberen und unteren Grenzkurven so dicht beieinander, so daß sich eine Darstellung hier erübrigt.

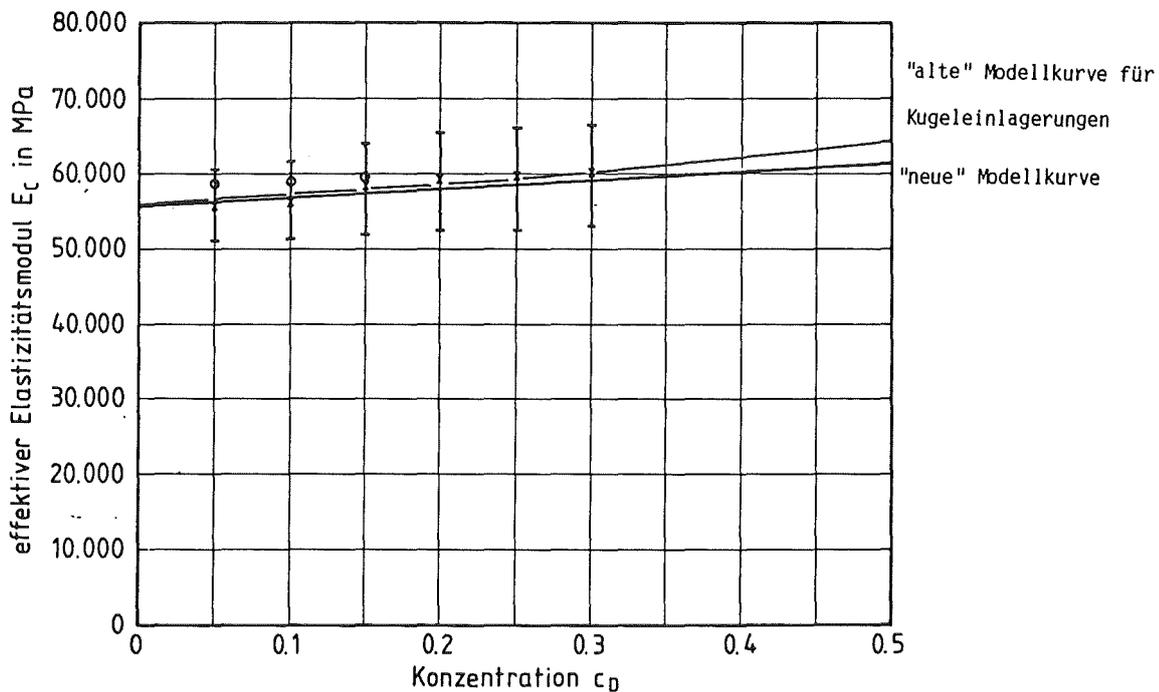


Bild 122: Modellkurven und im Zugversuch (X) sowie mittels Ultraschall (O) ermittelte Elastizitätsmoduli von Gold-Glas ("0123")-Cermets

Probe	c_D	$\overline{\left(\frac{x}{z}\right)}$	$\overline{\cos^2 \alpha}$	E in MPa berechnet	E in MPa gemessen	$ \Delta E $ in MPa absolut	$ \Delta E / E $ berechnet in % relativ
Au/"O123" 5	0,05	2,1	0,33	56.799	55.700	1.099	1,9
Au/"O123" 10	0,10	2,1	0,33	57.418	56.300	1.118	1,9
Au/"O123" 15	0,15	2,1	0,33	58.048	58.100	52	0,0
Au/"O123" 20	0,20	2,1	0,33	58.687	59.100	413	0,7
Au/"O123" 25	0,25	2,1	0,33	59.334	59.500	166	0,3
Au/"O123" 30	0,30	2,1	0,33	59.987	60.000	13	0,0
Au/"Micro" 5	0,05	1,3	0,33	56.803	55.000	1.803	3,2
Au/"Micro" 10	0,10	1,3	0,33	57.430	57.000	430	0,7
Au/"Micro" 15	0,15	1,3	0,33	58.069	58.500	431	0,7
Au/"Micro" 20	0,20	1,3	0,33	58.719	59.000	281	0,5
Au/"Micro" 25	0,25	1,3	0,33	59.377	59.500	123	0,2
Au/"Mirco" 30	0,30	1,3	0,33	60.043	61.600	1.557	2,6
Au/"SiO ₂ " 5	0,05	1,9	0,33	57.102	57.500	398	0,7
Au/"SiO ₂ " 10	0,10	1,9	0,33	58.156	58.200	44	0,0
Au/"SiO ₂ " 15	0,15	1,9	0,33	59.191/ * 35.071	33.500	25.691/ * 1.571	43,4/* 4,5
Au/"SiO ₂ " 20	0,20	1,9	0,33	60.252/ * 30.604	31.800	28.452/ * 1.196	47,2/* 3,9
Au/"SiO ₂ " 25	0,25	1,9	0,33	61.334/ * 26.498	27.500	33.834/ * 1.002	55,2/* 3,8
Au/"SiO ₂ " 30	0,30	1,9	0,33	62.435/ * 22.659	24.900	37.535/ * 2.241	60,1/* 9,9

Tabelle 3.18 Vergleich nach dem "neuen" Modellkonzept berechneter Elastizitätsmoduli mit gemessenen Eigenschaftswerten von Gold-Glas-Cermets

Probe	c_D	$\overline{\left(\frac{X}{Z}\right)}$	$\overline{\cos^2 \alpha}$	E in MPa berechnet	E in MPa gemessen	$ \Delta E $ in MPa	$ \Delta E/E $ berechnet in % relativ
Fe/"O123" 5	0,05	3,22	0,29	145.256	148.100	2.844	1,9
Fe/"O123" 10	0,10	3,22	0,29	138.991	141.000	2.009	1,5
Fe/"O123" 15	0,15	3,22	0,29	133.079	129.800	3.279	2,5
Fe/"O123" 20	0,20	3,22	0,29	127.406	124.200	3.206	2,5
Fe/"O123" 25	0,25	3,22	0,29	121.917/ *56.899	45.300	76.617/ *11.599	62,8/*20,4
Fe/"Micro" 5	0,05	1,35	0,33	128.270	126.100	2.170	1,7
Fe/"Mirco" 10	0,10	1,35	0,33	124.054	122.000	2.054	1,7
Fe/"Micro" 15	0,15	1,35	0,33	120.073	119.900	1.173	0,1
Fe/"Micro" 20	0,20	1,35	0,33	116.252	114.200	2.052	1,8
Fe/"Micro" 25	0,25	1,35	0,33	112.552/ *67.896	73.000	39.552/ *5.104	35,1/*7,5
Fe/"SiO ₂ " 5	0,05	2,10	0,33	137.744/ *115.718	121.000	16.744/ *5.282	12,2/*4,6
Fe/"SiO ₂ " 10	0,10	2,10	0,33	133.595/ *100.104	98.200	35.395/ *1.904	26,5/*1,9
Fe/"SiO ₂ " 15	0,15	2,10	0,33	129.637/ *87.008	91.900	37.737/ *4.892	29,1/*5,6
Fe/"SiO ₂ " 20	0,20	2,10	0,33	125.812/ *75.319	68.000	57.812/ *7.319	45,9/*9,7
Fe/"SiO ₂ " 25	0,25	2,10	0,33	122.089/ *64.575	31.100	90.989/ *33.475	74,5/*52

Tabelle 3.19 Vergleich nach dem "neuen" Modellkonzept berechneter Elastizitätsmoduli mit gemessenen Eigenschaftswerten von Eisen-Glas-Cermets

Aufgrund einer Restporosität von 9 % ergab sich nach Gleichung 3.21 der Elastizitätsmodul der Matrix zu 56.200 MPa. Gute Haftung zwischen Gold und Glas Typ "0123" /311/ gewährleistet die Steigerung des effektiven Elastizitätsmoduls des Oxid-Cermets durch Erhöhung des Glasanteils in Richtung auf die Dispergenteneigenschaft mit 70.000 MPa. Ein nur geringer Unterschied der Phaseneigenschaften sowie die relativ große Streuung gemessener Elastizitätsmoduli lassen bei intakter Haftung der Phasen kaum Abweichungen gemessener und berechneter Werte erkennen. Sowohl nach "altem" Modellansatz als auch nach "neuer" Modellbetrachtung zeigen zumindest für geringe Konzentrationen der Einlagerungsphase berechnete und im Zugversuch ermittelte Eigenschaftswerte gute Übereinstimmung.

Im Falle der "Micro"-Glaskugel als Einlagerungsphase ändert sich zur vorigen Materialkombination lediglich die Dispergentenform. Gute Haftung zwischen den Phasen erhöht auch hier den effektiven Elastizitätsmodul bei Zugabe von Glas mit einem Eigenschaftswert von 70.000 MPa. Beide Modellkurven liegen immer im Streubereich der Meßwerte und eignen sich somit zur Berechnung des Elastizitätsmoduls bei geringen Konzentrationen der Einlagerungsphasen.

Reines Siliziumdioxid weist dagegen keine Haftung mit der Goldmatrix auf. Lediglich mechanische Verzahnung könnte in Bild 124 die Eigenschaftssteigerung bei 5 und 10 Vol-% SiO_2 erklären. Die Werte liegen sogar etwas oberhalb der berechneten Modellkurven. Bei einem SiO_2 -Anteil von 15 Vol-% und mehr verlaufen die gemessenen Elastizitätsmoduli weit unterhalb der Kurven aus "alter" und "neuer" Korrelationsfunktion zur Berechnung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe.

Betrachtet man jedoch die nicht mit der Gold-Matrix haftenden SiO_2 -Partikel als Poren definierter Form und Orientierung, so erhält man mit Gleichung 3.21 für den Porenfall der neuen Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation eine Kurve wiederum im Streubereich gemessener Eigenschaftswerte - jedoch berechnet ohne Berücksichtigung der SiO_2 -Eigenschaft. Die aus der Literatur bekannte Modellgleichung für den Elastizitätsmodul eines porösen Werkstoffes - wobei die Pore Kugelform auf-

weist - zeigt hier ebenfalls gute Übereinstimmung mit den im Zugversuch ermittelten Eigenschaftswerten. In diesem Falle dienen die Glaspartikel lediglich als "Platzhalter" zur Erzeugung bestimmter Einschlußformen. Der Elastizitätsmodul des Dispergenten spielt hierbei keine Rolle mehr.

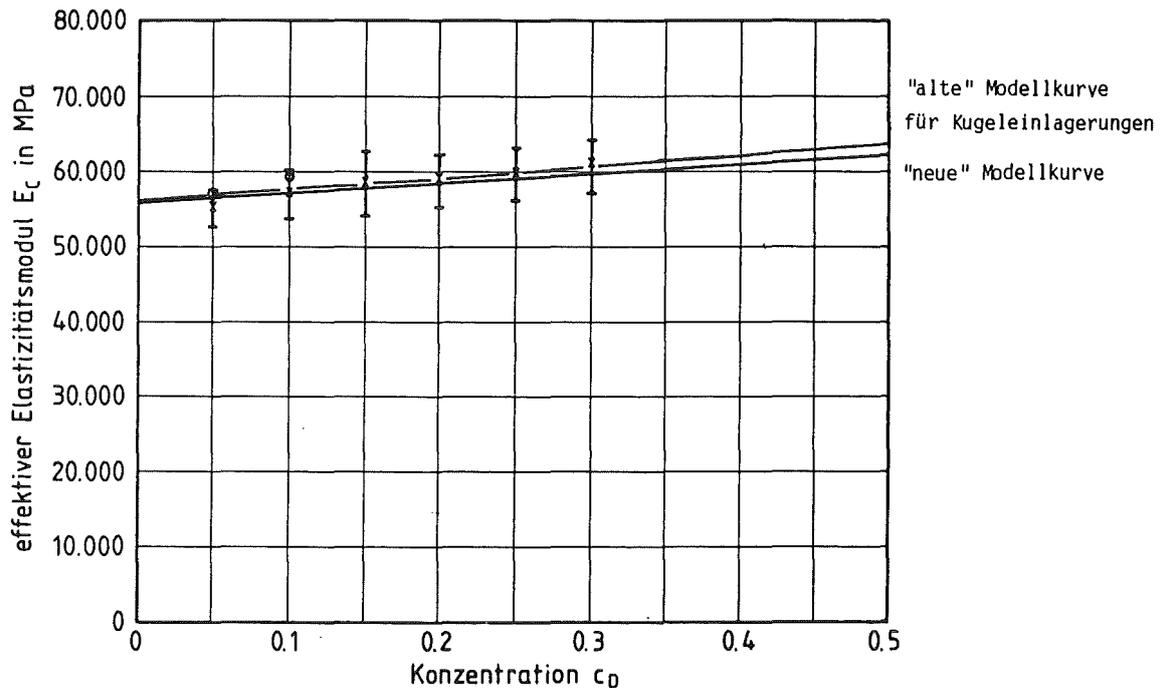


Bild 123: Modellkurven und im Zugversuch (X) sowie mittels Ultraschall (O) ermittelte Elastizitätsmoduli von Gold-Glas ("Micro"-Cermets)

Beide Modellbetrachtungen für den Porenfall bzw. für den Fall der Kugelpore zeigen in diesen Stoffsystemen - bei nichthaftenden SiO_2 -Einlagerungen - sehr gute Übereinstimmung mit gemessenen Werten aus dem Zugversuch.

Die Elastizitätsmoduli von Eisen und Glas weisen im Gegensatz zur Kombination Gold-Glas wesentlich größere Unterschiede auf. Übereinstimmung bzw. Abweichungen der Meßwerte von den berechneten Modellkurven lassen daher qualitative Aussagen zu den Gefüge-Elastizitätsmodulkorrelationen in höherem Maße zu, als dies bei Gold-Glas-Cermets der

Fall war.

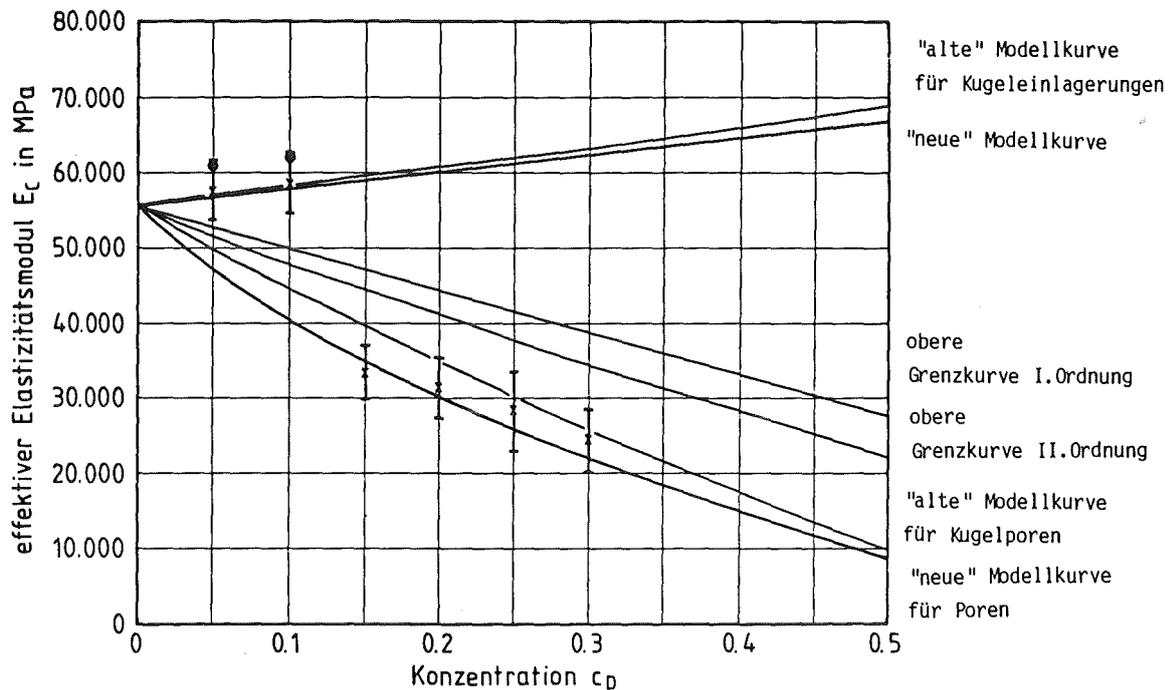


Bild 124: Modellkurven und im Zugversuch (×) sowie mittels Ultraschall (○) ermittelte Elastizitätsmoduli von Gold-Glas ("SiO₂")-Cermets

Basierend auf einer Restporosität von ca. 8 % wurde für die quasihomogene (Eisen + Poren)-Matrix ein Elastizitätsmodul von 152.300 MPa nach Gleichung 3.21 berechnet. Bild 125 zeigt gute Übereinstimmung gemessener und nach den Modellansätzen berechneter Elastizitätsmodulwerte im Falle gut haftender Glaseinlagerungen des Typs "0123" /310/. Die Abweichungen der "neuen" Modellkurve von den gemessenen Mittelwerten liegen zwischen 1,5 und 2,5 %. Lediglich bei 25 % Glas-Einlagerungen liegt der Mittelwert des gemessenen E-Moduls weit unter der "neuen" Modellkurve, und auch um ca. 20 % unterhalb der Modellkurve für den Porenfall. Die "alte" Modellbetrachtung für Kugelporen gemäß bekanntem Ansatz aus der Literatur (Gleichung 3.14) weicht hier stark von dem bei 25 Vol-% Glaseinlagerungen gemessenen Eigenschaftswert ab. Dieser reproduzierbare Eigenschaftsabfall bei ca. 25 Vol-% Glaseinlagerungen läßt sich auch nicht auf mangelnde Haftung der Phasen zurück-

führen. Entsprechende Preßstudien aus Abschnitt 3.1.3 lieferten bereits auch hier die technologische Information bezüglich eines bevorstehenden Matrixwechsels. Der abrupte Eigenschaftsabfall bestätigt zumindest eine Störung der Matrix durch Glaseinlagerungen und Poren.

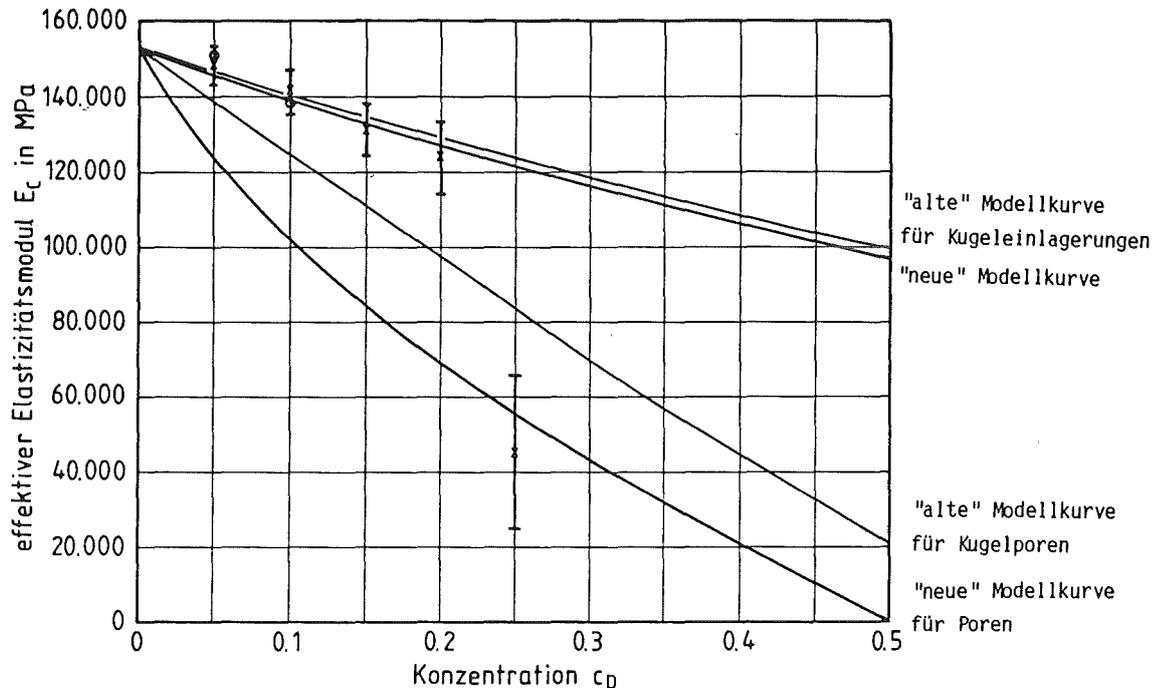


Bild 125: Modellkurven und im Zugversuch (X) sowie mittels Ultraschall (O) ermittelte Elastizitätsmoduli von Eisen-Glas ("0123")-Cermets

Die Eisenmatrix mit Micro-Glas als Dispergent ließ sich nicht auf einer Restporosität von weniger als 12 % verdichten. Die Matrixeigenschaft unter Berücksichtigung der Poren ergibt sich demnach rechnerisch aus Gleichung 3.21 mit einem Wert von 130.000 MPa. Das gut haftende E-Glas verringert den Elastizitätsmodul nahezu gemäß der Modellrechnung (siehe Bild 126). Hervorgehoben durch gute Phasenhaftung wirkt sich der Elastizitätsmodul des Glases in vollem Maße auf den Verbund aus. Bis zu 20 Vol-% Glaseinlagerungen liegen die Abweichungen der mittleren gemessenen Elastizitätsmoduli von mittels des neuen Modellansatzes (Gleichung 3.15) berechneten Werten unter 2 %. Wiederum bei 25 Volumenanteilen der Einlagerungsphase sinkt der

gemessene Elastizitätsmodul um mehr als 35 % unter die "neue" Modellkurve, liegt jedoch im Gegensatz zum Einlagerungstyp "0123" über dem berechneten Wert für den "Porenfall". Reflektiert an der bereits in Abschnitt 3.1.3 anhand von Preßstudien gewonnenen Information bezüglich eines beginnenden Matrixwechsels bereits bei 25 Vol-% Glaseinlagerungen (unter Berücksichtigung der Restporosität von 12 %) läßt sich der starke plötzliche Abfall des Elastizitätsmoduls wohl auch hier durch "Störungen" der Matrix erklären. Auch lichtoptische Untersuchungen (vgl. Bild 104, Seite 170) weisen bereits auf die sphärische Glaseinlagerungen verbindende "Porenkanäle" bei ca. 25 Vol-% Dispergentenanteil hin.

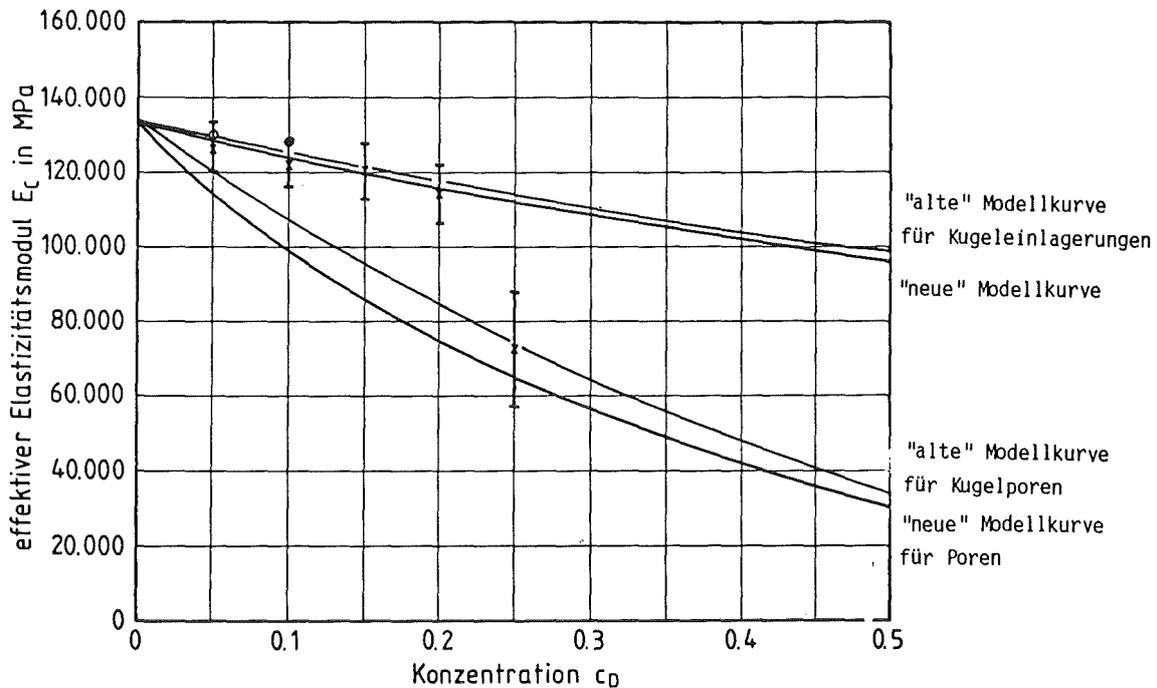


Bild 126: Modellkurven und im Zugversuch sowie mittels Ultraschall ermittelte Elastizitätsmoduli von Eisen-Glas ("Micro")-Cermets

Die "alte" Modellgleichung zeigt unter Zugrundelegung kugelliger Einlagerungen - wie dies im Falle des eingelagerten "Micro"-Glases auch tatsächlich der Fall ist - auch hier gute Übereinstimmung mit dem "neuen" Modellansatz im Bereich geringer Konzentrationen der Einlage-

rungsphase und somit gute Übereinstimmung mit den im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduli.

Das während des Sinterprozesses fest vorliegende SiO_2 benetzt mit der Eisenmatrix nicht. Mangelnde Haftung (ausschließlich mechanische Verzahnung) und eine Restporosität von 10 % wirken sich auf den effektiven Elastizitätsmodul des Oxid-Cermets aus.

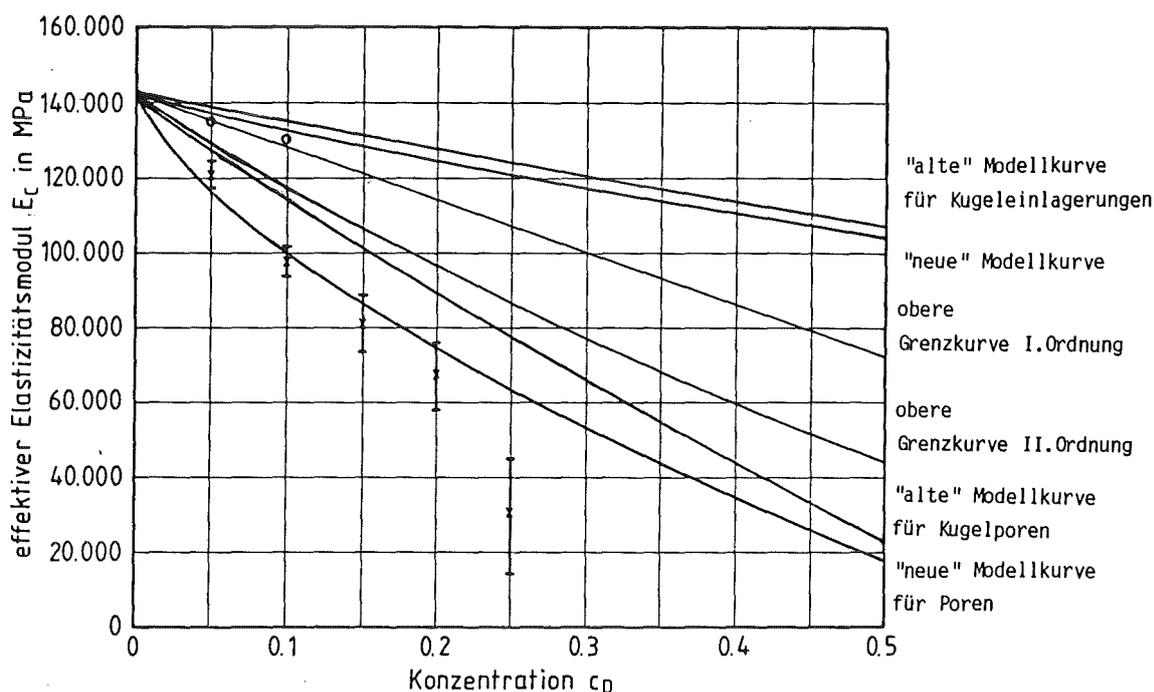


Bild 127: Modellkurven und im Zugversuch (X) sowie mittels Ultraschall (o) ermittelte Elastizitätsmoduli von Eisen-Glas (" SiO_2 "-)Cermets

Legt man bei der Berechnung der beiden in Rede stehenden Modellkurven Poren als Einschlüsse mit Form und Orientierung der SiO_2 -Partikel zugrunde (Gleichung 3.21), so weichen die Mittelwerte der gemessenen E-Moduli um maximal 10 % von den auf der Basis des "neuen" Modellansatzes berechneten Daten ab. 25 %ige SiO_2 -Einlagerungen verursachen wiederum einen starken Abfall von Eigenschaftswerten. Auch in diesem Falle weisen lichtoptische Gefügeuntersuchungen (vgl. Bild 105, Seite 171) auf eine beginnende Auflösung der Eisenmatrix bereits bei

25 Vol-% SiO_2 -Anteil (unter Berücksichtigung der Restporosität) hin.

Auffallend ist im Falle der SiO_2 -Einlagerungen in eine Eisenmatrix, daß die für 5 und 10 Vol-% SiO_2 -Anteil mittels Ausbreitungsgeschwindigkeit des Ultraschalls ermittelten Elastizitätsmoduli weit oberhalb der im Zugversuch ermittelten Werte liegen und zwar im Bereich der unter Zugrundelegung intakter Phasenhaftung zwischen Eisen und Glas berechneten "neuen" Modellkurve. Dieses Phänomen läßt sich wohl dadurch erklären, daß schlechte Haftung - ausschließlich durch mechanische Verzahnung - bei Zugbeanspruchung sofort völlig ausfällt, wogegen sich die ausschließlich mechanisch mit der Eisenmatrix verzahnten SiO_2 -Einlagerungen demnach auf die Ausbreitungsgeschwindigkeit des Ultraschalls dahingehend auswirken, daß der so berechnete Elastizitätsmodul annähernd demjenigen Wert entspricht, der bei intakter Phasenhaftung auch im Zugversuch zu ermitteln ist.

Der "neue" Modellansatz zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation zeigt bei porösen Gold-Sinterwerkstoffen (Poren als Einlagerungsphase betrachtet) gute Übereinstimmung mit im Zugversuch gemessenen Eigenschaftswerten. Die "alte" Gefüge-Eigenschafts-Korrelation bezüglich des Spezialfalles der Kugelpore liegt mit ihren berechneten Eigenschaftswerten dagegen stets oberhalb der entsprechenden Meßwerte. Bei Gold-Glas-Cermets liegen beide Modellkurven stets im Streuband des im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduls, jedoch der geringe Unterschied zwischen dem Elastizitätsmodul der Goldmatrix und des Glases erlauben nur unter Vorbehalt qualitative Aussagen zur Übereinstimmung gemessener Elastizitätsmoduli mit Daten aus den Modellbetrachtungen. Lediglich der beim Versagen des Haftungsmechanismus zwischen SiO_2 -Einlagerungen und der Goldmatrix zugrundegelegte "Porenfall" zeigt gute Übereinstimmung der im Zugversuch ermittelten Eigenschaftswerte mit dem "neuen" Modell, wobei große Unterschiede der Phaseneigenschaften vorliegen.

Eisen-Glas-Cermets eignen sich aufgrund größerer Unterschiede der Elastizitätsmoduli ihrer Phasen wesentlich besser zur Überprüfung des Modellansatzes. Die gut mit der Eisenmatrix haftenden Gläser Typ "0123 "

und "Micro" verringern den Wert des Elastizitätsmoduls gemäß Zugversuch entsprechend dem Verlauf der Modellkurven. Für geringe Konzentrationen der Einlagerungsphase liegen berechnete Werte sowohl aus "alter" als auch aus "neuer" Modellbetrachtung eng beieinander und stehen im Streubereich der aus den Zugversuchen stammenden Eigenschaftswerte.

Nicht haftende SiO_2 -Einlagerungen in Eisen verhalten sich bezüglich ihres Einflusses auf den im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmodul wie Poren. Nach dem "neuen" Modellansatz berechnete Eigenschaftswerte und Mittelwerte der im Zugversuch ermittelten E-Moduli weichen maximal um 10 % voneinander ab. Lediglich Glasanteile von 25 Vol-% verändern den Elastizitätsmodul - hervorgerufen durch allmähliches Auflösen der Metallmatrix - derart, daß sich der Modellansatz nicht mehr anwenden läßt.

3.4 Kritik an den theoretischen Ansätzen zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation

Die Gültigkeit des bekannten Grenzwertkonzeptes steht aufgrund zahlreicher in der Literatur durchgeführten Vergleiche zwischen den Grenzkurven I. und II. Ordnung mit nach unterschiedlichen Methoden ermittelten Elastizitätsmoduli außer Frage. Abgesehen von der Tatsache, daß die Grenzkurven den Variationsbereich möglicher Eigenschaftswerte nur zu ingenieurmäßigen Betrachtungen einschränken und keine singulären Eigenschaftswerte liefern, weisen sie einen wesentlichen Mangel auf, denn

die unteren Grenzkurven sind für den Fall der "eingelagerten Pore" nicht definiert.

Das Grenzwertkonzept liefert im Falle der "eingelagerten Pore" lediglich eine jeweils obere Begrenzung des möglicherweise durch entsprechende Gefügeparameter erreichbaren Elastizitätsmoduls.

Der bereits seit Jahren aus der Literatur bekannte - in dieser Arbeit stets mit "alt" bezeichnete Modellansatz zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation wurde unter Zugrundelegung eines quasihomogenen Spannungs-Dehnungs-Kontinuums und einer entsprechenden mittleren Dehnung abgeleitet.

Da dieser Modellansatz jedoch keine gegenseitigen Überlagerungen von Kerbspannungen, hervorgerufen durch verschiedene partikuläre Einlagerungen, berücksichtigt, kann sich seine Gültigkeit nur auf den Fall geringer Konzentrationen der Einlagerungsphase beziehen. Abgesehen von der Konzentrationsbeschränkung lassen sich der hier in Rede stehende Modellansatz bzw. die daraus resultierenden Gleichungen nur für Spezialfälle des Werkstoffgefüges lösen. Die speziellen Einlagerungsformen und Orientierungen

- zylindrische Scheibe, statistisch orientiert
- Kugeln sowie Kugelporen und
- zylindrische Stäbchen, statistisch orientiert

bilden diese Spezialfälle.

Im Falle des porösen Gold-Glas- bzw. Eisen-Glas-Werkstoffes zeigt die "alte" Modellgleichung für den "Kugelfall" aufgrund annähernd sphärischer Gestalt der untersuchten Einlagerungsphasen gute Übereinstimmung mit im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduli.

Bei der Berechnung des effektiven Elastizitätsmoduls poröser Gold- bzw. Eisen-Werkstoffe weichen die auf der Basis des Spezialfalles der Kugelpore berechneten Elastizitätsmoduli stark von den im Zugversuch ermittelten Eigenschaftswerten ab, zumal die Form der realen Poren nicht der Kugel entspricht. Dieser bekannte Modellansatz birgt neben der Konzentrationsbeschränkung desweiteren das Problem, daß sich die Anwendbarkeit lediglich auf spezielle Formen und Orientierung der Dispergentenphase bezieht bzw. daß man zur Abschätzung des Elastizitätsmoduls realer Gefüge nicht die tatsächlich z. B. durch quantitative Gefügeanalyse ermittelten Gefügeparameter zugrundelegen kann.

Gegenüber dem zuvor erörterten "state of the art" bezüglich Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelationen sind nun zahlreiche Bemühungen im Ganzen, eine allgemeine Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung ohne Konzentrationsbeschränkung und ohne Zugrundelegung besonderer Formen und Orientierungen der Einlagerungsphase abzuleiten. Der in dieser Arbeit als "neu" bezeichnete Ansatz stellt einen ersten Versuch in dieser Richtung dar.

Allerdings hat die daraus entstandene Gleichung, insbesondere bei extremen Gefügestrukturen, d. h. bei extremen Belastungsfällen noch längst nicht alle Tests überstanden (vgl. Abschnitt 3.2.3.3).

Zwar zeigt der "neue" Modellansatz bei geringen Konzentrationen der Einlagerungsphase und nicht extremen Formen gute Übereinstimmung mit im Zugversuch ermittelten Elastizitätsmoduli, jedoch erlaubt das Versagen dieses Konzeptes bei höheren Konzentrationen und extremen Belastungsfällen noch keine zuverlässigen Aussagen zu Berechnungen des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Oxid-Cermets. Auch für ingenieurmäßige Belange muß das "neue" Modell den Plausibilitätsbedingungen bzw. Randbedingungen genügen und ist somit - insbesondere bezüglich hoher Konzentrationen und extremer Formen der Einlagerungsphase - zu korrigieren.

3.5 Ein erster Korrekturvorschlag zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation nach "neuer" Modellbetrachtung

Bereits in Abschnitt 3.2.3.3 wurde der durch die Ableitung des Modellansatzes bedingte eingeschränkte Gültigkeitsbereich der Gefüge-Elastizitätsmodul-Gleichung erörtert. Aufgrund der Darstellung eines rotationsellipsoiden Modellteilchens in einer repräsentativen Zelle (Quader gleicher Kantenlängen) läßt sich bei völliger "Einverleibung" des rotationssymmetrischen Körpers in den Würfel ein nur begrenztes Maß an Raumauffüllung durch das Verhältnis von "Volumen der Einlagerungsphase" ($\hat{=}$ rotationsellipsoides Teilchen) zu "Volumen der Matrixphase" ($\hat{=}$ Würfel) erreichen. Im Falle der Einlagerungsform einer

Kugel beträgt die maximale Raumauffüllung demgemäß etwas mehr als 52 % ($2 \cdot r = \ell$ /Bild 128).

Eine Korrektur des Modellansatzes könnte in der Erweiterung des Modelles durch zusätzliche Einlagerungen von Teilkugelsegmenten in den "freien Ecken" des Würfels gemäß Bild 128 liegen /350/.

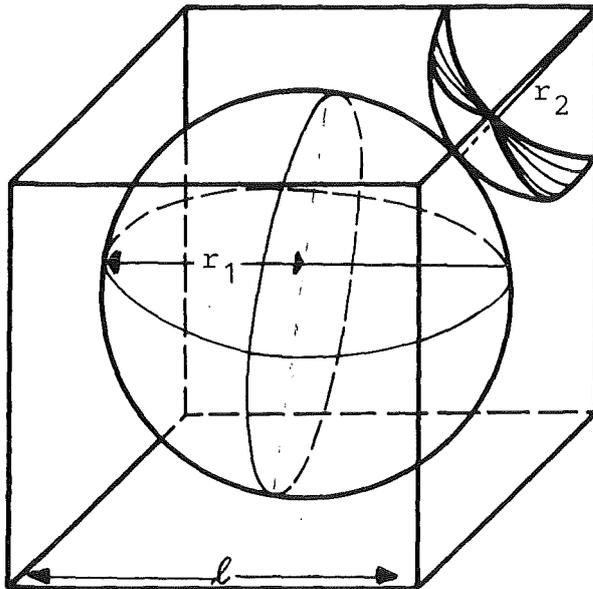


Bild 128: Erweitertes Modell einer repräsentativen Zelle

Bei Kugeln als Einlagerungsphase ließen sich vier gleiche Kugelsegmente in den freien Eckräumen mit einem maximalen Radius des zusammengesetzten Segments von

$$r_2 = \frac{\sqrt{3}}{2} \cdot \ell - r_1 \quad 3.43$$

einsetzen. Die zusätzliche Konzentrationssteigerung beträgt maximal

$$\Delta c_D = \frac{4}{3} \pi \cdot r_2^3 \quad 3.44$$

$$\Delta c_D = \frac{4}{3} \pi \left(\frac{\sqrt{3} - 1}{2} \right)^3 \quad 3.45$$

~ 20,54 %

Würde diese neue "Raumbetrachtung" bei der Ableitung des Modellansatzes berücksichtigt werden, erreichte man eine Raumauffüllung von bereits ca. 73 % unter der Voraussetzung kugelförmiger Einlagerungsteilchen.

Eine weitere Korrekturmöglichkeit liegt in der mathematischen "Anhebung" des Kurvenverlaufs orientiert an den Grenzkurven I. Ordnung, bzw. an der Aussage, daß der Verlauf der Werkstoffeigenschaft in Abhängigkeit von der Konzentration im theoretischen Falle einer 100 %igen Einlagerungsphase exakt in den Eigenschaftswert des Dispergenten münden muß. In Bild 129 (a) wurde der Elastizitätsmodul der Matrix mit 100.000 MPa und der des Dispergenten mit 10.000 MPa angenommen.

Die mathematische Korrektur müßte in Abhängigkeit von der Konzentration der Phasen erfolgen und erforderte die Überprüfung des Eigenschaftsverlaufes z. B. durch hochporöse Werkstoffe wie z. B. Filterwerkstoffe.

Die Möglichkeit der Vereinfachung der Modellgleichung durch Substitution von zwei Termen T_1 , T_2 und T_3 durch eine Funktion des dritten (z. B. $T_2 = a \cdot T_1$, $T_3 = b \cdot T_1$) läßt sich immer nur bei konstantem Form- und Orientierungsfaktor näherungsweise vollziehen (Bild 129 (b)). Eine allgemeine Vereinfachung der Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation ohne Zugrundelegung grober Näherung war hier nicht möglich.

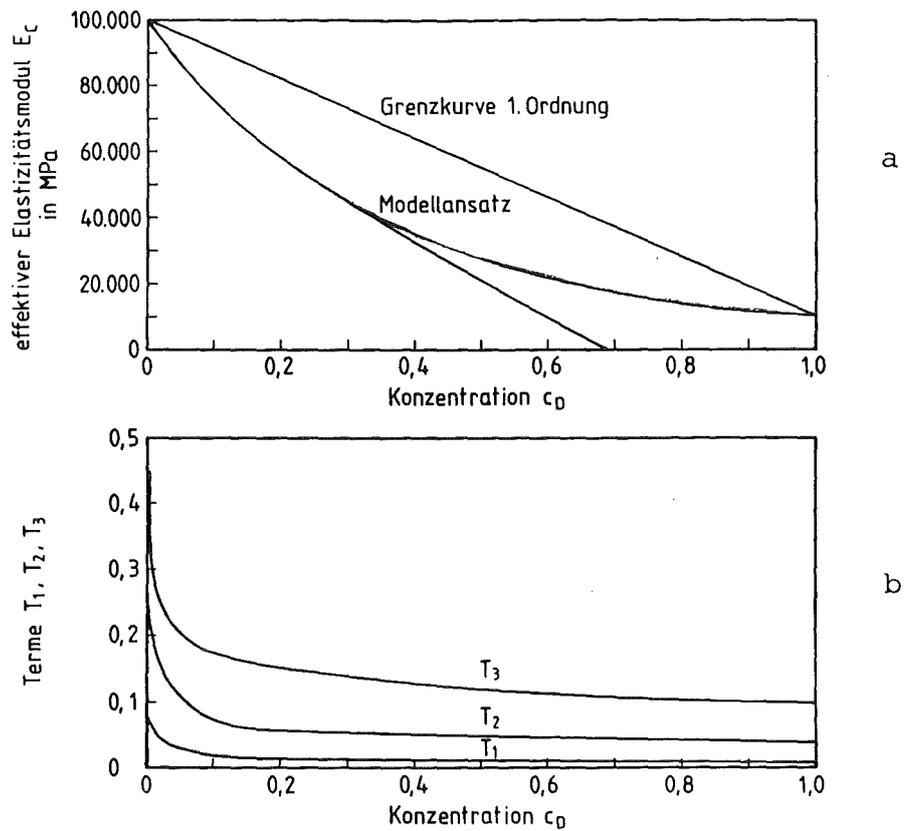


Bild 129: Grenzkurve I. Ordnung, Modellkurve und mathematisch "angehobene" Modellkurve (nach Gleichung 3.15), sowie die Terme T_1 - T_3 (Gleichung 3.16 bis 3.18) zur Berechnung des effektiven Elastizitätsmoduls nach "neuem" Modellansatz

4. Zusammenfassung

Wesentliches Ziel dieser Arbeit war es, einen allgemeinen Ansatz zur Gefügestruktur-Elastizitätsmodul-Korrelation bezüglich seiner Ableitung mit zu tragen, ihn ausführlich darzustellen und zu überprüfen. Die Verbundwerkstoffgruppe der Oxid-Cermets wurde wegen ihrer Aktualität bezüglich vielseitiger Anwendungsmöglichkeiten im "High-Tech"-Bereich sowie aufgrund von Kombinationsmöglichkeiten verschiedenartiger Werkstoffeigenschaften zur Überprüfung der Korrelationsgleichungen herangezogen.

Die Ausarbeitung einer Literaturübersicht zum Thema Oxid-Cermets erforderte zunächst eine eingrenzende Definition sowie Einordnung in den Gesamtkomplex der Werkstoffe. Untergliedert nach

- Technologie
- Aufbau
- Eigenschaften und
- Prüfung

konnten die für die Werkstoffgruppe der Oxid-Cermets spezifischen Probleme bzw. Charakteristika hervorgehoben werden. Im Unterschied zu reinen Metallen oder reinen Keramiken liegt ein wesentlicher Problemschwerpunkt in der Haftung der Phasen bzw. im Grenzflächenphänomen zwischen oxidkeramischen und metallischen Phasenteilchen. Eigenschaftskombinationen im Sinne der Definition eines Verbundwerkstoffes lassen sich ausschließlich bei intakter Haftung der Phasen erreichen.

Der Vergleich von Aussagen des Grenzwertkonzeptes bezüglich theoretischer Vorhersagen zum Elastizitätsmodul zweiphasiger Oxid-Cermets mit Eigenschaftswerten aus der Literatur ergab - sofern hinreichende Phasenhaftung gegeben war - gute Übereinstimmung der Literaturdaten mit den Grenzwerten. Im Falle mangelnder Haftung oder hoher Porosität liegen die Eigenschaftswerte aus der Literatur außerhalb der Grenzkurven. Das Versagen des Grenzwertkonzeptes im "Porenfall" erfordert die Ableitung einer Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelationsfunktion zur in-

genieurmäßigen Abschätzung der elastischen Eigenschaften auch unter Zugrundelegung von porösen Werkstoffen.

Ein bereits aus der Literatur bekannter Modellansatz besitzt seine Gültigkeit jedoch nur bei geringen Konzentrationen der Einlagerungsphase und läßt sich mathematisch ausschließlich unter Zugrundelegung von Spezialfällen bezüglich der Form und Orientierung der Dispergententeilchen lösen.

Basierend auf der Mittelwertprämisse und dem Kontinuumsprinzip ist die Ableitung eines neuen Modellansatzes schematisch dargestellt. Neben den Eigenschaften der Phasen sind analog des aus der Literatur bekannten Gefüge-Feldeigenschafts-Zusammenhanges die Gefügeparameter

- Konzentration
- Form und
- Orientierung der Phasen

zur Eigenschaftsberechnung erforderlich.

An pulvertechnologisch hergestellten porösen Gold- und Eisen-Werkstoffen sowie an Gold-Glas und Eisen-Cermets erfolgte durch den Zugversuch die statische Ermittlung des Elastizitätsmoduls bei unterschiedlichen Glaskonzentrationen, sowie Glastypen bzw. Glasformen. Die Meßwerte ließen sich bei geringen Dispergentenanteilen mittels Ultraschallverfahren überprüfen.

Die unter Zugrundelegung der aus der quantitativen Gefügeanalyse ermittelten Gefügeparameter mittels "alter" und "neuer" Modellgleichung gerechneten Elastizitätsmoduli zeigen bei geringen Konzentrationen des Dispergenten (≤ 30 Vol-%) gute Übereinstimmung mit gemessenen Gefügedaten. Im Falle der Einlagerung nichthaftender SiO_2 -Partikel verhält sich der Elastizitätsmodul analog berechneter Werte für den Porenfall. Die Eigenschaft der Dispergentenphase wirkt sich hierbei in keiner Weise auf die Verbundeigenschaft aus.

Bedingt durch die Ableitung der neuen Korrelationsfunktion bei Substitution realer Teilchen durch Modellrotationsellipsoide besitzt die neue Gleichung zur Berechnung des Elastizitätsmoduls zweiphasiger Werkstoffe einen Gültigkeitsbereich bis maximal 52 Vol-% der Einlagerungsphase. Dieser Gültigkeitsbereich wird jedoch durch extreme Formen (z. B. eingelagerte Fasern) und extreme Orientierungen (z. B. in Spannungsrichtung gerichtete Fasern) der Einlagerungsphase weiter eingeschränkt.

Im Ergebnis ist der neue Modellansatz bzw. die daraus abgeleitete Korrelationsfunktion ein erster Schritt in Richtung einer allgemein gültigen Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation zu verstehen, wobei sich weitere Arbeiten mit der Korrektur dieser Funktion insbesondere bezüglich der Anwendbarkeit auf Extremfälle der Form und Orientierung eingelagerter Teilchen beziehen sollten.

5. Referenzliste

- / 1 / Abe Y., Horikiri S., Fujimura K., Ichiki E.: High-Performance of Alumina Fiber and Alumina/Aluminum Composites, Progress in Science and Engineering of Composites, Tokyo, Okt. 1982, Japan Society for Composite Materials, 2 (1982), 1427-1434
- / 2 / Abels U., Bergmann H.W.: Aufbau und Eigenschaften glasfaserverstärkter Eisenverbundwerkstoffe, Z. Werkstofftech., 9 (1978), 321-325
- / 3 / Abrahams M.S., Buiocchi C.J., Rayl M., Wojtowicz P.J.: Transmission Electron Microscopy of Granular Ni-SiO₂ Cermet Films, J. Appl. Phys., 6 (1972), 2537-2541
- / 4 / Ahn B.H., Das D.K., Kumar K.: Age Hardened Beryllium Alloy and Cermets, Off. Gaz., US4306907, Dez. 1981
- / 5 / Alexander N., Bates C.W.: Optical Properties of Inhomogeneous Composite Materials, Solid State Commun., 51 (1984), 331-333
- / 6 / Altman A.B., Godes A.I., Melashenko I.P., Khachatryan A.G., Baskakov B.I.: Cermets in the Electrical Industry, Sov. Electr. Eng., 51 (1976), 17-23
- / 7 / Antsiferov V.N., Polyakov V.A., Shubin V.N.: Some Features of the Rupture of a Sintered Ni-Cr Alloy Containing Dispersed Oxide Inclusions, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 15 (1976), 139-142
- / 8 / Antsiverov V.N., Shafit I.A.: Technological Characteristics of W-Ni-Cu Alloys Containing Dispersed Zirconium Dioxide Inclusions, Poroshk. Met., 47 (1966), 43-45
- / 9 / Arsentjeva I.P., Stefanovic D., Mikijelj V., Pavicevic M., Ristic M.M.: Sintering in the Nickel-Alumina System, Sintering - Theory a. Practice, Portoroz, Sep. 1981, Elsevier Scientific Publishing Co., (1982), 283-289
- / 10 / Atroshenko E.S., Barykin B.M., Ivanov V.S., Krasulin Yu.L., Spirodonov E.G.: The Effect of Explosive Compacting on the Properties of the 60 LaCrO₃ - 40 Cr Cermet, High Temp. High Press., 8 (1976), 21-26

- / 11 / Ault G.M., Burte H.M.: Technical Applications for Oxide Dispersion-Strengthened Materials, Paper from Oxide Dispersion Strengthening, Gordon and Breach Science Publishers, New York, (1968), 3-57
- / 12 / Bachin V.A.: Interaction Between Metals and the Oxides of Ceramic Materials During Diffusion Welding, *Avtomat. Weldg.*, 35 (1982), 12-14
- / 13 / Badzioch S., Biddulph R.H., Creffield, G.K., Martin J.B., Thompson R., Wickens A.J.: The Production-Scale Extrusion of Glass Fiber-Reinforced Aluminium, *Composites*, 9 (1978), 278-282
- / 14 / Bailey F.P., Borbidge W.E.: Solid State Metal-Ceramic Reaction Bonding. Surfaces and Interfaces in Ceramic and Ceramic-Metal Systems, Berkeley 28. Jul.-1. Aug. 1980, Proc., Plenum Press, (1981), 525-533
- / 15 / Baker I., Martin J.W.: Misorientations in Cold-Rolled Copper and Copper-Alumina Single Crystals, 10. Intern. Kongress für Elektronenmikroskopie, Hamburg, Aug. 1982, Deutsche Gesellschaft für Elektronenmikroskopie, (1982), 2. Berichtsband, 157-158
- / 16 / Bakun O.V., Samgina O.N., Sarzhan G.F., Sulzhenko V.K., Firstov S.A.: Structure and Mechanical Properties of Chromium Powder Compacts with Magnesium Oxide, *Poroshk. Metall.*, 4 (1981), 51-55
- / 17 / Ban K., Arai T., Daimaru A.: Process for Preparation of Fiber-Reinforced Magnesium Alloy Materials, *Off. Gaz.*, US4279289, Juli 1981
- / 18 / Banerji A., Rohatgi P.K.: Cast Aluminium Alloy Containing Dispersions of TiO₂ and ZrO₂ Particles, *J. Mater. Sci.*, 17 (1982), 335-342
- / 19 / Banik G., Schmitt T., Wruss W., Lux B.: Versuche zur Erstellung metallfaserhaltiger Keramik-Metall-Eutektika durch Lichtbogenschmelzen, *High Temp. - High Press.*, 12 (1980), 225-228
- / 20 / Banik G., Schmitt T., Wruss W., Lux B.: Herstellung lichtbogengeschmolzener Metall-Oxid-Eutektika in den Systemen (Cr,Al₂)O₃-(Cr,Mo,W), ZrO₂-Ta und deren pulvermetallurgische Verarbeitung, *Radex-Rundschau*, 1980 337-343
- / 21 / Banik G., Schmitt T., Lux B.: Beobachtungen zum Bildungsmechanismus eutektischer Gefüge in Metall-Oxid-Systemen, *Metall*, 34(1980), 633-636
- / 22 / Bay B.: Recrystallization of Al-Al₂O₃ Alloys, 2. Intern. Symp. on Composite Metallic Materials, Bratislava, Proc., 1975
- / 23 / Bay B., Hansen N.: The Influence of Small Particles and Grain Boundaries on the Deformation Structure of Aluminium. 4. Risoe International Symp. on Metallurgy and Materials Science: Deformation of Multi-Phase and Particle Containing Materials, Bilde-Sorensen et al., Proc., (1983), 145-152
- / 24 / Beckmann G., Spiegelberg K.: Über die Bestimmung von Elastizitätsmodulen mittels Ultraschall-Impulsen, *Die Technik*, 17 (1962), 81-88

- / 25 / Beghi G., Kellerer H.: Composite Aluminium Alloys Made from Thin Sheet, Int. J. Powder Met., 6 (1970), 45-58
- / 26 / Belgacem M., Bretheau T.: A Local Study of the Mechanical Interaction Between a Rigid Inclusion and the Surrounding Plasticized Matrix, Scr. Metall., 19 (1985), 285-288
- / 27 / Beloivan A.F., Isakhanov G.V., Radomyselsky I.D., Shcherban N.I.: Deformability of Sintered Metal-Glass Materials, Sov. Powder Met. Metal. Ceram. 60 (1967), 990-992
- / 28 / Beloivan A.F., Isakhanov G.V., Radomyselsky I.D., Shcherban N.N.: Mechanical Properties of Metal-Glass Materials Obtained by Impregnation, Sov. Powder Met. Metall. Ceram., 76 (1969), 323-325
- / 29 / Belov G.M., Bylinkin B.S., Gorshenin P.A., Ivanov V.S., Spiridonov E.G., Chubarov Yu.I.: A Model Cermet Heat-Exchanger Element, High Temp., 19 (1981), 462-466
- / 30 / Benesovsky F.: Pulvermetallurgie und Sinterwerkstoffe, Plansee-Seminar, Vortragsband, Reutte, 1980
- / 31 / Benjamin J.S., Strassburg F.W.: Pulvermetallurgisch erzeugte Höchsttemperatur-Werkstoffe, Metall., 36 (1982), 853-856
- / 32 / Bennett F.C., Couling S.L.: Wear Resistant Magnesium Composite, Off. Gaz., US4174214, Nov. 1979
- / 33 / Berghaus D.G., Peacock H.B.: Failure Mechanisms for Compacted and Extruded Uranium Oxide-Aluminium Fuel Cores, Powder Metall., 25 (1982), 17-23
- / 34 / Bergmann H.W., Frommeyer G.: Gefüge und Eigenschaften von Verbundwerkstoffen des Dreistoffsystems Eisen-Kupfer-Glas, Z. Metallkunde, 68 (1977), 590-594
- / 35 / Bergmann H.W., Philippi G., Wassermann G.: Aufbau und mechanische Eigenschaften von hochverformten Faser-Verbundwerkstoffen aus Aluminium-Glas, Z. Metallk., 70 (1979), 802-807
- / 36 / Bergmann H.W., Mordike B.L., Wassermann G.: Mechanische und physikalische Eigenschaften von Al-Glas Verbundwerkstoffen, Tagung Verbundwerkstoffe, Konstanz, 17.-18. Apr. 1980, Proc., Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, 1981, 449-464
- / 37 / Bergmann H.W., Wassermann G.: Einfluß von unverformbaren Teilchen auf die Strangpresstexturen von Verbundwerkstoffen, Z. Werkstofftech., 12 (1981), 88-90
- / 38 / Berthier S., Lafait J.: Optical Properties of Au-MgO Cermet Thin Films: Percolation Threshold and Grain Size Effect, 5th International Thin Films Congress, Herzlia-on-Sea, Israel, 21.-25. Sept. 1981, Proc. Thin Solid Films, 89 (1982), 213-220

- / 39 / Beynon J., Milway N.R.P.: On the Electrical Resistivity and Structural Properties of Evaporated Mn-SiO Cermet Films, Thin Solid Films, 14 (1972), 387-396
- / 40 / Bhagwat M.J., Celis J.P., Roos J.R.: Adsorption of Cations on Alumina in Relation to Codeposition with Nickel, Trans. Inst. Met. Finish., 61 (1983), 72-79
- / 41 / Bhansali K.J., Mehrabian R.: Abrasive Wear of Aluminum-Matrix Composites, J. Met., 34 (1982), 30-34
- / 42 / Bhargava A.K., Tiwari A.N., Kumar D.: Kinetics of Codeposition and Mechanical Properties of Electrodeposited Nickel-Glass Composites, Trans. Indian Inst. Met., 33 (1980), 451-455
- / 43 / Bhargava R.R.: Crack Arrest by Reinforcement of Fiber in a Composite Material, J. Math. Phys. Sci., 17 (1983) 369-376
- / 44 / Bhatt R.T.: Modulus, Strength and Thermal Exposure Studies of FP-Al₂O₃/Aluminum and FP-Al₂O₃/Magnesium Composites. Report, NASA Tech. Memo 82868, 1981
- / 45 / Bhatt R.T.: Thermal Fatigue Behavior of FP Alumina/Magnesium Composites, US Army Research and Technology Laboratories, Report, AD-A117292, Juni 1982
- / 46 / Birey H.: High-Field Transport Properties of Al-Embedded Al Oxide Films, Appl. Phys. Lett., 23 (1973), 316-318
- / 47 / Birey H.: Metallic Al Particle Concentration in Aluminum Oxide Thin Films, J. Appl. Phys., 45 (1974), 3946-3948
- / 48 / Blaas H.: Methoden zum Bestimmen der Haftfestigkeit von Zunder, Drahtwelt, 9 (1981), 205-211
- / 49 / Blumenauer H.: Werkstoffprüfung, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1977
- / 50 / Boll R.: Weichmagnetische Werkstoffe, Buch der Firma Vacuumschmelze GmbH, Hanau 1977
- / 51 / Bondar M.A., Ogolikhin V.M.: Thermal Stability of Properties of Dynamic Loading Precipitation Hardening Composite, 5. International Symp. on Composite Metallic Materials, Smolence, 8. - 11. Nov. 1983, Proc., Czech. Sci. and Tech. Soc. for Engin., 1983, 306-312
- / 52 / Bonnet P., Kellerer H., Piatti G., Schleider H.W.: The Creep Behavior of Aluminium-Alumina (SAP) Alloys, 2. Europ. Sympos. über Pulvermetallurgie, Stuttgart, 8. - 10. Mai 1968, Band 1, Vortragsgruppe 1-4
- / 53 / Borisov Y., Borisova A.L.: Interface Interaction and Structural Transformation in Particles of Ceramic and Cermet Composite Powders in Flame Spraying, Ceram. Int., 9 (1983), 138-141

- / 54 / Braun H., Herrmann K.: Analysis of Thermal Cracking of Unidirectionally Reinforced Composite Structures in the Micromechanical Range, Advances in Fracture Research, Fracture 81, Cannes, 29.Mrz.- 3.Apr. 1981, Proc., Pergamon Press, Oxford, England, 1982, 485-493
- / 55 / Brekhovskikh S.M., Podobeda L.G., Rusanova L.N.: Synthesis of Alumina-Base Materials of High Thermal Fatigue Resistance, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 13 (1974), 429-431
- / 56 / Briggs J., Hart P.E.: Refractory Oxide-Metal Eutectics, J. Am. Ceram. Soc., 59 (1976), 530-531
- / 57 / Brockmann W.: Haftung als Basis für Stoffverbunde und Verbundwerkstoffe, Vortragstext eines Symposiums der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, 1982, DGM, Oberursel, 1983
- / 58 / Brokhin I.S., Platov A.B.: Preparation and Microstructure of Cermets Al₂O₃-Mo and ZrO₂-Mo, Sov. Powder Met. Metal. Ceram., 31 (1965), 576-580
- / 59 / Brünger W.: A Thin Film Solar Absorber Consisting of Gold Particles in Silicon Dioxide, Vacuum, 30 (1980), 125-127
- / 60 / Bufferd A.S.: Preparation of Metal-Oxide Dispersion Composites, Paper from Strengthening Mechanisms -- Metal and Ceramics, Syracuse University Press, N.Y., 1966, 531-548
- / 61 / Bufferd A.S., Grant N.J.: SAP-Type Alloys Solid Solution Strengthened with Magnesium, ASM Trans. Quart., 60 (1967), 305-309
- / 62 / Bumm H., Thümmler F., Weimar P.: Herstellung und Eigenschaften von Cermets mit idealisiertem Gefüge durch isostatisches Heißpressen beschichteter Teilchen, 2. Europäisches Symp. über Pulvermetallurgie in Stuttgart, 1.-8.Mai 1968, Fachberichte Band 1, Vortragsgruppe 1-4
- / 63 / Buntushkin V.P., Potemkin A.I.: Rate of Growth of Refractory Oxide Particles in Powder Metallurgical Ni, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 11 (1972), 581-584
- / 64 / Butcher B.R., Cope L.H.: The Elongation to Fracture of Unbonded Cermets, Int. J. Powder Met., 4 (1968), 49-57
- / 65 / Cahoreau M., Dedieu E., Denanot M.F., Grosbras M.: Effect of Cyclic Deformation Rate on the Plastic Behaviour of Single-Crystal Cu-Al₂O₃ and Cu-SiO₂, Acta Metall., 26 (1978), 1559-1569
- / 66 / Calow C.A., Porter I.T.: The Solid State Bonding of Ni to Alumina, J. Mat. Sci., 6 (1971), 156-163
- / 67 / Calow C.A., Bayer P.D., Porter I.T.: The Solid-State Bonding of Ni, Cr and Ni-chrome Sheets to Alpha-Al₂O₃, J. Mat. Sci., 6 (1971), 150-155
- / 68 / Castro E.M., Beynon J.: Annealing Behaviour of Manganese and Mn-SiO Thin Films, Thin Solid Films, 66 (1980), 19-20

- / 69 / Castro E.M., Beynon J.: The D.C. and A.C. Resistance of Manganese and Mn-SiO Thin Films, *Thin Solid Films*, 66 (1980), 21-23
- / 70 / Geresara S., Fiorini P.: Precipitation Hardening in SAP-type (Al-4Cu)-Al2O3 Composites, *Powder Metall.*, 24 (1981), 210-213
- / 71 / Chakravorty D., Haranahalli A.R., Kumar D.: Electrical Properties of V2O5-P2O5 Glasses Containing Metallic Particles, *Phys. Status. Solidi A*, 51 (1979), 275-280
- / 72 / Champion A.R., Krueger W.H., Hartmann H.S., Dhingra A.K.: Fiber FP Reinforced Metal Matrix Composites. ICCM/2, International Conf. on Composite Materials, Toronto, 16.-20. Apr. 1978, Proc., Metallurgical Soc., American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, N.Y., 1978, 883-904
- / 73 / Chan K.S., Hack J.E., Page R.A.: Critical Stress Intensity for Off-Axis Fracture of Al2O3 Fiber-Reinforced Magnesium, *Metall. Trans. A*, 15 (1984), 756-760
- / 74 / Chapman A.T., Clark G.W., Hendrix D.E.: UO2-W Cermets Produced by Unidirectional Solidification, *J. Amer. Ceram. Soc.*, 53 (1970), 60-61
- / 75 / Chassagne G., Abouchacra G., Davenas J., Delmas A., Dupuy C., Serughetti J., Treilleux M., Implantation as a Tool for Performing Selective Materials (Application to Solar Energy Conversion), 1. Internat. Conference on Radiation Effects in Insulators, Italy, 1981, *Radiat Eff.*, 65 (1982), 119-125
- / 76 / Cho S.A., Puerta M.: Effect of Ti on Sinterability of 70% Al2O3-30% Cr Cermets, *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 57 (1978), 1056-1057
- / 77 / Clark D.E., Clark S.M.: Characterization of Metallized Ceramic Interfaces, *Ceramurgia Int.*, 6 (1980), 123-128
- / 78 / Clark G.W., Holder J.D., Pasto A.E.: Internal Zone Growth Method for Producing Metal Oxide-Metal Eutectic Composites, Patent Application, US 964406, Nov. 1978, US4231796
- / 79 / Clark T.D.: Energy Gap Anisotropy in Superconducting Indium, *Phys. Lett.*, 27 (1968), 608-609
- / 80 / Claussen N.: Isothermer Elastizitätsmodul von UO2 und UO2-Mo-Cermets, *Ber. Deutsche Keram. Ges.*, 44 (1967) 267-270
- / 81 / Clyne T.W., Bader M.G., Cappleman G.R., Hubert P.A.: The Use of a Delta-Alumina Fibre for Metal-Matrix Composites, *J. Mater. Sci.*, 20 (1985), 85-96
- / 82 / Cohen R.W., Abeles B., Fuselier C.R.: Effect of Fluctuations in the Superconducting Order Parameter on the Tunneling Density of States, *Phys. Rev. Lett.*, 23 (1969), 377-380
- / 83 / Cohen R.W., Cody G.D., Coutts M.D., Abeles B.: Optical Properties of Granular Ag and Au Films, *Phys. Rev. B., Solid State*, 8 (1973), 3689-3701

- / 84 / Cope L.H.: The Mechanical Properties of Nuclear Cermets, *Metallurgia*, 71 (1965) 165-177
- / 85 / Copley G.J., Rivers A.D., Smith R.: Observation of Contact Phenomena in Glass/Metal Systems, *J. Mat. Sci.*, 8 (1973), 1049-1051
- / 86 / Copley G.J., Rivers A.D., Smith R.: Contact Angle Measurements of E-Glass with Pt-Group Metals, *J. Mat. Sci.*, 10 (1975), 1285-1290
- / 87 / Copley G.J., Rivers A.D.: The Wetting of Three Component Silicate Glasses on Platinum, *J. Mat. Sci.*, 10 (1975), 1291-1299
- / 88 / Cornie J.A., Schreurs J.J., Palmquist R.W.: A Kinetic and Microstructural Study of Oxide, Carbide and Nitride Diffusion Barriers in HSTW (Tungsten) Reinforced MAR-M-200 Composites, International Conference on Compoosite Materials, Toronto, 16.-20 Apr. 1978, Metallurgical Soc., Am. Inst. of Mining, Met. and Petr. Ing., N.Y., 1978, 858-882
- / 89 / Craighead H.G., Buhrman R.A.: Optical Properties of Selectively Absorbing Ni-Al2O3 Composite Films, *Appl. Phys. Lett.*, 31 (1977), 423-425
- / 90 / Craighead H.G., Bartynski R., Buhrman R.A., Wojcik L., Sievers A.J.: Metal/Insulator Composite Selective Absorbers, *Sol. Energy Mater.*, 1 (1979), 105-124
- / 91 / Craighead H.G., Howard R.E., Sweeney J.E., Buhrman R.A.: Graded-Index Pt-Al2O3 Composite Solar Absorbers, *Appl. Phys. Lett. APPLA*, 39 (1981), 29-31
- / 92 / Dacres C.M., Reamer S.M., Sutula R.A., Angres I.A.: Anodic Corrosion of Fiber Reinforced Lead Composites for Use in Large Lead-Acid Batteries, *J. Electrochem. Soc.*, 128 (1981), 2060-2064
- / 93 / Dahlke W.E., Sze S.M.: Tunneling in Metal-Oxide-Silicon Structures, *Solid State Electronics*, 10 (1967), 865-873
- / 94 / Das G.C., Chakravorty D.: Memory Switching in Glass-Metal Particulate Systems, *J. Appl. Phys.*, 51 (1980), 3896-3901
- / 95 / Datta S., Chakravorty D.: Optical Properties of Oxide Glasses Containing Nickel Microgranules, *J. Mater. Sci. Lett.*, 2 (1983), 329-331
- / 96 / Dawihl W., Klingler E.: Der Einfluß von Verschweißungen zwischen Metallen und Aluminiumoxid-Sinterwerkstoffen auf ihren Verschleiß, *Wear*, 11 (1968), 461-471
- / 97 / Dawihl W., Dworak U.: Zusammenhang zwischen Verschleiß, Ribbildungswiderstand und Spannungsintensitätsfaktor hartspröder Werkstoffe, *Arch. Eisenhüttenwesen*, 47 (1976), 757-762
- / 98 / Diener G., Raabe C., Weissbarth J.: Bounds for the Non-Local Effective Properties of Random Media, Pt. 2, *J. Mech. Phys. Solids*, 30 (1982), 305-322

- / 99 / Dieter G.E.: Metallurgy and Metallurgical Engineering Series, McGraw-Hill Book C., New York, 1961
- / 100 / Dietzel A.: Reaktionen und Haftung zwischen Glas und Metall beim Verschmelzen, Glastechnische Berichte, 24 (1951), 263-268
- / 101 / Dionne G.F., Fitzgerald J.F.: Effects of High-Intensity Electron Bombardement on the Secondary-Emission Characteristics of a MgO-Au Cermet Film J. Appl. Phys., 48 (1977), 3028-3031
- / 102 / Djali P.D., Linger K.R.: The Fabrication and Properties of Nickel/Alumina Cermets, Conf. Mechanical Engineering Properties and Applications of Ceramics, London, 1977, Proc., 1978, 113-127
- / 103 / Doak K.A.: Vacuum Hot Press Furnaces for Powder Compaction, Met. Powder Rep., 37 (1982), 577-578
- / 104 / Dobierzewska-Mozrzymas E.: The Influence of Dielectric Films - Lithium Fluoride and Cerium Oxide - on the Optical Properties of Indium and Aluminium Layers, Acta Phys. Pol., 34 (1968), 277-284
- / 105 / Donomoto T., Funatani K., Miura N., Miyake N.: Ceramic Fiber Reinforced Piston for High Performance Diesel Engines, International Congress, Detroit, 28.Feb.-4.Mrz. 1983, Tech. Paper Series No. 830252, Paper 11
- / 106 / Donovan J.A., Rankin D.T., Stuckey J.E., Smith P.K., McDonnell W.R.: Interaction of Curium Sesquioxide with Refractory Metal Matrices in Pressed and Sintered Cermet Compacts, Nucl. Technol., 13 (1972), 273-283
- / 107 / Dstach E.M. et al.: Effect of Methods of Rhenium Addition on Emission Characteristics of Cermets, Collection: Study and Use of Rhenium Alloys 1978, 106-109
- / 108 / Ducheyne P., Hench L.L.: The Processing and Static Mechanical Properties of Metal Fiber Reinforced Bioglass, J. Mater. Sci., 17 (1982), 595-606
- / 109 / Duruz J.J.R., Derivaz J.P.: Cell with Cermet Anode for Fused Salt Electrolysis, Pat. No. GB2078259A (U.K.), Jan. 1982, Jan. 1981
- / 110 / Dzneladze Z.I., Doronicheva V.P., Zueva I.B., Golubeva L.S.: Quantitative Analysis of the Distribution of Particles of a Strengthening Phase with the Quantimet-720 Instrument, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 16 (1977), 151-156
- / 111 / Eckertova L., Suchanek J.: Zur Winkelverteilung der Elektronen aus Al-Al₂O₃-Au-Dünnschichtkathoden, Proc. Second Colloq. on Thin Films, Akad. Kiado, Budapest, Vaudenhoeck und Ruprecht, Göttingen, 1967, 496-502
- / 112 / Edelson B.I., Baldwin W.M.: The Effect of Second Phases on the Mechanical Properties of Alloys, Transactions of the ASM, 55 (1962), 230-250
- / 113 / Edwards G.R., McNelley T.R., Sherby O.D.: Diffusion-Controlled Deformation of Particulate Composites, Philos. Mag., 32 (1975), 1245-1264

- / 114 / Egorov F.F., Kislyi P.S., Verkhovodov P.A.: Strength of Sintered Mo-Al₂O₃ and Mo-ZrN Composite Materials, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 19 (1980), 43-47
- / 115 / Egerov F.F.: Electrical Conductivity of ZrN-Al₂O₃, Mo-Al₂O₃, and ZrN-Mo Composite Powders, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 19 (1980), 705-708
- / 116 / Egorov F.F.: Strength of Sintered ZrN-Al₂O₃-Mo (W) Composite Materials, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 19 (1980), 796-799
- / 117 / Egorov F.F., Goryachev Yu. M.: Thermal Conductivity of Composite Powder Materials Based on Zirconium Nitride, Alumina and Molybdenum, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 20 (1981), 354-357
- / 118 / Elssner G., Pabst R.: Bruchmechanische Untersuchungen der Haftung bei Metall-Keramik-Verbundwerkstoffen, High Temp. High Press., 6 (1974), 321-327
- / 119 / Elssner G., Pabst R., Pühr-Westerheide J.: Schichtverbundkombinationen aus hochschmelzenden Metallen und Oxiden, Z. Werkstoff., 5 (1974), 61-69
- / 120 / Elssner G., Riedel S., Pabst R.: Fractography and Fracture Paths in Ceramic/Metal Composites, Prakt. Metallogr., 12 (1975), 234-243
- / 121 / Elssner G., Krohn U.: Probleme der Haftung bei Schichtverbindungen aus Keramik und Metall, Grundlagen und Praxis der Haftung beim Beschichten und Verbinden, 1978, 107-125
- / 122 / Elssner G., Kopp W.U.: Anschliffpräparation keramischer und metallkeramischer Werkstoffe - eine Literaturzusammenstellung, Prakt. Metallogr., 21 (1984), 633-638
- / 123 / Engelhardt G., Thümmel F.: Creep Deformation of Al₂O₃-Cr Cermets with Cr-Content up to 50 Vol%, Modern Developments in Powder Metallurgy, 8 (1974), 605-626
- / 124 / Fahmy A.A., Ragai A.N.: Thermal-Expansion Behaviour of Two-Phase Solids, J. Appl. Phys., 41 (1970), 5108-5111
- / 125 / Faulring G.M., Ramalingam S.: Oxide Inclusions and Tool Wear in Machining, Met. Trans. A, 10 (1979), 1781-1788
- / 126 / Fedina I.V., Kalitin P.P., Kharitonov F.Y.: Influence of Sintering Conditions on Some Properties of Metal-Aluminum Oxide Cermets, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 66 (1968), 452-457
- / 127 / Feeney R.K., Chapman A.T., Keener B.A.: High-Field Electron Emission from Oxide/Metal Composite Materials, J. Appl. Phys., 46 (1975), 1841-1843
- / 128 / Figueredo A.M., Ferreira P.I.: The Effect of Composition and Temperature on the Mechanical Behavior of U₃O₈/Al Nuclear Cermets, Proc. of an Int. Conf., Huntsville, Ontario, Canada, 29.Sept.-2.Okt 1982, Am. Soc. for Met., 147-152

- / 128a/ Fine M.E.: Elastic Moduli of Two Phase Aluminium Alloys, Scripta Metallurgica, 15 (1981), 523-525
- / 129 / Fiorani D., Tholence J.L., Dormann J.L.: Magnetic Properties of Granular Films Fe-Al₂O₃, J. Magn. Mater., 31 (1983), 947-948
- / 130 / Fiory A.T., Hebard A.F., Glaberson W.I.: Superconducting Phase Transitions in Indium/Indium-Oxide Thin-Film Composites, Phys. Rev. B, 28 (1983) 5075-5087
- / 131 / Fischer W.A., Pieper C.: Die elektrische Leitfähigkeit metallkeramischer Werkstoffe der Systeme ZrO₂-Mo und Al₂O₃-Fe zwischen 20 und 1700 C, Arch. Eisenhüttenwesen, 44 (1973), 483-488
- / 132 / Fischmeister H.F., Navara E., Easterling K.E.: Effects of Alloying on Structural Stability and Cohesion between Phases in Oxide-Metal Composites, Metal Sci. J., 6 (1972), 211-215
- / 133 / Fisher G.: Composites: Engineering the Ultimate Material, Am. Ceram. Soc. Bull. 63 (1984), 360-364
- / 134 / Fitzner E., Schlichting J.: Anorganische Fasern: Herstellung, Eigenschaften und Verwendung, Z. Werkstofftech., 11 (1980), 330-341
- / 135 / Fletcher J.C., Phillips W.M.: High Temperature Resistant Cermet and Ceramic Compositions, Patent, Off. Gaz., Dez. 1978, US4131459
- / 136 / Föhl C.A., Ondracek G.: Pulvermetallurgische Herstellung von UO₂--PuO₂-Stahl-Formkörpern, Atomkernenergie, 17 (1971), 158-162
- / 137 / Föhl C.A., Nazare S.: Technologie von UO₂--PuO₂-Stahl-Brennelementen, Atomkernenergie, 17 (1971), 245-250
- / 138 / Forlani F.: The Relative Merits of Thin Film and Thick Film Technology in Micro Electronics, Thin Solid Films, 36 (1976), 313-322
- / 139 / Frantsevich I.N., Karpinos D.M., Kondratjev Y.W., Tuchinski L.I.: Investigations in the Field of Dispersion Strengthening and Reinforcement of Powder Metallurgy Metal-Base Alloys, 2. Symposium über Pulvermetallurgie, Stuttgart, 1968, Proc., Band 2
- / 140 / Freller H., Hässler H.: Deposition of Tungsten-Alumina Composite Films by Oxide Evaporation, Thin Solid Films, 63 (1979), 377-382
- / 141 / French R.D., Levitt A., Richman M.H.: Interfacially Active Metals in Metal-Ceramic Composites, Amer. Ceram. Soc. Bull., 49 (1970), 580-583
- / 142 / Frolova K.I., Timofeeva N.I.: Investigation of Heat-Resistant Ni Compositions with Rare Earth Sesquioxides, Prot. Met., 9 (1973), 435-436
- / 143 / Gasperic J.: Some Electrical Properties of Thin Cermet Films, Thin Solid Films, 36 (1976), 353-356

- / 143a/ Gebhardt E., Ondracek G., Thümmeler F.: Eigenschaften von Uran-dioxid-Molybdän-Formkörpern, *J. of Nuclear Materials*, 13 (1964), 229-241
- / 144 / Gedwill M.A., Levine S.R., Glasgow T.K.: Coating with Overlay Metallic-Cermet Alloy Systems, Patent, Off. Gaz., Mai 1984, US4451496
- / 145 / Gedwill M.A., Levine S.R., Glasgow T.K.: Overlay Metallic-Cermet Alloy Coating Systems, Patent, Off. Gaz., Mai 1984, US4446199
- / 146 / Gee M.G.: Surface Reaction between Nickel and Alumina at High Temperatures, C. on Ceramic Surfaces and Surface Treatments, Conf. on Ceramic Surfaces and Surface Treatments, London, 19.-21. Dez. 1983, Proc., British Ceramic Society, 34 (1984), 261-271
- / 147 / Gerdes R.J., Chapman A.T., Clark G.W.: Refractory Oxide-Metal Composites: Scanning Electron Microscopy and X-Ray Diffraction of Uranium Dioxide-Tungsten, *Science*, 167 (1970), 979-980
- / 148 / Gerdes R.J., Chapman A.T.: Growth and Characterization of Refractory Oxide-Metal Composites, Paper from Electron Microscopy and Structure of Materials, 1972, Univ. of Calif. Press, Berkeley, 859-869
- / 149 / Gershinsky A.E., Kostsov E.G.: Mechanism of Current Conduction in Thin-Film Metal-Dielectric-Metal Structures, *Sov. Phys. Solid State*, 9 (1967) 1332-1336
- / 150 / Gessinger G.H.: Oxide Dispersion Strengthened Alloys, High Temperature Alloys for Gas Turbines, Proc. Conf., Liege, Belgium, Sept. 1978, 817-835
- / 151 / Ghodsi M., Beatse T.: Growth Kinetics of Thorium Oxide Particles Dispersed in a Nickel-Cobalt Matrix, *Metal. Odlew.*, 6 (1980), 429-437
- / 152 / Ghosh P.K., Ray S., Rohatgi P.K.: Incorporation of Alumina Particles in Aluminium-Magnesium Alloy by Stirring in Melt, *Trans. Jpn. Inst. Met.*, 25 (1984), 440-444
- / 153 / Ghosh P.K., Prasad P.R., Ray S.: Effect of Porosity on the Strength of Particulate Composites, *Z. Metallkd.*, 75 (1984), 934-937
- / 154 / Giacchetti G., Ransch J.: Analysis of Radioactive Materials by Means of an Electron Microprobe Demonstrated on Uranium Dioxide-Molybdenum and Uranium Dioxide-Zircalloy Fuel Cermet, Proc. Internat. Cong. on X-Ray Optics and Microanalysis, Sept. 1968, Springer Verlag, Berlin, 1969, 250-260
- / 155 / Gilman P.S., Nix W.D.: The Structure and Properties of Aluminum Alloys Produced by Mechanical Alloying, *Metall. Trans. A*, (1981), 813-824
- / 156 / Giuliani S., Mustacchi C., Amato I., Colombo R.L., Coselli R.: The Dependence on Microstructure of the High Temperature Properties of Uranium Oxide-Mo and Uranium Oxide-Tungsten Cermet. Pt. 2. Heat Transfer Properties, *Rev. Inst. Hautes Temp. Refract.*, Apr. 1967, 77-83
- / 157 / Gladneva L.I., Efremenkova V.I., Lebedeva L.S., Spivak G.V., Shelamov, V.A., Yurasova V.E.: Detection of the Structure of Sintered Materials of the Me-MeO System by Ionic Bombardement, *Sov. Powd. Metall. Met. Ceram.*, 41 (1966), 400-404

- / 158 / Gomez M., Rodriguez G., Fonseca L.: Corrections to the Optical Properties of Cermet, Pt. 1, Quantum Size Effects, *Ferroelectrics*, 54 (1984), 223-226
- / 159 / Gomez M., Rodriguez G., Fonseca L.: Corrections to the Optical Properties of Cermet, Pt. 2, Application of the Quantum Size Effects to a Real Cermet, *Ferroelectrics*, 54 (1984), 227-230
- / 160 / Gomez M., Rodriguez G., Fonseca L.: Corrections to the Optical Properties of Cermet, Pt. 3, Multiple Scattering Corrections, *Ferroelectrics Lett. Sect.*, Feb. 1984, 17-24
- / 161 / Goretzki H., Scheuermann W.: Einfluß der Elektronenkonfiguration auf das Benetzungsverhalten von Hartstoffmischkristallen, 7. Plansee Seminar, Reutte, Tirol, 1972, Band 4,18
- / 162 / Gorobets B.R., Babich B.N.: Formation of Texture on the Deformation of Ni with a Neutral Oxide Phase of Various Different Dispersions, *Phys. Met Metallogr.*, 41 (1976), 180-181
- / 163 / Gouda M.A.: Thermal Expansion Hysteresis and Dimensional Instability of an Alumina/Aluminum Composite, *Diss. Abstr. Int.*, 42 (1982), 98
- / 164 / Gould R.D., Rahman M.S.: Power-Law Currents in Some ZnO-Sn Composite Materials, *J. Phys. D, Appl. Phys.*, 14 (1981), 79-89
- / 165 / Granqvist C.G., Hunderi O.: Optical Properties of Ag-SiO₂ Cermet Films: a Comparison of Effective-Medium Theories, *Phys. Rev.*, 18 (1978), 2897-2906
- / 166 / Granqvist C.G.: Photothermal Conversion of Solar Energy by Gold Cermet Coatings Applicability of the Bruggeman Effective Medium Theory, *J. Appl. Phys.*, 50 (1979), 2916-2920
- / 167 / Granqvist C.G.: Optical Properties of Cermet Materials, *J. Phys.*, 42 (1981), 247-284
- / 167a/ Green D.J.: Fracture of a Brittle Particulate Composite, *J. Mat. Science*, 14 (1979), 1413
- / 168 / Grosbras M., Cahoreau M., Dedieu E., Zahzouh M.: Plastic Deformation of Copper-Base Single Crystals Containing Alumina Particles in Layers of Various Thicknesses, *Scr. Metall.*, 17 (1983), 1395-1398
- / 169 / Grosch J., Brockmann G.J.: Properties of Cold Extruded Aluminum/Al₂O₃ Powder Materials, *Modern Developments in Powder Metallurgy, Vol. 13, Ferrons and Nonferrons Materials*, Washington D.C., Am. Powder Metall. Inst. 1981, 429-442
- / 170 / Grosch J., Brockmann G.J.: Development of Wear Resistant Aluminium-Aluminium Oxide Powder Composites, *Powder Met. Int.*, 13 (1981), 146-151
- / 171 / Grünling H.W.: Hochtemperaturbeständige Keramik-Metall Verbindungen, *Schweißen Schneiden*, 25 (1973), 52-55

- / 172 / Grundhoff K.J.: Warmfeste, wolframfaserverstärkte Superlegierungen, Verbundwerkstoffe mit Metallmatrix, Fortbildungspraktikum der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, DGM 1979, 75-90
- / 173 / Grundhoff K.J., Wirth G.: Hochtemperatur-Verbundwerkstoffe aus Wolframfeindrähten mit ZrO₂ Kurzfaserverstärkung in Superlegierungsmatrix, Trends in Refractory Metals, Hard Metals and Special Materials and Their Technology, Proc., Vol. 2, 10. Plansee Seminar, 1.-5. Jun., 395-410
- / 174 / Gundlach K.H., Hölzl J.: Logarithmic Conductivity of Al-Al₂O₃-Al Tunnelling Junctions Produced by Plasma- and by Thermal-Oxidation, Surface Sci., 27 (1971), 125-141
- / 175 / Gurev H.: Properties of Al-Based Cermet Thin-Film Resistors, Thin Solid Films, 18 (1973), 275-285
- / 176 / Hack G.A.J.: Developments in the Production of Oxide Dispersion Strengthened Superalloys, Powder Metall., 27 (1984), 73-79
- / 177 / Hack J.E., Strempek G.C.: Fabrication and Evaluation of Low Fiber Content Alumina Fiber/Aluminum Composites, N80-29430, 18. Jun. 1980, 72
- / 178 / Hack J.E., Page R.A., Leverant G.R.: Tensile and Fatigue Behaviour of Aluminum Oxide Fiber-Reinforced Magnesium Composites, I, (Fiber Fraction and Orientation), Metall. Trans. A, 15 (1984), 1389-1396
- / 179 / Hanak J.J.: Compositional Determination of RF Co-Sputtered Multicomponent Systems, J. Vac. Sci. Technol., 8 (1971), 172-175
- / 180 / Harris B.: The Promise and Realities of Fiber Composites, Metall. Mater. Techn. 13 (1981), 77-78
- / 181 / Hart P.E.: Observations on Oxide-Metal Eutectic Systems, Proceedings of the Conference on In Situ Composites, III. Physical Properties, 1973, 119-127
- / 182 / Hartmann H.S.: Lead-Coated Alumina Fiber and Lead Matrix Composites Thereof, Patent, Off. Gaz., Aug. 1981, US4282922
- / 183 / Hashin Z.: The Elastic Moduli of Heterogeneous Materials, J. Appl. Mech., 29 (1962), 143-150
- / 184 / Hashin Z., Shtrikman S.: A Variational Approach to the Elastic Behaviour of Multiphase Materials, J. Mech. Phys. Solids, 11 (1963), 127-140
- / 185 / Hashin Z., Rosen B.W.: The Elastic Moduli of Fiber-Reinforced Materials, J. Appl. Mech., 31 (1964), 223-232
- / 185_a/ Hasselmann D.P., Fulrath R.M.: Effect of Spherical Tungsten Dispersions on Young's Modulus of a Glas, J. Am. Ceram. Soc., 48 (1965), 548

- / 186 / Hattori T., Akazawa H.: The Electrical and Optical Properties of Bi-SiO₂ Cermet Films, Thin Solid Films, 57 (1979), 71-75
- / 187 / Hausselt J., Clasing M.: Beitrag zu Haftung und Spannungsverhältnissen bei metallkeramischen Verbundwerkstoffen in der Zahntechnik, Metall, 36 (1982), 765-771
- / 188 / Havalda A., Emmer S., Besterici M.: Preparation and Properties of the Copper-Graphite Composite, Proc. of 5. Intern. Sympos. on Composite Metallic Materials, Smolenice, 8.-11. Nov. 1983, CSSR Sci. and Techn. Soc. f. Engineering, Nov. 1983, 333-338
- / 189 / Hebard A.F., Nakahara S.: Structural Phase Transitions of Indium/Indium Oxide Thin-Film Composites, Appl. Phys. Lett., 41 (1982), 1130-1132
- / 190 / Hebard A.F., Blonder G.E., Suh S.Y.: Optical Recording Applications of Reactive Ion Beam Sputter Deposited Thin Film Composites, Appl. Phys. Lett., 44 (1984), 1023-1025
- / 191 / Heitzinger F.: Die Bedeutung metallkeramischer Werkstoffe in der metallverarbeitenden Industrie, Pulvermetallurgie und Sinterwerkstoffe, Vorträge des Plansee-Bildungsprogramms, Benesovsky, Metallwerk Plansee, Reutte, 1980, 187-201
- / 192 / Henrich V.E., Fan J.C.C.: High-Efficiency Secondary-Electron Emission from Sputtered MgO-Au Germets, Appl. Phys. Lett., 23 (1973), 7-8
- / 193 / Henrichsen R.A., Li C.: Capillarity and Mass Transport at the Ni-Al₂O₃ Interface, J. Am. Ceram. Soc., 59 (1976), 65-67
- / 194 / Henrickson J.F., Krauss G., Tauber R.N., Sharp D.J.: Structure and Properties of Sputtered Ta-Al₂O₃ Cermet Thin Films, J. Appl. Phys., 40 (1969), 5006-5014
- / 195 / Herrmann K., Braun H.: Quasistatic Thermal Crack Growth in Unidirectionally Fiber Reinforced Composite Materials, Eng. Fract. Mech., 18 (1983), 975-996
- / 196 / Herrmann K.P., Strathmeier U.: Quasistatic Extension of an Interface Crack, Proc. of 4. Eur. Conf. on Fracture, Leoben, 22.-24. Sep. 1982, Engineering Materials Advisory Services Ltd., 1982, 199-206
- / 196a/ Hill R.: Elastic Properties of Reinforced Solids: Some Theoretical Principles, J. Mech. Phys. Solids, 11 (1963), 357-372
- / 196b/ Hill R.: Theory of Mechanical Properties of Fibre-Strengthened Materials: Elastic Behaviour, J. Mech. Phys. Solids, 12 (1964), 199-218
- / 196c/ Hill R.: A Self-Consistent Mechanics of Composite Materials, 13 (1965), 213-222
- / 197 / Hill R.M., Coutts T.J.: Low-Temperature Conductance in Cermet Structures, Thin Solid Films, 35 (1976), 17-20
- / 198 / Hill R.M., Candet E., Manaila R., Devenyi A.: Electrical Transport in Cermet-Type Materials, Thin Solid Films, 89 (1982), 207-212

- / 199 / Hing P., Groves G.W.: The Strength and Fracture Toughness of Polycrystalline MgO Containing Metallic Particles and Fibres, J. Mat. Sci., 7 (1972), 427-434
- / 200 / Holder J.D., Clark G.W.: Preparation of High-Temperature Oxide/Metal Eutectic Composites: a Review, Proc. of Advanced Fibers and Composites for Elevated Temperatures, New Orleans, 20.-21.Feb.1979, 1980,225-239
- / 201 / Holder J.D., Clark G.W.: Synthesis and Electronic Applications of Oxide-Metal Eutectic Composites, Verbundwerkstofftagung, Konstanz, Apr. 1980, Berichte der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, 1981,465-484
- / 202 / Horikiri S., Abe Y.: Composite Material Comprising Reinforced Aluminum or Aluminum-Base Alloy, Patent, Off. Gaz., Mai 1979, US4152149
- / 203 / Horn E., Spyra W., Schmidt O.: Mechanisches Legieren, ein Reibverschweißen mit Legierungsbildung, Untersucht an einem Pulver der hochwarmfesten Nickellegierung NiCr13 MoAl mit 3% ThO₂, Sonderbände der Praktischen Metallographie, 7 (1977), 277-296
- / 204 / Hornbogen E.: Werkstoffe (2.Aufl.), Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, N.Y., 1979
- / 205 / Hosking F.M., Folgar P.F., Wunderlin R., Mehrabian R.: Composites of Aluminum Alloys: Fabrication and Wear Behavior, J. Mater. Sci., 17 (1982), 477-498
- / 206 / Hsieh E.J., Shimoda R.Y.: Possible Application of Au Island Films as Temperature Sensor and Compensator, Solid-State Electronics, 12 (1969), 493-494
- / 207 / Huber E.E., Johnston F.L., Kirk C.T.: Hot-Electron Transport in Al-Al₂O₃ Triodes Produced by Plasma Oxidation, J. Appl. Phys., 39 (1968), 5104-5116
- / 208 / Huber T.A.: Production of Contacts Using Automatic Welding Machines, Creative Manufacturing Engineering Programs, Technical Paper AD77-728, Society of Manufacturing Engineers, Michigan, 1977
- / 209 / Hulse C.O.: Preparation and Characterization of Cr/Cr₂O₃, Al₂O₃/ZrO₂ (Y₂O₃) Eutectics, Proc. of Conference on In Situ Composites, II, Xerox Individualized Publishing, Lexington, 1976, 99-106
- / 210 / Hussain M.S., Such T.E.: Deposition of Composite Autocatalytic Nickel Coatings Containing Particles, Surf. Technol., 13 (1981), 119-125
- / 211 / Ilschner B.: Werkstoffwissenschaften, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, N.Y., 1982
- / 212 / Izzat N., Dwarakadasa E.S., Goel S.K., Ismail A.R.: SEM Study of Fracture in an Al-Al₂O₃-MgO Cast Particle Composite, J. Mater. Sci. Lett., 2 (1983), 750-752

- / 213 / Janes S.: Verbundwerkstoffe, Handbuch der Keramik, Verlag Schmid GmbH, Freiburg i. Brg., 1978
- / 214 / Jangg G., Kutner F., Korb G.: Herstellung und Eigenschaften dispersionsgehärtetem Aluminium, Aluminium, 51 (1975), 641-645
- / 215 / Janowski K.R., Rossi R.C.: Elastic Behavior of MgO Matrix Composites, J. Amer. Ceram. Soc., 21 (1967), 599-603
- / 215a / Jesse A.: Gefügeanalyse bei Cermets, KfK-Bericht Nr. 1131, Karlsruhe (1970)
- / 216 / Jesse A.: Bibliography on Cermets (1945-1971), KfK 1598, 1972
- / 217 / Kaczmar J., Janus A., Banas B.: Plastic Forming of Sintered Cu-Al₂O₃ Materials, Powder Met. Int., 14 (1982), 85-88
- / 218 / Kaczmar J.: Some Aspects of the Sintering of Composite Materials Based on the Copper Process, Rudy Met. Niezelaz., 27 (1982), 274-279
- / 219 / Kadam P.B., Murty G.S., Upadhyaya G.S., Vaidya M.L.: High Temperature Creep Behaviour of Lead-Base Particulate Composites, J. Mater. Sci., 18 (1983), 140-144
- / 220 / Kadam P.B., Murty G.S., Upadhyaya G.S., Vaidya M.L.: Consolidation and Technical Properties of Lead Base Powder Metallurgical Composites, Powder Met. Int., 15 (1983), 20-23
- / 221 / Kainer K.U., Bergmann H.W., Mordike B.L.: Metal/Glass Composites as Engineering Materials, Strength of Metals and Alloys, Vol. 1, Melbourne, Aug. 1982, Pergamon Press, Oxford, 1983, 367-372
- / 222 / Kalinichenko V.I., Karpinos D.M., Mikhashchuk E.P., Kondratev Yu. V., Morozov Yu.I.: Effect of Acicular ZrO₂ Crystals on the Thermal Fatigue of Al₂O₃/Mo Cermet, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 18 (1979), 186-190
- / 223 / Kalinichenko V.I., Karpinos D.M., Tsvetkov V.N., Mikhashchuk E.P.: A Statistical Investigation of the Strength of Composite Materials, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 18 (1979), 582-584
- / 224 / Kalish H.S.: Where Carbides Stand Today, American Machinist, Jun. 1979, 112
- / 225 / Kamat G.R.: Preparation of Cerium Oxide-Chromium Cermet Coating by Electrolysis, Plat. Surf. Finish., 66 (1979), 56-58
- / 226 / Kang S.K., Hon W.T.: A Study on the Dispersion Strengthening and the Mechanical Properties of Cu-Al₂O₃, J. Korean Inst. Met., 19 (1981)
- / 227 / Kannan K.R., Vasantasree V., Hocking M.G.: Hot Corrosion of Electrodeposited Nickel-Based Cermet Coatings, Coatings and Surface Treatment for Corrosion and Wear Resistance, Ellis Horwood, England, 1984, 263-275
- / 228 / Kaps C.: On the Self-Diffusion of Na⁺ Ions in the Glass Na₂O-2xSiO₂ Around the Glass Transition Temperature, J. Non-Cryst. Solids, 65 (1984), 189-192

- / 229 / Karpinos D.M., Grosheva V.M., Morozova V.N., Dzeganovskii V.B., Morozov Yu.I., Yakovlev K.I.: Reinforced Materials Based on MgO, Phys. Chem. Mater. Treat., 17 (1983), 594-596
- / 229a/ Kashtalyan Y.A., et al.: Elasticity Characteristics of Iron-Glass Materials, Sov. Pow. Met., 63 (1968), 231
- / 230 / Kazmierowicz, C.W.: Conductor Compositions Comprising Aluminum, Silicon and Glass, Patent, Off. Gaz., Jun. 1980 , US4207369
- / 231 / Kedward E.C., Addison C.A., Honey F.J.: Composite Electrodeposited Coating and a Method of Forming such a Coating, Patent, GB2083076A, U.K., Jul. 1980
- / 232 / Keil A., Mahle E.: Mikroskopische Untersuchungen über das Schweißverhalten von Silber-Kadmiumoxid-Werkstoffen, Metall , 23 (1969), 578-580
- / 233 / Kelly M.D.: Cermet-Bonded Metal Pins for Weldable Electrical Feedthroughs in Alumina, Fifth Conf. of Composites and Advanced Ceramic Materials, Merrit Island, Fla., 18.-22. Jan. 1981, Ceram. Eng. Sci. Proc., 2 (1981), 520-525
- / 234 / Kember D.R., Sheppard N.: Infrared Emission Study of the CO/O₂ Reaction over a Pd/SiO₂ Catalyst: Temperature Inhomogeneities Within the Catalysts, J. Chem. Soc. Faraday Trans. II, 77 (1981), 1321-1329
- / 235 / Keshavaram B.N., Banerji A., Surappa M.K., Rohatgi P.K.: Cast Aluminium-Glass Composites, J. Mater. Sci. Lett., 1 (1982), 29-31
- / 236 / Kislyi P.S., Storozh B.D., Gorb M.L.: Strength of Alumina-Tungsten Cermets, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 16 (1977), 299-302
- / 237 / Kitahara Sh., Okane I., Shirai K., Morimura T.: Ceramic-Base Composite Materials for Flame Spraying, 10th International Conf. of Thermal Spraying, Essen, 2.-6. Mai 1983, Deutscher Verlag für Schweißtechnik GmbH, Düsseldorf, 108-111
- / 238 / Kler T.J., Ostberg D.T.: Characterization of Selected Properties for Alumina-Aluminum Metal Matrix Composites, Rand D Techn. Rep., 27 (1983)
- / 239 / Klomp J.T., Lindenhovius R.H.: Microstructural and Physical Properties of Al₂O₃-Fe Cermets, Ceramurgia Int., 4 (1978), 59-65
- / 240 / Kolobov Y.M., Lyalin E.V., Melnikov V.G.: Wear Resistance of Metal-Glass Materials Sliding in Aqueous Solutions of Caustic Soda, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 12 (1973), 1008-1010
- / 241 / Konstantinova E., Kanev S.: Photovoltaic Cells from Ceramic CdS Treated in a Solution Containing Bi Ions, J. Appl. Phys., 42 (1971), 5821
- / 242 / Kornev V.M., Yakovlev I.V.: Buckling of Reinforced Fibers During Explosive Welding, Exp. Mech., 21 (1981), 467-472

- / 243 / Kramer D.P., White K., Kelly M.D.: Effect of Sintering Parameters and Composition on the Resistivity of a Cermet Used as an Electrical Feed-through, Proc. of Composites and Advanced Ceramic Materials, Cocoa Beach, Fla, 17.-21.Jan. 1982, Am. Ceramic Society, Ohio, 1982, 512-518
- / 244 / Kreibitz U., Granqvist C.G., Andersson D.: Lichtemission aus stromdurchflossenen Cermet-Schichten, 48. Physikertagung, 12.-17.Mrz. 1984, Verh. Deut. Phys. Ges., 19 (1984), 104
- / 245 / Kreuzberger S.: Elastizitätsmoduli von Oxide-Cermets, Studienarbeit, KfK, 1985, und persönliche Mitteilungen
- / 246 / Kreuzberger S.: Ermittlung mechanischer Eigenschaften im System Eisen-Glass, Diplomarbeit, U. Karlsruhe, 1985, und persönliche Mitteilungen
- / 246a/ Kröner E.: Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls, Z. Physik, 151 (1958), 504-518
- / 247 / Krstic V.D., Khaund A.K.: Particle-Size Dependence of Thermoelastic Stress Intensity Factor in Two-Phase Materials, J. Mat. Sci., 16 (1981), 3319-3323
- / 248 / Krstic V.V., Nicholson P.S., Hoagland R.G.: Toughening of Glasses by Metallic Particles, J. Am. Ceram. Soc., 64 (1981), 499-504
- / 249 / Krüger W.H., Dhingra A.K.: Alumina Fiber Reinforced Metal Composites for Potential Automotive Engine Applications, Proc. of New Composite Materials and Technology, Detroit, 16.-19. Aug. 1981, American Institute of Chemical Engineers, New York, 1982, 13-24
- / 250 / Lakey L.T., Kerr W.B.: Pilot Plant Development of an Electrolytic Dissolver for Stainless Steel Alloy Nuclear Fuels, I&EC Process Design Develop. 6 (2) 1967, 174-179
- / 251 / Leaver K.D.: The Temperature Dependence of Conductivity in Discontinuous Thin Films and Cermets, J. Phys. C, 10 (1977), 249-266
- / 252 / Lecoy G., Gousskov L.: Noise in Thin Films Metal-Oxide-Metal - Aluminum-Alumina-Aluminum, Phys. Status Solidi, 30 (1968), 9-17
- / 253 / Lemon D.K., Busse L.J., Doctor P.G., Melton R.B.: Ultrasonic Attenuation and Backscattering Techniques to Evaluate Impact Damage and Porosity in Composites, Proc. of Recent Advances in Experimental Characterization of Composites, Salt Lake City, 6.-10. Nov. 1983, Soc. for Experimental Stress Analysis, 1983, 155-160
- / 254 / Levey R.P.: Alumina-Cobalt-Gold Composition, US-Pat. No. 3208848, Sept 1965
- / 255 / Lewis M.: Keramische Werkstoffe stärker als Stahl, Schweiz. Maschinenmarkt, 83 (1985), 74-77
- / 256 / Löhberg K.: Results of Wetting-Behaviour Studies, Proc. of 2. Europ. Sympos. on Material Science in Space, Frascati, Italy, Apr. 1976, 375-380
- / 257 / Logothetis E.M., Kaiser W.J., Wenger L.B.: Optical Properties of Au-SiO₂ Composite Materials, Bull. Am. Phys. Soc., 29 (1984), 212

- / 258 / Lugscheider E., Lison R.: Metallische und nichtmetallische Sonderwerkstoffe, Radex-Rundsch., Mai 1983, 3-4
- / 259 / Madhava M.R., Raman S., Rohatgi P.K., Surappa M.K.: Influence of Certain Microstructural Parameters on the Ultrasonic Velocities and Elastic Constants of Cast Aluminum/Alumina Particle Composites, Scr. Metall., 15 (1981), 1191-1195
- / 260 / Majumdar B.S., Yegneswaran A.H., Rohatgi P.K.: Strength and Fracture Behaviour of Metal Matrix Particulate Composites, Mater. Sci. Eng., 68 (1984), 85-96
- / 261 / Makeev V.P., Ershov N.P.: Structures of Composite Materials in Modern Technology, Mendeleev Chem. J., 23 (1978), 4-8
- / 261a/ Mansfield L.R.: Metal-Based Composite Materials, Iron and Steel, 41 (1968), 545-547
- / 262 / Mantese J.V., Goldberg W.I., Craighead H.G., Gibson U.J., Buhrman R.A., Webb W.W.: Excess Low Frequency Conduction Noise in a Granular Composite, Solid State Commun., 37 (1981), 353-357
- / 263 / Mao G.W.: Preparation of Lead/Lead Oxide Particulate Material, Patent, Mrz. 1982, GB2094286A
- / 264 / Marumo C., Pask J.A.: Reactions and Wetting Behaviour in the Al-Fused Silica-System, J. Mater. Sci., 12 (1977), 223-233
- / 265 / Mattheck C.: A Thermally Shocked Unit Cell of a Fibre Reinforced Composite Material including Interface Cracks, Z. Werkstofftech., 11 (1980), 239-244
- / 266 / Mattheck C., Grebner H.: Dimensioning of a Fibre-Reinforced Composite under Thermal Loads in View of Interface Cracks, Z. Werkstofftech., 11 (1980), 269-274
- / 267 / Mauer K.: Entwicklungsrichtungen der modernen Pulvermetallurgie, TZ für praktische Metallbearbeitung, 60 (1966), 161 ff
- / 268 / Maziere-Bezes D., Valignat J.: Optical Properties of Gold-Magnesia Selective Germets, Sol. Energy Mat., 7 (1982), 203-211
- / 269 / McCarthy W.H., Shyne J.C., Sherby O.D.: Compression Strength of Zinc-Zinc Oxide Composites at Temperatures above the Melting Point of Zinc, Met. Sci. J., 4 (1970), 74-77
- / 270 / McCauley J.W., Acquaviva S.J.: Property Characterization of Ba-MICA/Al₂O₃ Composites, Proc. of 75th Annual Meeting and Exposition of the Am. Ceramic Society, Cincinnati, Ohio, USA, 29. Apr.-3. Mai 1973, Am. Ceram. Soc. Bul., 52 (1973)
- / 271 / McCauley J.W., Schmid F., Viechnicki D.J.: Molybdenum-Reinforced Aluminum Oxide Single Crystals, Am. Ceram. Soc. Bul., 58 (1979), 474-475
- / 272 / McDanel D.L., Signorelli R.A.: Evaluation of Low-Cost Aluminum Composites for Aircraft Engine Structural Applications, National Aeron. and Space Administration, Washington D.C., NASA Tech. Memo, No. 83357, 1983

- / 273 / McKenzie D.R.: Gold Black and Gold Cermet Absorbing Surfaces, Gold Bull., 11 (1978), 49-53
- / 274 / McNelley T.R., Edwards G.R., Sherby O.D.: A Microstructural Correlation between the Mechanical Behavior of Large Volume Fraction Particulate Composites at Low and High Temperatures, Acta Metall., 25 (1977), 117-124
- / 275 / Mehrabian R.: A Fundamental Study of a New Fabrication Technique for Fiber-Reinforced Aluminum Matrix Composites, Final Report 1976-1979, Dept. of Metallurgy and Mining Engineering, Univ. of Illinois, Urbana, AD-A086282, 20. Apr. 1980
- / 276 / Melander A.: Critical Resolved Shear Stress of Dispersion Strengthened Alloys, Scand. J. Metall., 7 (1978), 109-13
- / 277 / Metzger M., Fishman S.G.: Corrosion of Aluminum/Matrix Composites, Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev., 22 (1983) 296-302
- / 278 / Mikeladze A.G., Tavadze F.N.: Internal Friction and Mechanical Properties of Dispersion-Strengthened Iron, Proc. of Progress in Science and Engineering of Composites, Tokyo, 25.-28.Okt. 1982, Japan Society for Composite Materials, 2 (1982), 1399-1405
- / 279 / Milicka K, Cadek J., Rys P.: Creep of Aluminium Strengthened by Alumina Particles, Acta Met., 18 (1970), 733-746
- / 280 / Miller H.C.: Thermal Diffusivities of Molybdenum/Alumina Cermets, Report of the Neutron Devices Dept., St. Petersburg, Fla., USA, Jun. 1981
- / 281 / Miller N.C., Hardiman B., Shirn G.A.: Transport Properties, Microstructure, and Conduction Model of Cosputtered Au-SiO₂ Cermet Films, J. Appl. Phys., 41 (1970), 1850-1856
- / 282 / Milosavljevic M., Nenadovic T.M., Bibic N., Dimitrijevic T.: Electrical Properties of 70 Wt.% Cr-30 Wt.% SiO Thin Films, Thin Solid Films, 101 (1983), 167-178
- / 283 / Milton G.W.: Concerning Bounds on the Transport and Mechanical Properties of Multicomponent Composite Materials, J. Appl. Phys. A, 26 (1981), 125-130
- / 284 / Milton G.W.: Bounds on the Elastic and Transport Properties of Two-Component Composites, J. Mech. Phys. Solids, 30 (1982), 177-191
- / 285 / Mitskevich G.F., Kornienko V.P., Namitokov K.K., Semenov M.V., Yudin B.A.: Chemical Process for the Preparation of a Finely Dispersed Charge for Contacts from Silver-Tantalum Pentoxide Composite Materials, Sov. Powder Met. Metal. Ceram., 87 (1970), 256-259
- / 286 / Mörgenthaler K.D., Krohn U., Elssner G.: Herstellung und Prüfung festkörpergeschweißter Keramik-Metall-Verbindungen, Z. Werkstofftech., 10 (1979), 276-284

- / 287 / Moorhead A.J., Becher P.F., Lauf R.J., Morgan C.S.: Fabrication, Testing and Brazing of Dispersed-Metal Toughened Alumina, Proc. of the 20th Automotive Technology Development Contractors Coordination Meeting, Dearborn, USA, 25.-28. Okt. 1982, Society of Automotive Engineers, USA, 1983, 291-299
- / 288 / Mordike B.L., Kainer K.U., Bergmann H.W.: Aluminium-Glas Fibre Composites, Proc. of the Metallurgy of Light Alloys, Loughborough Uni., Engl., 24.-26. Mrz. 1983, The Institution of Metallurgists, London, 1983, 65-74
- / 289 / Mordike B.L.: Die Werkstoffkunde in Clausthal, Sonderdruck aus Mitteilungsblatt der TU Clausthal, Heft 53, 1982
- / 290 / Morgan C.S.: Preparation of Cermets, Patent US4073647, Apr. 1976
- / 291 / Morgan C.S.: Method for Fabricating Cermets of Alumina-Chromium Systems, Patent Off. Gaz., US4397963, Aug. 1983
- / 292 / Mori T., Tokushige H.: Effect of Particle Size on Low Temperature Softening of Work Hardened Cu-SiO₂ Crystals, Acta Metall., 25 (1977), 635-641
- / 293 / Moss M, Cyrus W.L., Schuster D.M.: Properties of Filament-Reinforced Plasma-Sprayed Alumina, Am. Ceram. Soc. Bull., 51 (1972), 167-170
- / 294 / Movchan B.A., Demchishin A.V., Badilenko G.F.: Effect of Substrate Temperature and Amount of Strengthening Phase on Density and Mechanical Properties of Thick Ni-ZrO₂ Condensates, Thin Solid Films, 40 (1977) 237-246
- / 295 / Movchan B.A., Demchishin A.V., Kooluck L.D.: Investigation into the Effects of the Nature, the Size and the Number of Particles on the Structure and Mechanical Properties of Thick Iron-Based Dispersion-Strengthened Condensates, Thin Solid Films, 44 (1977), 285-294
- / 296 / Moyo N.D., Leaver K.D.: A Re-Examination of the Structure and Properties of Pt-SiO₂ Cermet Films, J. Appl. Phys., 13 (1980), 1511-1520
- / 297 / Mukherjee S.K., Upadhyaya G.S.: Effect of Reactive Transition Metal Addition on Sintering of 434-L Ferritic Stainless Steel-Al₂O₃ Particulate Composites, Trans. Powder Met. Assoc. India, 10 (1983), 27-33
- / 298 / Munitz A., Metzger M., Mehrabian R.: The Interface Phase in Al-Mg/Al₂O₃ Composites, Metall. Trans., 10 (1979), 1491-1497
- / 299 / Murr L.E.: Interfacial Energetics in Metal-Metal, Metal-Ceramic, Metal-Semiconductor and Related Solid-Solid and Liquid-Solid Systems, Proc. of Surfaces and Interfaces in Ceramic and Ceramic-Metal Systems, Berkeley, 28. Jul.-1. Aug. 1980, Plenum Press, 1981, 107-119
- / 300 / Murray R.: Laminated Al/Alumina Composites, Practical Metallic Composites, Spring Residential Meeting, Palma Majorja, Mrz. 1974, Proc., London, 3 (1974), 57-62

- / 301 / Nadeleva F.I., Andreev I.N., Saifullin R.S.: Corrosion and Electrochemical Characteristics of Composite Layers with a Nickel Matrix, Prot. Met. (USSR), 20 (1984), 385-387
- / 302 / Nagai H., Koshi-ishi F., Ishikawa S., Shoji K.I.: Effect of Rare Earth Oxide Dispersion on the Oxidation of Ni-15 Cr-85 Sintered Alloy, Trans. Jpn. Inst. Met., 24 (1983), 839-848
- / 303 / Nagesh V.K., Tomsia A.P., Pask J.A.: Wetting and Reactions in the Lead Borosilicate Glass - Precious Metal System, J. Mat. Sci., 18 (1983), 2173-2179
- / 304 / Naidich Y.V., Zhuravlev V.S., Chuprina V.G., Strashinskaya L.V.: Adhesion, Wetting and Formation of Intermediate Phases in Systems Composed of a Ti-Containing Melt and an Oxide, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 12 (1973), 895-899
- / 305 / Naidich Y.V., Zhuravlev V.S., Chuprina V.G.: Adhesion, Wetting and Formation of Intermediate Phases in Systems Composed of a Ti-Containing Melt and an Oxide. Pt. 2. Systems Ni-Ti/Al₂O₃ and Ni-Mo-Ti/Al₂O₃, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 13 (1974), 236-238
- / 306 / Nakahara S., Hebard A.F.: Microstructure Trends in Metal (Aluminium, Copper, Indium, Lead, Tin) - Metal Oxide Thin Films Prepared by Reactive Ion Beam Sputter Deposition, Thin Solid Films, 102 (1983), 345-360
- / 307 / Nath P., Sundgren J.E., Nilsson H.T.G.: Structural and Mechanical Properties of Composite Films of Iron Particles in an Oxide Matrix, Phys. Status Solidi (a), 48 (1978), 345-355
- / 308 / Naumann U.: Weiterentwicklung der Gefüge-Eigenschaftsgleichung für Feldeigenschaften, Studienarbeit, Universität Karlsruhe, 1979
- / 309 / Naumann U.: Zur Optimierung von Werkstoffeigenschaften mittels Grenzkurventheorie, Diplomarbeit, Universität Karlsruhe, 1981
- / 310 / Naumann U.: Entwicklung eines Eisen-Glas-Verbundwerkstoffes, KfK, unveröffentlicht
- / 311 / Naumann U., Heidsiek H.: Einsatz eines Gold-Glas Verbundwerkstoffes bei der pulvertechnologischen Herstellung v. Gedenkmünzen bzw. Medaillen, DGM Tagungsband, Verbundwerkstoffe, Technologie und Prüfung, Bd. 2, 1985, 159 ff.
- / 312 / Nazare S.: Mechanische Eigenschaften von Cermets, unveröffentlicht IMF, KfK, 1970
- / 313 / Nazare S., Ondracek G., Thümmel F., Die Technologie von Cermets, 7. Plansee-Seminar, Reutte, 21.-25. Jun. 1971, Vorträge und Diskussionen, High Temp. High. Press., 615-634
- / 314 / Nazare S., Ondracek G., Thümmel F.: Dimensional and Microstructural Analysis of Coextruded UO₂-Stainless Steel Cermet Pins, Powder Met., 15 (1972), 314-331

- / 315 / Nazarenko N.D., Yuga A.I., Kolesnichenko L.F., Shevchuk M.S., Vlasko N.I: Frictional Properties of Sital-Metallic-Filler Composites, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 19 (1980), 498-501
- / 316 / Neugebauer C.A.: Resistivity of Cermet Films Containing Oxides of Silicon, Thin Solid Films, 6 (1970), 443-447
- / 317 / Nicholas M., Mortimer D.A.: Metal/Non-Metal Bonding, Proc. of Practical Metallic Composites, Spring Residential Meeting, Palma Majorja, Mrz. 1974, 27-30
- / 317a/ Niesel W.: Über elastische ellipsoidische Einschlüsse in homogenen Medien, Diss. Universität Karlsruhe, 1953
- / 318 / Niklasson G.A., Granqvist C.G.: Cermet Coatings for Selective Absorption of Solar Energy: Coevaporated Co-Al₂O₃, Proc. of 7th International Conference on Vacuum Metallurgy, Tokyo, 26.-30. Nov. 1982, Iron and Steel Institute of Japan, 1982, 666-676
- / 319 / Nikolopoulos P., Schulz B.: Density, Thermal Expansion of Stainless Steel and Interfacial Properties of UO₂ - Stainless Steel Above 1690 K, J. Nucl. Mat., 82 (1979), 172-178
- / 320 / Nikolopoulos P., Ondracek G.: persönliche Mitteilungen zur Bestimmung von Schmelzdichten und Oxid-Metall-Phasengrenzflächenenergien
- / 321 / Nikolopoulos P., Ondracek G.: Grenzflächenenergien zwischen Oxiden und flüssigen Metallen, Verbundwerkstofftagung, Konstanz, 17. Apr. 1980, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Berichtsband 1981, 391-407
- / 322 / Nikodopoulos P., Ondracek G.: Zur Bestimmung von Oxid-Metall Phasengrenzflächenenergien, Z. Werkstofftech., 13 (1982), 60-69
- / 323 / Nwoko V.O., Shreir L.L.: Oxidation of Electrodeposited Ni-1.6 Wt-% Alumina Symposium on Partical Metallic Composites, Institution of Metallurgists, London, Proc., 3 (1974), 21-25
- / 324 / Oberg H.J., Stöckel D.: Schall- und Ultraschallschweißen von Silber-Metalloxid-Kontaktwerkstoffen, Sonderbände der praktischen Metallographie, G. Petzow, Rieder Verlag, Stuttgart, 1977, 297-310
- / 325 / Ohne Autor: Metallische Verbundwerkstoffe, Fa. G. Rau, zum 100 jähr. Bestehen, 1977
- / 326 / Ohne Autor: Elektrische Kontakte, Fa. G. Rau, Firmenschrift
- / 327 / Ohne Autor: Glasurfritten, Degussa AG, Hanau, Prospekt
- / 328 / Ohne Autor: Doduco Datenbuch (2.Aufl.), Pforzheim, 1977
- / 329 / Ohne Autor: Magnesium Oxide/Au Cermet Films - Secondary-Emission, Gold Bull., 11 (1978)
- / 330 / Ohne Autor: Glass-Ceramic-Steel Proves its Worth, Processing, 26 (1980), 72-97

- / 331 / Ohne Autor: Method of Producing Homogeneous Mixed Metal Oxides and Metal-Metal Oxide Mixtures, Pat. UK 1580525/A/, Dez. 1980
- / 332 / Ohne Autor: Batterieversuch mit faserverstärktem Blei, VDI-Nachr., 36 (1982)
- / 333 / Ohne Autor: Keramikfasern für Aluminiumstangen, Schweiz. Alum. Rundsch., 34 (1984), 37
- / 334 / Ohne Autor: Ion Sputtering Means Longer Tool Life, MPR, 39 (1984), 226
- / 335 / Ojha S.M.: The Deposition of Cermet Films from a Powder Target by R.F. Sputtering, Thin Solid Films, 57 (1979), 363-366
- / 336 / Okabe M., Mochizuki T., Mori T.: Low-Temperature Recovery Creep of a Cu-SiO₂ Alloy, Philos. Mag. A., 41 (1980), 615-618
- / 337 / Olsen G.C.: Thermal Exposure Effects on the Mechanical Properties of a Polycrystalline Alumina Fiber/Aluminum Matrix Composite, Proc. of the Enigma of the Eighties: Environment, Economics, Energy, San Francisco, 8.-10. Mai 1979, Society for the Advancement of Material and Process Engineering, 2 (1979), 1069-1080
- / 338 / Olsen G.C.: Effects of Temperature, Thermal Exposure and Fatigue on an Alumina-Aluminum Composite, NASA Bericht, N81-14001/4, 1980
- / 339 / Olsen G.C.: Degradation Mechanisms in Aluminum Matrix Composites: Alumina/Aluminum and Boron/Aluminum, NASA Bericht, N81-10121, 1981, 139
- / 340 / Ondracek G.: Zur Theorie der Leitfähigkeitserhöhung zweiphasiger Werkstoffe und Gefügeoptimierung, KfK, unveröffentlicht
- / 340a/ Ondracek G., Patrassi E., Schulz B.: U₃O₈-Al-Brennstoff für thermische Höchstflußreaktoren - eine stabile Cermetkombination, KfK-Report Nr. 922, Karlsruhe (1969)
- / 341 / Ondracek G., Splichal K.: Cermets in Zustandsdiagrammen, Berichte der Deutschen Keramischen Ges., 48 (1971), 343-354
- / 342 / Ondracek G., Wedemeyer H.: Freie Bindungsenthalpien und Metall-Keramik-Wechselwirkungen, KfK-Report, No2011, 1975
- / 343 / Ondracek G.: Zum Zusammenhang zwischen Eigenschaften und Gefügestruktur mehrphasiger Werkstoffe, KfK-Report, No2688, 1975
- / 344 / Ondracek G., Spieler K.: Gasätzen - ein neues Kontrastierungsverfahren in der Gefügeanalyse, Prakt. Metallogr., 10 (1973), 324-341
- / 345 / Ondracek G.: Werkstoffkunde, Leitfaden für Studium und Praxis, Expert Verlag, Grafenau, 1979
- / 346 / Ondracek G., Werkstoffe - Eine Standortdiskussion, Sonderdruck aus dem Themenband -Jahrbuch für Ingenieure 80-, Expert Verlag, Grafenau
- / 347 / Ondracek G.: Zur quantitativen Gefüge-Feldeigenschafts-Korrelation mehrphasiger Werkstoffe, Teil I, Metall, 36 (1982), 523
- / 348 / Ondracek G.: Zur quantitativen Gefüge-Feldeigenschafts-Korrelation mehrphasiger Werkstoffe, Teil II, Metall, 36 (1982), 1288

- / 349 / Ondracek G.: Zur quantitativen Gefüge-Feldeigenschafts-Korrelation mehrphasiger Werkstoffe, Teil III, Metall, 37 (1983), 1016
- / 350 / Ondracek G., Mazilu P.: Persönliche Mitteilungen zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation
- / 351 / Ondracek G.: Konstitutive Gefüge-Feldeigenschafts-Gleichungen und glasphasenhaltige Verbundwerkstoffe, persönliche Mitteilung zum Vortragsmanuskript, PM-Tagung, Dresden, Sept. 1985
- / 351a/ Ondracek G.: Verbundwerkstoffe zwischen Wunsch und Wirklichkeit, Umschau, 7 (1985), 400-404
- / 351b/ Ondracek G.: persönliche Mitteilungen zum Thema Grenzflächenenergien zwischen Oxidkeramiken und Metallschmelzen
- / 352 / Osipov K.A., Borovich T.L., Miroshkina E.M.: Electrical Properties of Heterophase Films of the Systems Metal-Al₂O₃, Inorg. Mater., 12 (1976), 33-35
- / 353 / Ownby P.D., Lahmann C.P.: Influence of Oxygen Partial Pressure on the Physical Properties of Cr-Al₂O₃ Cermets, Powder Metall. Int., 7 (1975), 172-175
- / 354 / Pabst R.F., Elssner G., Krohn U.: Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte bei Metall-Keramik-Verbindungen im Hochtemperaturbereich, Ber. Dtsch. Keram. Ges., 55 (1978), 518-521
- / 355 / Page R.A., Hack J.E., Sherman R., Leverant G.R.: Tensile and Fatigue Behaviour of Aluminum Oxide Fiber-Reinforced Magnesium Composites, II, (Alloying Effects), Metall. Trans., 15 (1984), 1397-1406
- / 356 / Palatnik L.S., Ilyinsky A.I., Biletschenko N.M., Sinelnikova R.I.: The Strength of Thin Metal-Oxide Composition Films, Phys. Met. Metallogr., 32 (1971), 199-201
- / 357 / Park J.Y., Li C.Y.: Morphology of Aluminum Oxide Particles in Ni, Metall. Trans., 3 (1972), 1670-1672
- / 358 / Partridge J.H.: Glass-to-Metal Seals, Society of Glass Technology, Thornton, England, 1949
- / 359 / Pashkova O.A., Zhuk N.P., Opara B.K., Burtseva N.I.: Special Characteristics of the High-Temperature Oxidation of Nickel and its Composition with Oxides, Prot. Metals., 6 (1970), 540-542
- / 360 / Pasto A.E.: Tennery V.J.: Processing Requirements for Property Optimization of EU₂O₃-W Cermets for Fast Reactor Neutron Absorber Applications, Proc. of 14. Conference on Ceramic Science, Raleigh, 7. Nov. 1977, Dep. NTIS, 1977, 19
- / 361 / Pattnaik A., Koczak M.J., Rogers H.C.: Compressive Failure Behavior of FP Alumina-Aluminum Composites, Proc. of New Developments and Applications in Composites, St. Louis, 16.-17. Okt. 1978, TMS/AIME, Warrendale, 1979, 261-282
- / 362 / Paul B.: Prediction of Elastic Constants of Multi Phase Materials, Transactions of the Metallurgical Society of Aime, 36 (1960), 36-41

- / 363 / Pavicevic M.K., Ristic M.M., Arsentijeva I.: Determination of the Nature of Aluminium Bonding in Ni-Al₂O₃ Systems Sintered under Pressure, Electron Microscopic Imaging of Surfaces, 14 (1981), 81-84
- / 364 / Payer B., Jahn J.: Neue metallographische Anschliff-Präparationsmethode für Keramiken, Prakt. Metallogr., 14 (1977), 630-638
- / 365 / Pearce S.L., Selman G.L.: Cermets, Patent, Off. Gaz., Jan. 1980, US4183746
- / 366 / Pejsa R.: Über die Korrelation Gefüge-Eigenschaften an porösen Werkstoffen, Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Univ. Karlsruhe, 1981
- / 367 / Perrins W.T., McPhedran R.C., McKenzie D.R.: Optical Properties of Dense Regular Cermets with Relevance to Selective Solar Absorbers, Thin Solid Films, 57 (1979), 321-326
- / 368 / Petrova A.M., Radomyselsky I.D., Titarenko S.V., Vlasyuk R.Z., Pavlov V.A.: Reactions in Ti-Oxide Composites during Extrusion, Sov. Powder Met. Metall. Ceram., 13 (1974), 493-495
- / 368a/ Petzow G., et al.: Aufbau und Eigenschaften von Cermets, Z. Metallkunde, 59 (1968), 170-173
- / 369 / Petzow G., Buresch F.E.: Nichtmetallische Hochtemperaturwerkstoffe, Z. Werkstofftechnik, 3 (1972), 243-250
- / 370 / Petzow G., Röser K., Claussen N.: Microstructure and Properties of Oxide-Metal Eutectics, Microstructural Science, 1977, Elsevier, North Holland, N.Y., 5 (1977), 457-466
- / 371 / Pfaender H.G.: Schott Glaslexikon, Moderne Verlags GmbH, München, 1980
- / 372 / Phipps J.B., Whitmore D.H.: Ion Transport in LiI-SiO₂ Composites, Solid State Ionics, 10 (1983), 123-130
- / 373 / Pinch H.L.: The Structure of Co-Sputtered W-Al₂O₃ Granular Films, J. Vac. Science Technol., 12 (1975), 60-62
- / 374 / Pipitz E.: Cermets auf der Basis Molybdän/Zirkonoxid, Metall Sonderdruck, 38 (1984), 644 ff.
- / 375 / Podgorkova V.N., Melnikov V.G.: Effect of Additions of Cu on the Strength Properties of Sintered Metal-Glass Materials and Method of Its Introduction, Sov. Powder Met. Metall. Ceram., 15 (1976), 898-900
- / 376 / Polakovic A., Augustinovicova Z.: Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von mit Mullit und SiC-Teilchen verfestigtem Aluminium, Proc. of Second Int. Symposium on Composite Metallic Materials, Bratislava, CSSR, 1975
- / 377 / Poniatowski M.: Schulz E.D., Wirths A.: Der Ersatz von Silber/Cadmiumoxid durch Silber/Zinnoxid in Niederspannungsschaltgeräten, Metall, 32 (1978), 29-32

- / 378 / Prewo K.M.: The Impact Tolerance of Fiber- and Particulate-Reinforced Metal/Matrix Composites, Proc. of Mechanical Behavior of Metal/Matrix Composites, Dallas, 16.-18. Feb. 1982, The Metallurgical Society, AIME, 1983, 181-194
- / 379 / Pushkareva S.A., Golovacheva I.P.: The Corrosion Resistance of Composite Chromium and Nickel Coatings in Freon-Oil and Ammonia-Oil Media, Zashch. Met., 18 (1982), 961-964
- / 380 / Quigley B.F., Abbaschian G.J., Wunderlin R., Mehrabian R.: A Method for Fabrication of Aluminum/Alumina Composites, Metall. Trans. A., 13 (1982), 93-100
- / 381 / Radomyselsky I.D., Shcherban N.I.: Sintering Processes in Metal-Glass Materials, Pt. 1, Sov. Powder Met. Metal. Ceram., 47 (1966), 860-863
- / 382 / Radomyselsky I.D., Shcherban N.I.: Ejection Force in the Cold Pressing of Metal-Glass Materials, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 84 (1969), 962-965
- / 383 / Radomyselsky I.D., Shcherban N.I.: Kinetics of Densification in the Sintering of Porous Metal-Glass Materials, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 12 (1973), 547-550
- / 384 / Rankin D.T., Stiglich J.J., Petrak D.R., Ruh R.: Hot-Pressing and Mechanical Properties of Al₂O₃ with a Mo-Dispersed Phase, J. Am. Ceram. Soc., 54 (1971), 277-281
- / 385 / Reinhardt P., Reinhardt C., Reisse G., Weissmantel C.: Electrical and Structural Properties of Ion Beam Sputtered Ag-SiO₂ Cermet Films, Thin Solid Films, 51 (1978), 99-104
- / 386 / Richardson J.T., Crump J.R., Osterwalder R.U.: Sintering Parameters in Ni/SiO₂ Catalysts, Sintering Processes, Materials Science Research, Proc. Conf., Notre Dame, USA, Jun. 1979, Vol. 3, 1980, 551-559
- / 387 / Roberts E.F.I.: Electrochromism in a Gold Cermet, Gold Bull., 11 (1978), 42
- / 388 / Robertshaw F.C., Betts R.K., Conner D.E.: The Use of Spherical UO₂ in a Cermet Fuel Plate, Nucl. Sci. Eng., 28 (1967), 20-33
- / 389 / Rohatgi P.K., Pai B.C., Panda S.C.: Preparation of Cast Aluminum-Silica Particulate Composites, J. Mater. Sci., 14 (1979), 2277-2283
- / 390 / Roos J.R., Celis J.P., Buelens C., Goris D.: Electrochemical Study of Alloy and Composite Plating, Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 1984, 175-215
- / 391 / Rossi R.C.: Prediction of the Elastic Moduli of Composites, J. Am. Ceram. Soc., 51 (1968), 433-439
- / 392 / Rowley J.C., Lawton R.G., Saunders C.R.: Elastic Moduli and Thermal Expansion of High-Porosity Mo-UO₂ Cermets, Proc. of IEEE Conference Miami, 26.-29. Okt 1970, VII+573, IEEE, N.Y., 1970, 12-17

- / 393 / Roy R.A., Messier R., Cowley J.M.: Fine Structure of Gold Particles in Thin Films Prepared by Metal-Insulator Co-Sputtering, Thin Solid Films 79 (1981), 207-215
- / 394 / Roy R.A., Roy R.: Diphasic Xerogels, Pt. 1, Ceramic-Metal Composites, Mater. Res. Bull., 19 (1984), 169-177
- / 395 / Rusanova L.N., Podobeda L.G., Buravova N.D.: A New Process for the Production of a Cr-Containing Alumina-Base Material, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 15 (1976), 40-42
- / 396 / Sältzer W.D.: Zur Theorie und Messung von Eigenschaftskenngrößen zweiphasiger Werkstoffe im plastisch-viskosen Verformungsbereich, Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Univ. Karlsruhe, 1983
- / 397 / Sältzer W.D., Schulz B.: Viscoplastic Deformation of Two-Phase Materials, Pt. 1 Viscosity Suspensions, Proc. of Deformation of Multi-Phase and Particle Containing Materials, Roskilde, Sep. 1983
- / 398 / Sältzer W.D., Schulz B.: Viscoplastic Deformation of Two-Phase Materials, Pt. 2 The High Temperature Creep of Steel-Oxide and Aluminium Glass Composites, Proc. of Deformation of Multi-Phase and Particle Containing Materials, Roskilde, Sep. 1983, 517-523
- / 399 / Sailfullin R.S., Eckert J., Bortunov N.V.: Preparation and Properties of Composite Aluminum-Corundum Coatings, Prot. Met., 18 (1982), 634-636
- / 400 / Saltykov S.A.: Stereometrische Metallographie, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1974
- / 401 / Sato A., Kawaguchi Y., Mori T.: Climb of Orowan Loops in a Cu-Zn-SiO₂ Alloy, Scr. Metall., 19 (1985), 311-313
- / 402 / Savitskii K.V., Grigoreva V.V., Kuikov V.A., Savitskii A.P., Sergeenkova V.M.: Properties of Extruded Nickel-Alumina Alloys, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 49 (1967), 24-28
- / 403 / Schabowska E., Pisarkiewicz T., Porada Z.: Cermet Thin Film Resistors Obtained by Flash Evaporation, Thin Solid Films, 72 (1980), 7-10
- / 404 / Schlichting J.: Verbundwerkstoffe und ihre wichtigsten Faserverstärkungskomponenten, Verbundwerkstoffe, Lexica Verlag, Grafenau, 1978
- / 405 / Schmitt T., Banik F., Lux B.: Schmelzpunktbestimmungen in den Systemen Al₂O₃-Cr₂O₃-Cr und Al₂O₃-Cr₂O₃-Mo, Ber. Dtsch. Keram. Ges., 57 (1980), 80-83
- / 406 / Schneider J.W., Stoffel A.M., Trippel G.: Fabrication and Properties of Fe/Fe Oxide and Co/Co Oxide Films, Proc. of IEEE Transactions on Magnetics, Sept. 1973, MAG-9, 183-185
- / 407 / Scholze H.: Glas (2.Aufl.), Springer Verlag, Berlin, 1977
- / 408 / Schramm S.W., Daniel I.M.: Nondestructive Evaluation of Metal Matrix Composites, Proc. of Composite Materials, Phoenix, Ariz., 12.-13. Mai 1981, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1982, 323-342

- / 409 / Schreiber D., Ziehm H.: Über den Zusammenhang zwischen der Ausbildung und Verteilung nichtmetallischer Einschlüsse nach einer Warmverformung und der Schwingfestigkeit bei verschiedenen Federstahlgüten, Estel Hösch Hoogovens, Dortmund, Berichte Band 10, 1975, 182-190
- / 410 / Schreiner H.: Powder Metallurgy Production of AgMeO Contact Pieces of Internally Oxidized Alloy Powder for Switchgear in Power Engineering, Powder Metall. Int., 12 (1980), 16-20
- / 411 / Schreiner H.: Sintered Contact Material of Silver and Embedded Metal Oxides, Patent, Off. Gaz., US4204863, Mai 1980
- / 412 / Schulz B.: Die Abhängigkeit der Feldeigenschaften zweiphasiger Werkstoffe von ihrem Gefügebau, Dissertation, Univ. Karlsruhe, 1974
- / 413 / Schulz B., Biel J.: Systematischer Fehler bei der Flächenanalyse mit der Kombination Epidiaskop - Bildanalyse, Pract. Metall., 12 (1975)
- / 414 / Scott I.G., Scala C.M.: A Review of Non-Destructive Testing of Composite Materials, NDT Int., 15 (1982), 75-86
- / 415 / Selman G.L., Spender M.R., Darling A.S.: The Wetting of Platinum and its Alloys by Glass, Pt. 1, Contact Angle Determinations between Glass and Pure Platinum, Platinum Metals Rev., 9 (1965), 92-99
- / 416 / Selman G.L., Spender M.R., Darling A.S.: The Wetting of Platinum and its Alloys by Glass, Pt. 2, Rhodium-Platinum Alloys and the Influence of Gold, Platinum Metals Rev., 9 (1965), 130-135
- / 417 / Selman G.L., Spender M.R., Darling A.S.: The Wetting of Platinum and its Alloys by Glass, Pt. 3, Microstructure and Mechanical Properties of Gold-Rhodium-Platinum Alloys, Platinum Metals Rev., 10 (1966), 54-58
- / 418 / Sergeenkova V.M., Dubinin V.P., Osasyuk V.V.: Effects of Oxide Particles on Properties of Sintered Nickel, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 78 (1969), 494-498
- / 419 / Sergeenkova V.M.: The Growth Rate of Dispersion Particles in Nickel, Pt. 1, Poroshkovaya Met., 7 (1967), 84-91
- / 420 / Sergeenkova V.M., Berezutskii V.V.: Rate of Growth of Dispersed Particles of Various Oxides in Nickel, Pt. 2, Sov. Powder Met. Metal. Ceram., 56 (1967), 640-644
- / 421 / Seufert G.: Untersuchung der Einsatzmöglichkeit des Schlickergussprozesses bei der Herstellung von Cermets unter 1g-Bedingung, Bericht des Bundesmin. für Forsch. u. Techn., DMFT-FB-W, 1981
- / 422 / Sheehan J.E.: Cermet Fabrication by Thermal Spraying and Hot Isostatic Pressing, Ceram. Eng. Sci. Proc., 4 (1983), 695-703
- / 423 / Sheng P.: Theory for the Dielectric Function of Granular Composite Media, Phys. Rev. Lett., 45 (1980), 60-63

- / 424 / Sheppard T., McShane H.B.: Strength of Cold-Pressed Compacts, Powder Metall., 23 (1980), 120-125
- / 425 / Shibata A., Chugai D.K.: Ag-Metal Oxides Electrical Contact Materials Containing Internally Oxidized Indium Oxides and/or Tin Oxides, Patent, Off. Gaz., US4150982, Apr. 1979
- / 426 / Shibata A., Chugai D.K.: Electrical Contact Materials of Internally Oxidized Ag-Sn-Bi Alloy, Patent, Off. Gaz., US4242135, Dez. 1980
- / 427 / Sichel E.K., Miller R.E.: Sputtering of Reactive Metals for Composite Materials -Er and Al₂O₃-, Thin Solid Films, 37 (1976), 19-22
- / 428 / Sichel E.K., Gittleman J.I.: Characteristics of the Electrochromic Materials Au-WO₃ and Pt-WO₃, J. Electron. Mater., 8 (1979), 1-9
- / 429 / Sickinger A., Wilms V.: Neuartige Metall-Keramik-Verbund-Dichtungsbeläge in Flugtriebwerken, Verbundwerkstofftagung, Konstanz, 17.-18. Apr. 1980, Proc., Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, 1981, 133-140
- / 430 / Signorelli R.A.: High-Temperature Composites - Status and Future Directions, Progress in Science and Engineering of Composites, Tokyo, 25.-28. Okt. 1982, Proc. of Jap. Soc. for Composite Materials, Tokyo, 1982, 37-48
- / 431 / Singer R.F., Oliver W.C., Nix W.D.: Identification of Dispersoid Phases Created in Aluminum during Mechanical Alloying, Metall. Trans. A., 11 (1980), 1895-1901
- / 432 / Singer R.F., Gessinger G.H.: Hot Isostatic Pressing of Oxide Dispersion Strengthened Superalloy Parts, Powder Metall. Int., 15 (1983), 119-121
- / 433 / Singh S.O., Ray S., Goel D.B.: Role of Magnesium in Promoting Bonding between Alumina and Aluminium, Proc. of the Symposium On Surface and Interface Properties in Materials Science, Roorkee, India, 13.-15. Okt. 1980, 1982, 188-196
- / 434 / Skidan B.S., Fomina G.A., Shepilov I.A.: A Study of the Effect of Processing Factors on the Properties of Alumina-Molybdenum Cermets, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 17 (1978), 402-404
- / 435 / Skidan B.S., Vlasov A.S., Alekseev V.A., Mylnikova T.S., Ryzhkov Yu.F.: Electrical and Thermal Properties of Niobium-Base Cermets, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 18 (1979), 818-820
- / 436 / Skinner A., Koczak M.J., Lawley A.: Work of Fracture in Aluminum Metal-Matrix Composites, Metall. Trans A, 13 (1982), 289-297
- / 437 / Slys I.G., Gorbатов I.N., Tkachenko Yu., G.: Production and Properties of a Cr-Base P/M Alloy, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 20 (1981), 722-725
- / 438 / Springer R.W., Catlett D.S.: Structure and Mechanical Properties of Al/Al_xO_y Vacuum-Deposited Laminates, Thin Solid Films, 54 (1978), 197-205

- / 439 / Stapleton R.E., Towner R.J.: Hot-Pressed Alumina-Niobium Graded Composites, Am. Ceram. Soc. Bull., 47 (1968), 560-561
- / 440 / Stendera J.W., Benzel J.F.: Rare-Earth-Oxide-Metal Eutectic Composites, J. Am. Ceram. Soc., 53 (1975), 116-119
- / 441 / Stöckel D.: Composites for Electrical Contact Applications, Z. Werkstoff., 10 (1979), 230-242
- / 442 / Stöckel D.: Werkstoffe für elektrische Kontakte, Expert Verlag, Grafenau, 1980
- / 443 / Stöckel D.: Entwicklungsrichtungen bei Werkstoffen für elektrische Kontakte, Metall, 37 (1983), 30-36
- / 444 / Stone H.E.N.: Shrinkage and Cavitation - Void Formation - in the Reduction Sintering of Chromic Oxide, Mater. Sci. Eng., 5 (1968), 280-281
- / 445 / Stone H.E.N., Lockington N.A.: The Hardness/Porosity Relationship in Chromic Oxide Cermets, Mater. Sci. Eng., 2 (1967), 21-24
- / 446 / Strobl W.: Modelluntersuchungen zur Faserverstärkung keramischer Werkstoffe, Z. Werkstofftech., 10 (1979), 14
- / 446a/ Strohmeier G., et al.: Sinterwerkstoffe hoher Beständigkeit gegen Metallschmelzen, Z. für Erzbergbau und Metallhüttenwesen, 11 (1968), 51-54
- / 447 / Strubecker K.: Einführung in die höhere Mathematik, Bd. 2, R. Oldenbourg, München, 1967
- / 448 / Suh N.P., Fillion P.D.: Optimization of Cutting Tool Properties Through the Development of Alumina Cermet, Wear, 62 (1980), 123-137
- / 449 / Surappa M.K., Rohatgi P.K.: Preparation and Properties of Cast Aluminium Ceramic Particle Composites, J. Mater. Sci., 16 (1981), 983-993
- / 450 / Surappa M.K., Prasad S.V., Rohatgi P.K.: Wear and Abrasion of Cast Aluminium-Alumina Particle Composites, Wear, 77 (1982), 295-302
- / 451 / Suzuki S., Hino H., Miyashita Y., Miyata T.: Wear-Resistant Aluminum Base Composite Material Suitable for Casting and Method of Preparing Same Patent GB2112813A, Jul. 1983
- / 452 / Swamy C.S., Weimar P.: Electric Conductivity of Cermets with Idealized Structure Between Room Temperature and 1000°C, Powder Met. Int., 4 (1970), 134-138
- / 453 / Szecket A., Nadiv S., Lin I.J.: Explosive Powder Consolidation of Cermets, Proc. of Materials Engineering Conference, Haifa, Dez. 1981, Freund Publ. House, 1981, 14-16
- / 454 / Szulczyk A., Clasing M.: Einfluß des Gefüges auf den Ausschaltabbbrand von Ag-Metalloxid Kontaktwerkstoffen, Bericht zu Gefüge der Metalle, Bad Nauheim, 13.-14. Nov. 1980, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., Oberursel, 1981, 305-314

- / 455 / Szulczyk A., Böhm W., Clasing M.: Schalteigenschaften einiger pulvermetallurgisch hergestellter Ag-Metalloxid-Kontaktwerkstoffe, Metall, 36 (1982), 740-742
- / 456 / Taha M. A.: Aluminium Alloys with High Specific Strength, Aluminium, 53 (1977), 323-327
- / 457 / Takada J., Shimizu M., Adachi M.: High Temperature Deformation of Copper-Silica Alloy Single Crystals, J. Jpn. Inst. Met., 45 (1981), 977-983
- / 458 / Takada J., Adachi M., Miyawaki S.Y., Kamata K.: High Temperature Deformation of (001) Single Crystals in Cu-Al₂O₃ Alloy, Trans. Jpn. Inst. Met., 25 (1984), 784-796
- / 459 / Takahashi.S., Ikeno S.: The High Temperature Creep of Dispersion Strengthened Ni-Al₂O₃ Alloy, Proc. of Progress in Science and Engineering of Composites, Tokyo, 25.-28. Okt. 1982, Jap. Soc. for Composite Materials, Vol. 2, 1982, 1391-1398
- / 460 / Takao Y., Chou T.W., Taya M.: Effective Longitudinal Young's Modulus of Mis-oriented Short Fiber Composites, J. Appl. Mech., 49(1982),536-540
- / 461 / Tare V.B., Wagner J.B.: Electrical Conductivity in Two Phase Ni-Nickel Oxide Mixtures and Conductivity of Nickel Oxide at the Nickel-Nickel Oxide Phase Boundary, J. Appl. Phys., 54 (1983), 6459-6462
- / 462 / Taylor A.G., Thurstans R.E., Oxley D.P.: The Effect of Composition and Sheet Resistance on the Strain Sensitivity of Cr-SiO Cermet Films, J. Phys. E, 17 (1984), 755-759
- / 463 / Taylor G., Lalevic B., Slusark W.: Properties of Metal-Dielectric Codeposited Films, Thin Solid Films, 39 (1976), 165-174
- / 464 / Tekippe V.J., Busta H.: Optical Analysis of Thin Film Cermets, Bull. Am. Phys. Soc., 25 (1980), 415
- / 465 / Thornton J.A.: Vacuum Deposited Selective Absorber Coatings f. Solar Receivers, Proc. of Specialized Cleaning, Finishing and Coating Seminar, Los Angeles, 5.-6. Feb. 1980, Am. Soc. Met., Ohio, 1981, 317-331
- / 466 / Thornton J.S., Yenawine D.L., Thomas A.D.: Flexural Properties of Aluminum-Aluminum Oxide Sandwich Composites, J. Compos. Mater., 3 (1969), 182-185
- / 466a/ Tinklepangh J.R., Crandall W.B.: Cermets, Reinhold Publishing Co., N.Y., 1960
- / 467 / Tolochko S.P., Vecher A.A., Kononyuk I.F., Makhnach L.V., Yashchuk S.S.: Variation of the Electrical Resistivity of Materials of the Ni-Cr-Alloy/Magnesia System with Composition and Method of Preparation, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 17 (1978), 443-446
- / 468 / Tomsia A.P., Feipeng Z., Pask J.A.: Wetting Behaviour in the Iron-Silver System, Acta Metall., 30 (1982), 1203-1208

- / 469 / Tong K.Y., Lam Y.W.: Difficulties in Observing Direct Optical Excitation of Si-SiO₂ Interface States, *J. Phys.*, 9 (1976), 9-11
- / 470 / Tressler R.E., Moore T.L.: SEM Study of Sapphire Filament Reinforced Metals, Paper from Scanning Electron Microscopy, IIT Res. Inst., Chicago, 1970, 355-360
- / 471 / Tressler R.E., Moore T.L.: Mechanical Property and Interface Reaction Studies of Titanium-Alumina Composites, *Metals. Eng. Quart.*, 11 (1971), 16-22
- / 472 / Tressler R.E., Moore T.L., Crane R.L.: Reactivity and Interface Characteristics of Ti-Alumina Composites, *J. Mat. Sci.*, 8 (1973), 151-161
- / 473 / Tu K.N., Libertini S.H.: Wetting of Quartz Surfaces by Au-Si Eutectic Melt, *J. Appl. Phys.*, 48 (1977), 420-421
- / 474 / Tummala R.R., Friedberg A.L.: Thermal Expansion of Cermets Containing Uranium Dioxide, *J. Nuclear Mat.*, 32 (1969), 354-356
- / 475 / Tweed C.J., Hansen N., Ralph B.: Grain Growth in Samples of Aluminum Containing Alumina Particles, *Metall. Trans. A.*, 14 (1983), 2235-2243
- / 476 / Ulman D.A., Henneke E.G.: Nondestructive Evaluation of Damage in FP/Aluminum Composites, *Proc. of Composite Materials: Testing and Design*, Phoenix, 12.-13. 1981, Amer. Soc. for Testing and Materials, Philadelphia, 1982, 323-342
- / 477 / Uritsky V.Y., Konorov P.P.: Surface States and Built-In Charge in Si-SiO₂ Systems, *Sov. Phys. Semicond.*, 8 (1975), 1055-1056
- / 478 / Vaidyanatha I.J., Gadgil S.B., Sharma A.K., Gupta B.K., Agnihotri O.P.: Cr₂O₃-Cr Composite Selective Absorbers Produced by the Ebonizing Process, *Sol. Energy Mat.*, 6 (1981), 113-121
- / 479 / Valentine T.M.: On the Use of Critical Energy Techniques for the Measurement of Surface Energies of Ceramics, Pt. 1, Constant Temperature Method, *Mater. Sci. Eng.*, 30 (1977), 205-210
- / 480 / Vien T.K., Sella C., Lafait J., Berthier S.: Preparation and Properties of Selective Coatings of Platinum-Al₂O₃ Coatings for Photothermal Conversion at High Temperatures, *Proc. of Plasma and Cathodic Sputtering*, 4th Intern. Coll., Nice, 13.-17. Sep. 1982, Societe Francaise du Vide, 1982, 337-342
- / 481 / Visomblin G., Tchoubar D.: Premetallizing of High Alumina Ceramics, *Ceramurgia Int.*, 4 (1978), 99-103
- / 482 / Vlasyuk R.Z., Lugovskaya E.S., Radomyselsky I.D.: Microstructure of Metal-Glass Mixtures, *Sov. Powder Met. Metall. Ceram.*, 75 (1969), 221-226
- / 483 / Vlasyuk R.Z., Radomyselsky I.D.: Behavior of Glass in the Sintering of Metal-Glass Materials, *Sov. Powder Metall. Met. Ceram.*, 83 (1969), 890-896

- / 484 / Vlasyuk R.Z., Radomyselsky I.D.: Crystallization Processes in the Silicate Phase During the Sintering of Metal-Glass Materials, Sov. Powder Metal. Met. Ceram., 10 (1971), 526-531
- / 485 / Vlasyuk R.Z., Radomyselsky I.D.: Interrelationship between the Structure and Properties of Metal-Glass Materials, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 16 (1977), 25-27
- / 486 / Wagner H.J.: Fiber-Reinforced Metals, Dmic. Rev., 5 (1967), Battelle Memorial Institute, Columbus
- / 487 / Waldron M.B.: The Production of Cermets Containing a Relatively Large Amount of Dispersed Phase, Powder Met., 20 (1967), 288-306
- / 487a/ Walpole L.J.: On the Overall Elastic Moduli of Composite Materials, J. Mech. Phys. Solids, 17 (1969), 235-251
- / 487b/ Wang F.F.Y.: Calculation on the Elastic Moduli of Binary Composites, Materials Science and Engineering, 7 (1971), 109-113
- / 488 / Watkins R.V., Scruggs D.M., Machlin I.: Ductility and Mechanical Properties of Alloyed Chromium Composites, TMS Paper Selection, The Metallurgical Society of Aime, N.Y., 1969
- / 489 / Watson M.D., Hill D.N., Chapman A.T.: Solidification Behaviour of Stabilized ZrO₂-W, J. Am. Ceram. Soc., 53 (1970), 112-113
- / 490 / Webster D.: Properties and Microstructure of Metal Matrix Composites, Proc. of Advances in Composite Materials, Vol. 2, Conf., Paris, Aug. 1980, 1165-1176
- / 491 / Weil N.A.: Parametric Effects Governing the Mechanics of Ceramic Materials, Paper from High Temperature Technology, 1964, Butterworth and Co., London, 189-233
- / 492 / Weiss W.: Benetzungseigenschaften und mechanische Festigkeit bei Glas-Metall Verschmelzungen, Glastechnische Berichte, Zeitschrift für Glaskunde, 29 (1956), Heft 10
- / 493 / Wenzel W., Gudenau H.W., Mey P.: Verbundwerkstoffe aus Eisenschwamm und Glas, Mitt. Inst. Eisenhüttenwesen Tech. Univ. Aachen, 25 (1976)
- / 494 / White C., Foster J.: Factors Affecting the Entrapment of Alumina Particles During the Electrodeposition of Copper, Trans. Inst. Met. Finish, 59 (1981), 8-12
- / 495 / Whittenberger J.D.: Elevated Temperature Mechanical Properties and Residual Tensile Properties of Two Cast Superalloys and Several Nickel-Base Oxide Dispersion Strengthened Alloys, Metal. Trans. A, 12 (1981), 193-206
- / 496 / Wolff L.R., Heijnen C.J., Wouw G.P.: Cr₂O₃, Al₂O₃ -Mo as a Thermionic Emitter Material, High Temp. High Pressures, 12 (1981), 69-77

- / 496a / Wu T.T.: The Effect of Inclusionshape on the Elastic Moduli of a Two-Phase Material, Int. J. Solids Structures, 2 (1966), 1-8
- / 497 / Wyon C., Valignat J.: Cermet Cr-Al₂O₃ Production by Reactive Sputtering, Proc. of Plasmas and Cathodic Sputtering, Fourth International Colloq., Nice, 13.-17. Sept. 1982, Societe Francaise du Vide, Paris, 355-359
- / 498 / Yan D., Blairs S.: Wetting of Alumina by Cu-Ag Brazing Alloys, Proc. of Metals Technology Conference, Melbourne, Australian Institute of Metals, 1976
- / 499 / Yeh R.H.T.: Variational Bounds of the Elastic Moduli of Two-Phase Materials, J. Appl. Phys., 42 (1971), 1101-1103
- / 500 / Yokoyama H., Niwa K., Murakawa K.: Conductors for Multilayer Ceramic Circuit Boards, Fujitsu Sci. Tech. J., 16 (1980), 135-150
- / 501 / Yoshida K.: Structural Magnetoresistance of Indium Containing Granular Glass, J. Phys. F (GB), 11 (1981), 245-248
- / 502 / Yudin B.A., Kolesnikov V.N., Bragin V.P.: Effect of Processing Conditions on the Properties of Silver-Cadmium Oxide Composite Materials, Sov. Powder Metall. Met. Ceram., 86 (1970), 145-150
- / 503 / Zantout B., Das A.A., Franklin J.R.: Squeeze-Cast Aluminium-Matrix Composite: Strength at Higher Temperature, Proc. of The Metallurgy of Light Alloys, Loughborough Univ., 24.-26. Mrz. 1983, The Institut. of Metallurgists, London, 1983, 215-221
- / 504 / Zedalis M., Fine M.E.: The Effect of Aluminium Oxide Particles and Precipitate Type on Near-Threshold Fatigue Crack Propagation Rate in P/M Aluminium Alloys, Scr. Metall., 16 (1982), 1411-1414
- / 505 / Zincke A., Technologie der Glasverschmelzung, Akademische Verlagsgesellschaft, Leipzig, 1961
- / 506 / Zweben C., Rosen B.W.: Statistical Theory of Material Strength with Application to Composite Materials, J. Mech. Phys. Solids, 18 (1970), 189-206

6. Anhang

Verzeichnis der Anhänge

- 6.1 Bibliographie über Oxid-Cermets
- 6.2 Informationen zur programmierten Berechnung der Grenzkurven
- 6.3 Informationen zur programmierten Berechnung des Elastizitätsmoduls anhand der aus der Literatur bekannten Modellgleichungen
- 6.4 Informationen zur programmierten Berechnung des Elastizitätsmoduls anhand des "neuen" Modellansatzes
- 6.5 Stereologische Gleichungen zur Berechnung der Achsenverhältnisse von Rotationsellipsoiden und des Orientierungsfaktors
- 6.6 Selektionsverfahren bezüglich der modellmäßigen Substitution realer Teilchen durch abgeplattete oder gestreckte Rotationsellipsoide
- 6.7 Kurvenanpassung mit Spline-Funktion
- 6.8 Meßgrößen aus dem Zugversuch nach DIN 50 145
- 6.9 Tabellen mechanischer Eigenschaftswerte aus den Zugversuchen
- 6.10 Gefüge - Elastizitätsmodul - Korrelation
- 6.11 Die Verteilung der Phasen / der Verteilungsgrad
- 6.12 Gaskontrastieren von mehrphasigen Verbundwerkstoffen

6.1 Bibliographie über Oxid-Cermets

6.1.1 Metallische Matrizes

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Ag	Al ₂ O ₃		Sputtern	gemeinsames Sputtern		179
Ag	Al ₂ O ₃		PT, Flüssigmetallinfiltration	Einfluß von Additiven auf mech. Eigenschaften	erosionsbest. Werkstoffe	365
Ag	BiO		PT, innere Oxidation	Fertigungsprozeß	el. Kontakte	426
Ag	CdO			Verschweißbarkeit	el. Kontakte	324
Ag	CdO	15 Gew. %	PT	el. Leitfähigkeit	el. Kontakte	6
Ag	CdO	10-15 Gew. %	PT, innere Oxidation	Abbranduntersuchungen	el. Kontakte	232/454 455
Ag	CdO		PT, Verschweißen	Vorteile dieser Materialkombination	el. Kontakte	208
Ag	CdO	10-15 Gew. %	PT, Strangpressen	Substitution von CdO durch andere Oxide	el. Kontakte	443 441
Ag	CdO		PT, chemische Reaktion	Fertigungsprozeß	el. Kontakte	502
Ag	CdO	6-12 Gew. %	PT, ST, innere Oxidation	verschiedene Herstellverfahren	el. Kontakte	410
Ag	CuO	10 Gew. %	PT	el. Leitfähigkeit	el. Kontakte	6
Ag	In ₂ O ₃	3 Gew. %	PT, innere Oxidation	Fertigungsprozeß	el. Kontakte	425
Ag	In ₂ O ₃		PT, innere Oxidation	Abbrandverhalten	el. Kontakte	454/455
Ag	"MeO"		PT, innere Oxidation	Erprobung verschiedener Metalloxideinlagerungen	el. Kontakte	410 411
Ag	MgO		PT	Benetzung, Haftung		141
Ag	PbO		ST	Benetzung		303
Ag	SiO ₂	0-50 Vol. %	Sputtern	el. Widerstand	Solarabsorber	83
Ag	SnO ₂	8 Gew. %	PT, innere Oxidation	Fertigungsprozeß	el. Kontakte	425/426
Ag	SnO ₂		PT, innere Oxidation	Abbrandverhalten	el. Kontakte	454/455
Ag	SnO ₂	3,4-20 Gew. %	PT, Strangpressen	Ausschalt- und Einschaltabbrand	el. Kontakte	377
Ag	SnO ₂			Verschweißbarkeit	el. Kontakte	324/441
Ag	Ta ₂ O ₅	15 Gew. %	chemische Reaktion	Fertigungsprozeß	el. Kontakte	285
Al	Al ₂ O ₃	≤60 Vol. %	Flüssigmetallinfiltration	mechanische Eigenschaften E-Modul		44
Al	Al ₂ O ₃	0-50 Vol. %	Flüssigmetallinfiltration, PT, HP	Haftung, Rißausbreitung	Raumfahrt, Fahrzeugbau	456
Al	Al ₂ O ₃	0-30 Gew. %	Kaltstrangpressen	mech. Eigenschaften	Leichtteile im Motorenbau	169
Al	Al ₂ O ₃	4-14 Gew. %		Kerbschlagtoleranzen		378
Al	Al ₂ O ₃			Kriechverhalten		279
Al	Al ₂ O ₃		PT, Walzen	Gefügestruktur nach Kaltwalzen		23
Al	Al ₂ O ₃		Beschichten mittels Elektronenstrahlkanone, (Bedampfen)	mech. Eigenschaften		438
Al	Al ₂ O ₃		ST, PT	Bruchfestigkeit		260
Al	Al ₂ O ₃			Kompressionsversuche		361
Al	Al ₂ O ₃		Sandwichttechnik, anodisches Beschichten	mech. Eigenschaften 3-Punkt-Biegeversuch		466
Al	Al ₂ O ₃	8 Vol. %	PT	E-Modul		128a

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Al	Al ₂ O ₃	12-24 Gew.%	Flüssigmetallinfiltration	mechanische Eigenschaften E-Modul		81
Al	Al ₂ O ₃	0- 7 Gew.%	PT	Kriechverhalten, Rißausbildung		52
Al	Al ₂ O ₃			mechanische Eigenschaften		238
Al	Al ₂ O ₃			therm. Belastung, mech. Eigenschaften		337
Al	Al ₂ O ₃	0- 5 Gew.%	PT	Verschleiß		450
Al	Al ₂ O ₃		Flüssigmetallinfiltration	Modellansatz für mech. Eigenschaften		163
Al	Al ₂ O ₃		ST	zerstörungsfreie Untersuchungsmethoden		408
Al	Al ₂ O ₃			Verbesserung des Benetzungsverhaltens durch Legierungsbildung		275
Al	Al ₂ O ₃		PT	Temperaturbeständigkeit Korrosionsbeständigkeit	Turbinen- Motorenbau	399
Al	Al ₂ O ₃		ST, Faserbeschichtung, Flüssigmetallinfiltration	Module in Faserrichtung	Luftfahrt, Leichtbauweise	272
Al	Al ₂ O ₃	0,5-10 Gew.%	ST	Gußtechnik	hochver- schleißfeste Werkstoffe	451
Al	Al ₂ O ₃	10-30 Vol.%	ST, Einrühren in der Schmelze	Fertigungsprozeß		152
Al	Al ₂ O ₃		PT, HP, Plasmaspritzen	Fertigungsprozeß, E-Modul		300
Al	Al ₂ O ₃			mech. Eigenschaften	Leichtbau- weise, Luft- fahrtindustrie	202
Al	Al ₂ O ₃			Ultraschalluntersuchungen Porosität		253
Al	Al ₂ O ₃	20 Gew.%	ST, Ziehen	chem. u. therm. Tests	Drahther- stellung	177
Al	Al ₂ O ₃		Flüssigmetallinfiltration	Korrosionsuntersuchungen	Leichtbau- weise, Fahr- zeugbau	277
Al	Al ₂ O ₃		ST, PT, Walzen	Dünnschichttechnologie	dünne Folien	25
Al	Al ₂ O ₃			mechanische Eigenschaften	Turbojet- Maschinen	11
Al	Al ₂ O ₃			zerstörungsfreie Werkstoffprüfung		476
Al	Al ₂ O ₃	≤55 Vol.%	Flüssigmetallinfiltration	Festigkeit bei therm. Beanspruchung		436
Al	Al ₂ O ₃		ST	mechanische Eigenschaften		259
Al	Al ₂ O ₃		thermische Oxidation Plasmaoxidation	photoel. Messungen, Tunneleffekt		174
Al	Al ₂ O ₃		thermisches Bedampfen	Strom-Spannungs-Charakteristik	Anodenmaterial	46
Al	Al ₂ O ₃	30-50 Vol.%		mechanische Eigenschaften	Leichtbauweise zur Kraftstoff- einsparung	333
Al	Al ₂ O ₃	12 Vol.%	ST	mechanische Eigenschaften		61
Al	Al ₂ O ₃	20 Gew.%	PT	Verschleißuntersuchungen	Energiewirt- schaft, Leicht- bauweise	41
Al	Al ₂ O ₃		Flüssigmetallinfiltration	mechanische Eigenschaften E-Modul	Raumfahrt, Triebwerke	339/338
Al	Al ₂ O ₃		PT	Ausscheidungshärtung		70
Al	Al ₂ O ₃	55 Gew.%		E-Modul, therm. Leitfähigkeit		490
Al	Al ₂ O ₃	<20 Gew.%	PT	Kornwachstum		420
Al	Al ₂ O ₃	0,1-12 Gew.%	PT	Rekristallisation		22
Al	Al ₂ O ₃		PT, HP, mech. Legieren	Oxidverteilung in den Alu-Partikeln		155
Al	Al ₂ O ₃	30-60 Vol.%	Flüssigmetallinfiltration	E-Modul		72

Matrix	Dispergent	c _p	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Al	Al ₂ O ₃		ST,	Verschleißtests	verschleiß-feste Werkstoffe	449
Al	Al ₂ O ₃		Induktionsschmelzen	Reaktionen zwischen Oxide und Matrix	Leichtbauweise	205
Al	Al ₂ O ₃	≤30 Gew.%	PT, Kaltstrangpressen	mechanische Eigenschaften	verschleiß-feste Werkstoffe	170
Al	Al ₂ O ₃		PT	Rißausbildung		504
Al	Al ₂ O ₃		PT	Kornwachstum in Einlage- rungsgefügen		475
Al	Al ₂ O ₃		PT, Strangpressen, mech. Legieren	Feinstruktur, Fertigungs- prozeß		431
Al	Al ₂ O ₃	0-16 Gew.%	PT, Oberflächenoxi- dation von Pulvern	Zugfestigkeit in Abhängig- keit vom Oxidanteil		60
Al	Al ₂ O ₃ / MgO		ST	Benetzung Metall-Oxid		212
Al	Al ₂ O ₃ / SiO ₂		Fasergewinnung aus organischen Fasern	mechanische Eigenschaften		1
Al	Al ₂ O ₃ / SiO ₂	0- 9 Gew.%	PT, Ultraschalldis- pergiermethode	mechanische Eigenschaften mittels Ultraschall		376
Al	Al ₂ O ₃ / SiO ₂			Abriebbeständigkeit	Kolben für Verbrennungs- motoren	105
Al	CeO ₂		Bedampfen	Reflexionskoeffizient		104
Al	Glas	0-30 Gew.%	PT, Strangpressen	Festigkeit		289
Al	Glas		ST,PT, Strangpressen	Einfluß der Faserver- stärkung		36
Al	Glas	0-45 Gew.%	PT, HP	Kriechverhalten		396
Al	Glas	0- 8 Gew.%	ST, Einrühren	Fertigungsprozeß		235
Al	Glas	6-45 Vol.%	PT	viskoplastisches Verfor- mungsverhalten		398
Al	Glas			E-Modul, Haftung		196
Al	Glas	0-30 Vol.%	Strangpressen, Hämmern	mechanische Eigenschaften, E-Modul		221
Al	Glas	0-70 Vol.%	Strangpressen, Ziehen	mechanische Eigenschaften, E-Modul		35
Al	Glas		Strangpressen	Zugfestigkeit, Korrosions- widerstand		13
Al	Glas			Thermoschockverhalten		266
Al	SiO ₂		ST	Benetzungsverhalten		264
Al	TiO ₂ ZrO ₂	≤ 4 Gew.%	ST	Benetzungsverhalten		18
Al	U ₃ O ₈	70 Gew.%	PT, Strangpressen	Fertigungsprozeß	Brennstoff für Nieder- temperatur- reaktoren	33
Al	U ₃ O ₈	0-54 Vol.%	PT	Fertigungsprozeß	Brennplatten Brennelemente	128
Al/Cr	Al ₂ O ₃		ST, Plattiern	Beschichtungstechnik		231
Al/Cu	Al ₂ O ₃		ST, PT	mechan. Eigenschaften		503
Al/Mg	Al ₂ O ₃			Einfluß von Poren auf die Zugfestigkeit		153
Al/Mg	Al ₂ O ₃		ST	Reaktion an der Faserober- fläche		298
Al/Mg	Al ₂ O ₃		PT	Haftungsverbesserung		433
Al/Mg	Al ₂ O ₃	≤ 23 Vol.%	ST	Benetzungsverhalten E-Modul	Transport, Kommunika- tionstech- nik	380
Al/Mg	Glas		Kaltpressen	Modellansatz für mech. Eigenschaften		424
Al/Mg	Oxid- faser	50-60 Vol.%	Flüssigmetallinfil- tration	mechanische Eigenschaften	Leichtbau- weise/Mo- torenbau	249

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Al/Mg	SiO ₂	2 Gew. %	ST	Zugfestigkeit, Verschleiß		389
Al/Si	Glas	10-50 Gew. %	PT, Sintern	el. Widerstand	Leitermaterial bei Mikroschaltungen	230
Au	Al ₂ O ₃		Reaktionssputtern	phys. Eigenschaften		306
Au	Al ₂ O ₃		Sputtern	Sekundärelektronenemission	Solarzellen	241
Au	Al ₂ O ₃		Vakuuminfiltration	Fertigungsprozeß		72
Au	Al ₂ O ₃		PT, Flüssigphasen-infiltration	Einfluß von Additiven auf mech. Eigenschaften	erosionsbeständige Materialien	365
Au	BaTiO ₃		Sputtern	Sekundärelektronenemission	Solarzellen	241
Au	Glas			Benetzung, el. Widerstand	Leitpasten	500
Au	Glas		ST	Benetzung		303
Au	Glas	0-30 Vol. %	PT, Sintern	Benetzung, Fertigungsprozeß	Münzronden	311
Au	MgO	75 Gew. %	Sputtern	Herstellung dünner Schichten	Emitter für Sekundärelektronen	329
Au	SiO	0-100 Vol. %	Sputtern	el. Widerstand bei Matrixwechsel		316
Au	SiO ₂	0-50 Vol. %	Sputtern	el. Widerstand	Solarabsorber	83
Au	SiO ₂	13-83 Gew. %	Sputtern	Transmissions- und Reflexionsmessungen		463
Au	Ta ₂ O ₅		Sputtern	Sekundärelektronenemission		241
Ba	Al ₂ O ₃	5-50 Vol. %		mech. Eigenschaften, E-Modul		270
Be	BeO		ST, PT	Härten, Temperaturbehandlungen		4
Co	Al ₂ O ₃ /Glas		ST	gerichtete Erstarrung	temperaturbeständige Werkstoffe	180
Cr	Al ₂ O ₃	35-80 Vol. %	ST	E-Modul		261a/466a
Cr	Al ₂ O ₃		Reaktionssputtern	Herstellungsparameter zur Beschichtung		497
Cr	Al ₂ O ₃	16-32 Gew. %		mech. Eigenschaften Thermoschockverhalten		353
Cr	Al ₂ O ₃	0,2-0,3 Gew. %	Galvanotechnik	Korrosionsuntersuchungen	Beschichtung von Kolbenringen	379
Cr	CeO ₂	≤ 5 Gew. %	Elektrolyse	Fertigungsprozeß		225
Cr	Cr ₂ O ₃	50 Vol. %	PT	Korrosionsverhalten Verschleißfestigkeit	Strangpreßmatrizen, Schutzrohre	191
Cr	Glas/SiO ₂		ST	gerichtete Erstarrung	temperaturbeständige Werkstoffe	180
Cr	LaCrO ₂	60 Gew. %	PT, Explosionsverdichten	el. Widerstand, therm. Leitfähigkeit		10
Cr	MgO		PT	mech. und therm. Belastbarkeit	Hochtemperaturanwendungen	437
Cr	MgO	3- 6 Gew. %	PT	Festigkeitssteigerung		488
Cr	MgO	5 Gew. %	PT, Sintern	Oxidationsverhalten	temperaturbeständige Werkstoffe	16
Cr	SiO	0-100 Vol. %	Sputtern	el. Widerstand bei Matrixwechsel		316
Cr	SiO		Sputtern	el. Widerstand		462
Cr	SiO ₂	5-91 Gew. %	Sputtern	opt. Transmission- und Reflexionsmessungen		463
Cr	SiO ₂	30 Gew. %	Bedampfen	el. und Struktur-Eigenschaften		282
Cr	SiO ₂	20-30 Vol. %	Sputtern	el. Widerstand		335

Matrix	Dispergent	c _p	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Cr	UO ₂	10-65 Vol.%	PT	mech. Eigenschaften	nukleare Brennelemente	312
Cr	UO ₂			Gefügeoptimierung		452
Cr	WO ₃	20-30 Vol.%	Sputtern	el. Widerstandsmessungen		335
Cr	YCrO ₃	40 Gew.%		Oxidationswiderstand	Wärmetauscher in Hochtemperatursystemen	29
Cu	Al ₂ O ₃	1,5 Vol.%	PT, Strangpressen	Strangpreßtexturen		37
Cu	Al ₂ O ₃		PT, Kaltwalzen	Verformung des Gefüges beim Umformen		15
Cu	Al ₂ O ₃		Flüssigmetallinfiltration	Fertigungsprozeß		72
Cu	Al ₂ O ₃	0,2- 4 Vol.%	PT, Walzen	Umformung		217
Cu	Al ₂ O ₃		ST	Zugversuche		65
Cu	Al ₂ O ₃		PT, Sintern	innere Oxidation		60
Cu	Al ₂ O ₃	2,1-7,3Vol.%	isost. HP	mech. Eigenschaften		188
Cu	Al ₂ O ₃	0,5-5 Gew.%	PT	mech. Eigenschaften		226
Cu	Al ₂ O ₃		PT, innere Oxidation	plastisches Verhalten	Beschichtungen	168
Cu	Al ₂ O ₃		Elektrolyse	Relation zwischen el. Stromdichte und Partikelzusammensetzung		494
Cu	Al ₂ O ₃	0,2-0,8Vol.%	PT, innere Oxidation	Verformungsverhalten		458
Cu	BeO	1,8 Vol.%	PT, innere Oxidation	Verhalten unter thermischer Belastung		51
Cu	CuO		reaktives Ionenstrahlputtern	optische Eigenschaften	Speicherung optischer Informationen	190
Cu	Glas	1-50 Vol.%	PT, Strangpressen	plastische Eigenschaften		34
Cu	Glas			Benetzung, el. Widerstand	Leitpasten	500
Cu	Oxide			Einfluß von Zweitphasen auf mech. Eigenschaften		112
Cu	SiO ₂		ST	Zugversuche		65
Cu	SiO ₂	1-13 Gew.%	Sputtern	opt. Transmissions- und Reflexionsmessungen		463
Cu	SiO ₂			Erholungskriechen, Kriechverhalten		336
Cu	SiO ₂		PT	Spannungsfreiglühen		292
Cu	SiO ₂	0,5-1 Vol.%		mech. Eigenschaften, Zugversuche		457
Cu/Ag	Al ₂ O ₃			Benetzung	el. Durchführungen	498
Cu/W	Cr ₂ O ₃ Al ₂ O ₃		PT	Grenzflächenenergien		218
Cu/Zn	SiO ₂	15-35 Gew.%	Sputtern	opt. Transmissions- und Reflexionsmessungen		463
Cu/Zn	SiO ₂		PT	Verfestigungsmechanismus		401
Fe	Al ₂ O ₃			Haftung		132
Fe	Al ₂ O ₃	0- 2 Vol.%	Vakuumkondensation	Zugversuche, mech. Eigenschaften		295
Fe	Al ₂ O ₃		PT,			26
Fe	Al ₂ O ₃	3- 6 Vol.%		Verfestigungsmechanismus		278
Fe	Al ₂ O ₃			mech. Eigenschaften	Turbojet-Maschinen	11
Fe	Al ₂ O ₃ / Gläs		ST	gerichtet erstarrte Eutektika	temperaturbeständige Werkstoffe	180
Fe	Fe ₂ O ₃		Bedampfen	Koerzitivfeldstärke	magn. Speicher, mag. Filme	406
Fe	Glas	0-20 Vol.%	PT, Sintern	mech. Eigenschaften Grenzkurven	Nitrierhärtable Eisen-sinterteile	246

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Fe	Glas		PT, Flüssigglasinfiltration	mech. Eigenschaften		28
Fe	Glas		PT, Strangpressen	plastische Eigenschaften		34
Fe	Glas	5-60 Gew.%	PT, Schmieden	mech. Eigenschaften		493
Fe	Glas	0-45 Vol.%	PT, Sintern	Feldeigenschaften	Magnetkerne	309
Fe	Glas	0-60 Vol.%	Strangpressen	mech. Eigenschaften E-Modul		2
Fe	Glas	5 Gew.%	PT	Einfluß des Glases auf den Sintervorgang		483
Fe	Glas	5 Gew.%	PT	Reaktionen zwischen den Komponenten		482
Fe	Glas	1-10 Gew.%		Verschleißfestigkeit		240
Fe	Glas		PT	Festigkeitssteigerung		485
Fe	Glas	0,5-12 Gew.%	PT	Verformbarkeit		27
Fe	Glas	0-25 Vol.%	PT	Fertigungsprozeß, mech. Eigenschaften	Nitrierhärtable	310
Fe	Glas	0-12 Gew.%	PT, Sintern	E-Modul		229a
Fe	TiO ₂	3 Gew.%	PT, isost. Pressen	quantitative Gefügeanalyse		110
Fe	ZrO ₂	0-2 Vol.%	Vakuump Kondensation	mech. Eigenschaften		295
Fe/Cu	Glas		PT	Einfluß des Kupfers als Additiv		375
In	CeO ₂		Bedampfen	opt. Eigenschaften, Reflexionskoeffizient		104
In	Glas	2,7-13 Vol.%		mag. Widerstandänderung		501
In	In ₂ O ₃		Sputtern	el. Leitfähigkeit		130
In	In ₂ O ₃		Ionenstrahl-sputtern	Phasenumwandlungen TEM-Untersuchungen		189
In	InO _x		reaktives Ionenstrahl-sputtern	optische Eigenschaften	Speicherung opt. Informationen	190
Inconel	Y ₂ O ₃		PT, isost. HP, Strangpressen	Kornwachstum	Hochtemperaturanwendung	432
Inconel	Y ₂ O ₃		PT, mech. Legieren	Kornwachstum		176
Li	SiO ₂		PT	Reaktionen mit Li, Ionenleitfähigkeit		372
Metall	Al ₂ O ₃	≥98 Vol.%	PT, chem. Abscheiden	metallische Beschichtung von Keramikpartikeln		290
Metall	Glas		PT, Kaltpressen	Pressen von Metall-Glas-Pulver		382
Metall	Glas	0-12 Gew.%	PT	Viskosität, Sinterparameter		383
Metall	Glas	1-7 Gew.%	PT, ST	Viskosität, Sinterstudien		381
Metall	Glas		PT, ST	Kristallisation des Glases		404
Metall	Keramik			Technologien, Gefügestrukturen		261
Metall	Metall-oxid		PT, Sintern	Kathodensputtern	Leichtmaschinenbau	157
Metall	MgO Al ₂ O ₃		Warmstrangpressen	Steigerung der mech. Eigenschaften		214
Metall	MgO Fe ₂ O ₃					290
Metall			ST	Grenzflächenenergien, Benetzungsverhalten	Hartstoffmischkristalle	161
Mg	Al ₂ O ₃	35-55 Vol.%	Flüssigmetallinfiltration	mech. Eigenschaften		178
Mg	Al ₂ O ₃	35-55 Vol.%	Flüssigmetallinfiltration	bruchmechanisch Untersuchungen		73
Mg	Al ₂ O ₃	55 Vol.%		Ermüdungsverhalten nach therm. Zyklen	Raumfahrt	45
Mg	Al ₂ O ₃	0-60 Vol.%	Flüssigmetallinfiltration	mech. Eigenschaften, E-Modul		44
Mg	Al ₂ O ₃	≤30 Vol.%	ST, Einrühren	Steigerung der Verschleißfestigkeit	Leichtbauweise	32

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Mg	Al ₂ O ₃			Reaktionen zwischen Matrix und Dispergent		17
Mg	Al ₂ O ₃		ST	zerstörungsfreie Untersuchungsmethoden		408
Mg	MgO	≤30 Vol.%	ST, Einrühren	Steigerung der Verschleißfestigkeit	Leichtbauweise	32
Mg	SiO ₂			Reaktionen zwischen Matrix und Dispergent		17
Mg/Zn/Re	Al ₂ O ₃	35-55 Vol.%	Flüssigmetallinfiltration	mech. Eigenschaften		355
Mn	SiO	0-78 Vol.%	Bedampfen	el. Widerstand		69
Mn	SiO	47 Vol.%	Bedampfen	el. Widerstand		68
Mo	Al ₂ O ₃	5-70 Gew.%	PT	Härte	temperaturbeständige Werkstoffe	58
Mo	Al ₂ O ₃	≥30 Vol.%	PT	Festigkeitswerte	Hochtemperaturwerkstoffe	114
Mo	Al ₂ O ₃	10-80 Vol.%	PT	Temperaturleitfähigkeit		117
Mo	Al ₂ O ₃	80 Gew.%	PT, HP	therm. Dauerfestigkeit	feuerfestes Material	222
Mo	Al ₂ O ₃			el. Leitfähigkeit	Elektrodenmaterial zum Schweißen	115
Mo	Al ₂ O ₃		PT, HP	mech. Eigenschaften		223
Mo	Al ₂ O ₃		PT	allgem. Übersicht	Schneidwerkzeuge	224
Mo	Al ₂ O ₃	50 Gew.%	PT, isost. Pressen	Haftung zur Kupferleitung	el. Durchführung	233
Mo	Ca ₂ O ₃		PT	Reaktionen der Komponenten	Kontainer für Hochtemperaturbrennelemente	106
Mo	Cr ₂ O ₃		PT, ST	gerichtete Erstarrung, induktive Wärmebehandlung		78
Mo	Glas		ST	Haftung, Benetzungseigenschaften		492
Mo	Glas/Al ₂ O ₃		ST	gerichtete Erstarrung	temperaturbeständige Werkstoffe	180
Mo	UO ₂	25-95 Vol.%	PT	E-Modul	nukleare Brennelemente	368a
Mo	UO ₂	10-65 Vol.%	PT	mech. Eigenschaften	nukleare Brennelemente	312
Mo	UO ₂	0-60 Vol.%	PT	therm. Ausdehnung, mech. Eigenschaften, E-Modul	nukleare Brennelemente	392
Mo	UO ₂	70-94 Vol.%		Gefügeoptimierung	nukleare Brennelemente	452
Mo	UO ₂		PT	therm. Leitfähigkeit	nukleare Brennelemente	156
Mo	UO ₂	5-75 Vol.%	PT	E-Modul	nukleare Brennelemente	143a
Mo	UO ₂		isost. HP	Schlagzähigkeit, Biegefestigkeit	nukleare Brennelemente	62
Mo	UO ₂			Mikroanalyse mittels Röntgentechnik	nukleare Brennelemente	154
Mo	UO ₂	55 Vol.%	PT, HP	isothermer E-Modul	nukleare Brennelemente	80
Mo	ZrO ₂	5-70 Gew.%	PT	Härtemessungen	temperaturbeständige Werkstoffe	58
Mo	ZrO ₂	10 Gew.%	PT, HP	therm. Dauerfestigkeit	feuerfestes Material	222
Mo	ZrO ₂	15-60 Vol.%	PT, isost. Pressen	Fertigungsprozeß, Aufbau, Eigenschaften, E-Modul	hochwarmfeste Werkstoffe "Cermotherm"	374
Mo	ZrO ₂	5 Vol.%	PT	Wechselwirkungen		139
Mo	ZrO ₂	40-60 Vol.%	PT, Sintern	E-Modul	Thermoelement-Schutzrohre "Cermotherm"	446a

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Mo	ZrO ₂ / Al ₂ O ₃	50 Vol.%	PT	Oxidationsverhalten Verschleißfestigkeit	Strangpress- matrizen, Schutzrohre	191
Mo/Mn	Al ₂ O ₃			Haftung	Vormetalli- sierung von Metall-Oxid- Übergängen	481
Nb	Al ₂ O ₃	25 Vol.%	PT,HP	Haftung, Ribbildung		439
Nb	Al ₂ O ₃			mech. Eigenschaften bei hohen Temperaturen		470
Nb	Al ₂ O ₃ / ZrO ₂		Kaltverschweißen von Schichten	Bruchmechanik	Schichtver- bundwerkstoffe	119
Ni	Al ₂ O ₃	1,6Gew.%	innere Oxidation	Oxidationsverhalten des Nickels	Gasturbinen	323
Ni	Al ₂ O ₃		Bedampfen, innere Oxidation	Form der Einlagerungen		357
Ni	Al ₂ O ₃	40 Vol.%	PT	Haftungsmechanismus Metall-Oxid		9
Ni	Al ₂ O ₃	6-50 Vol.%	PT, Beschichten	mech. Eigenschaften		102
Ni	Al ₂ O ₃	0,2-0,3Gew.%	galvanisches Be- schichten	Korrosion	Beschichtung für Kolben- ringe	379
Ni	Al ₂ O ₃		PT, isost. Pressen	Hochtemperaturkriechver- halten	temperaturbe- ständige Ma- terialien	459
Ni	Al ₂ O ₃		Sputtern, Pressen	mech. Eigenschaften		486
Ni	Al ₂ O ₃	3-10 Gew.%	PT	mech. Eigenschaften		418
Ni	Al ₂ O ₃	13-15 Gew.%	PT, Strangpressen	mech. Eigenschaften, Korngröße		402
Ni	Al ₂ O ₃		PT, Drucksintern	Haftung, chem. Bindungen		363
Ni	Al ₂ O ₃			mech. Eigenschaften bei hohen Temperaturen		470
Ni	Al ₂ O ₃		PT, HP	Haftung		66
Ni	Al ₂ O ₃		PT	Gefügestruktur		193
Ni	Al ₂ O ₃			Haftung, Benetzung		132/317
Ni	Al ₂ O ₃	1,5 Vol.%	PT, Strangpressen	Strangpreßtexturen		37
Ni	Al ₂ O ₃		Bedampfen	Adsorption von Kationen		40
Ni	Al ₂ O ₃	1-5 Gew.%	PT	Kornwachstum		420
Ni	Al ₂ O ₃ HfO ₂ ThO ₂ Y ₂ O ₃	2-5 Gew.%		Kornwachstum bei Glühbe- handlung	temperaturbe- ständige Werkstoffe	63
Ni	Al ₂ O ₃ HfO ₂ SiO ₂ ZrO ₂	3 Gew.%	PT	Temperaturstabilität des Gefüges		419
Ni	Al ₂ O ₃ ZrO ₂			Korrosion	Schutz- schichten	301
Ni	Cr ₂ O ₃	6,8 Gew.%	elektrolytisches Beschichten	Korrosion	Schutz- schichten	227
Ni	Dy ₂ O ₃ Er ₂ O ₃ Gd ₂ O ₃	10 Gew.%	PT, HP	Temperaturbeständigkeit		142
Ni	Glas		PT	Reaktionen zwischen den Komponenten		482
Ni	Glas		Elektrolyse	Elektrolysetechnik		42
Ni	Glas Al ₂ O ₃		ST	gerichtete Erstarrung	temperatur- beständige Werkstoffe	180
Ni	HfO ₂	3 Gew.%	PT	mech. Eigenschaften		418
Ni	HfO ₂	2,5 Gew.%	PT, Strangpressen	Umformung, Texturaus- bildung		162

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Ni	Lu ₂ O ₃	10 Gew.%	PT, HP	Temperaturbeständigkeit		142
Ni	SiO	0-10 Vol.%	Kondensation	mech. Eigenschaften	für Elektroindustrie, Vielschichtkondensatoren	356
Ni	SiO ₂		reaktives Sputtern	phys. Eigenschaften		306
Ni	ThO ₂	3 Vol.%	PT, HP, ST	Fertigungsprozeß	hochwarmfeste Werkstoffe	203
Ni	ThO ₂ TiO ₂ ZrO ₂ HfO ₂ Al ₂ O ₃	3- 5 Gew.%		Oxidationsverhalten		359
Ni	TiO ₂		katalytisches Beschichten	Platierungsprozeß		210
Ni	TiO ₂	3,5 Gew.%	elektrolytisches Beschichten	Korrosion	Schutzschichten	227
Ni	Tm ₂ O ₃	10 Gew.%	PT, HP	Temperaturbeständigkeit		142
Ni	Y ₂ O ₃	1,3 Vol.%	PT, mech. Legieren	Härte, Fertigungsprozeß		150
Ni	ZrO ₂	4 Gew.%	PT	mech. Eigenschaften		418
Ni	ZrO ₂	0- 6 Vol.%	Beschichten mittels Elektronenstrahlkanone	Einfluß der Substrattemperatur auf die Korngröße		294
Ni	ZrO ₂	10 Vol.%	PT, Strangpressen, Ziehen	Gefügestabilisierung durch Kurzfasern	Flugtriebwerke, Turbinenschaufeln	172
Ni/Co	ThO ₂		PT	Wachstum der ThO ₂ -Kristalle		151
Ni/Co/Fe	Y ₂ O ₃	9-40 Gew.%	PT	Dispersionsverfestigung	Oberflächenschutz	145
Ni/Cr	ZrO ₂	0- 8 Gew.%	PT	Rißausbreitung		7
Ni/Cr	MgO	20-70 Gew.%		TCR-Messungen	Heizleiter	467
Ni/Cr	SiO ₂		Sputtern	el. Widerstand bei Matrixwechsel		316
Ni/Cr	UO ₂	≤38 Gew.%	PT, Bilderrahmen-technik	Fertigungsprozeß	nukleare Brennpfatten	388
Ni/Cr	Y ₂ O ₃ La ₂ O ₃ CeO ₂ Eu ₂ O ₃	1,5 Gew.%	PT, Sintern	Oxidation		302
Ni/Cr/Al	Y ₂ O ₃			Zugversuche	Gasturbinen	495
Ni/Mo	Al ₂ O ₃		ST	Benetzung		304
Ni/Re	BaBe ₃ O ₅	67,4 Gew.%	PT, chem. Mischen	Emissionscharakteristik	Oxidkathode in Vakuumtechnischen Geräten	107
Ni/Ti	Al ₂ O ₃		ST	Benetzung		304
Pb	Al ₂ O ₃	0-60 Vol.%	Flüssigmetallinfiltration	mech. Eigenschaften	Säurebatterien	332
Pb	Al ₂ O ₃	25-75 Vol.%	ST, Faserbeschichtung	Fertigungsprozeß, Fasermantelung	Säurebatterien	182
Pb	Al ₂ O ₃	5 Vol.%	PT	Kriechverhalten		219
Pb	Al ₂ O ₃	0-7,5Vol.%	PT, Strangpressen, Schmieden	Spannungsdifferenzeffekt, innere Oxidation		220
Pb	PbO	2,5 Gew.%	PT	Kriechverhalten		219
Pb	PbO	75-82 Gew.%	PT, Verdüsen an Luft	Oxidations des Bleis beim Verdüsen	Säurebatterien	263
Pb	SiO ₂			mathem. Bestimmung der therm. Ausdehnung		124
Pb	Zn	5 Vol.%	PT	Kriechverhalten		219
Pb/Ca	Al ₂ O ₃	4-25 Vol.%	PT	Korrosionswiderstand	Säurebatterien	92
Pt	Al ₂ O ₃	60 Gew.%	PT, Flüssigmetallinfiltration	Einfluß von Additiven auf mech. Eigenschaften	erosionsbest. Werkstoffe	365

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Pt	Glas		ST	Benetzung		303/492
Pt	SiO ₂		Reaktionssputtern	phys. Eigenschaften		306
Pt/Au/ Rh	Glas			Benetzung	Glasindustrie	415
Rh	Cm ₂ O ₃		PT	Reaktionen zwischen den Komponenten	Kontainer für Hochtempera- turbrennele- mente	106
Si	SiO ₂			Feldeigenschaften	Halbleiter- technologie	477
Stahl	Al ₂ O ₃			Verschleißtests	Werkzeuge	125
Stahl	Al ₂ O ₃		PT, Sintern	Einfluß von Metall-Addi- tiven auf Festigkeit		297
Stahl	Nd ₂ O ₃	9-25 Vol.%	PT, HP	Kriechverhalten		396
Stahl	Nd ₂ O ₃	5-25 Vol.%	PT	viskoplastisches Verfor- mungsverhalten		398
Stahl	Oxid		ST	Schwingfestigkeit bei Federstahl	Federwerk- stoffe	409
Stahl	PuO ₂	30 Vol.%	Heiisostatisches Pressen, Strang- pressen	Forderungen an Dispersions- brennstoffe	nukleare Brennstoffe	487
Stahl	UO ₂		PT	elektrolytisches Auflösen des Verbundwerkstoffes	nukleare Brennstoffe	250
Stahl	UO ₂	35 Vol.%	PT	mech. Eigenschaften Feldeigenschaften	nukleare Brennstäbe Brennelemente	314
Stahl	UO ₂	10-65 Vol.%	PT	mech. Eigenschaften	nukleare Brennelemente	312
Stahl	UO ₂			Grenzflächenenergien Benetzung	nukleare Brennelemente	319
Stahl	UO ₂	30 Vol.%	PT	Modell zur Berechnung der Bruchfestigkeit		64
Stahl	UO ₂	30 Vol.%	PT	mech. Eigenschaften	nukleare Brennstoffe	84
Stahl	UO ₂			mathem. Bestimmung der therm. Ausdehnung	nukleare Brennelemente	474
Stahl	UO ₂ / PuO ₂		Bilderrhmentech- nik Rundhmmern, isosta- tisches Pressen	Einfluß der Herstellpara- meter auf die Qualität	nukleare Platten- bzw. Stabbrennele- mente	137
Stahl	UO ₂ / PuO ₂	30-50 Vol.%	PT, Sintern	Einfluß der Sinterpara- meter auf die Eigenschaf- ten	nukleare Platten- bzw. Stabbrennele- mente	136
Ta	Al ₂ O ₃		Kaltverschweißen	Bruchmechanik	Schichtver- bundwerk- stoffe	119
Ta	Al ₂ O ₃	1-20 Gew.%	Diodensputtern	Sputtertechnik	dünne Filme	194
Ta	Cm ₂ O ₃		PT	Reaktionen der Komponenten	Kontainer für Hochtempera- turbrennele- mente	106
Ta	ZrO ₂		Kaltverschweißen	Bruchmechanik	Schichtver- bundwerk- stoffe	119
Ti	Al ₂ O ₃			mech. Eigenschaften bei hohen Temperaturen		470
Ti	Al ₂ O ₃		PT	Reaktionen der Komponenten		472
Ti	Al ₂ O ₃		PT	mech. Eigenschaften	Kompressren	471
Ti	Al ₂ O ₃ CaO MgO SiO ₂		ST, Strangpressen	Reaktionen der Komponenten		368

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
W	Al ₂ O ₃		Bedampfen	Reaktion des Verbundes auf erhitztem Substrat		140
W	Al ₂ O ₃	10-85 Vol.%	Sputtern	Kornwachstum		373
W	Cm ₂ O ₃		PT	Reaktionen der Komponenten	Kontainer für Hochtemperaturbrennelemente	106
W	Eu ₂ O ₃	≤85 Vol.%	CVD, HP	therm. Leitfähigkeit	Neutronenabsorber in Reaktoren	360
W	Glas		ST	Haftung, Benetzung		492
W	MgO	5 Vol.%	PT	Wechselwirkungen		139
W	ThO ₂	3,8 Vol.%		mech. Eigenschaften	Turbojet-Maschinen	11
W	UO ₂	10-90 Vol.%	PT	E-Modul		368a
W	UO ₂		PT	therm. Leitfähigkeit	nukleare Brennelemente	156
W	ZrO ₂	10 Vol.%	PT, Strangpressen, Ziehen	Gefügestabilisierung durch Kurzfasern	Flugtriebwerke, Turbinenschaukeln	172/173
W/Ni	ZrO ₂	0-40 Gew.%	PT, Sintern	Temperaturbeständigkeit		8
Zn	Al ₂ O ₃		PT	Verfestigungsmechanismen		274
Zn	Al ₂ O ₃	0,05-0,3 Vol.%	PT	Volumenänderung beim Sintern		113
Zn	ZnO	9-25 Vol.%	PT	Gefügestruktur, Einlagerungs-Durchdringungsgefüge		269

6.1.2 Oxidkeramische Matrizes

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Al ₂ O ₃	Ag/Cu			Biegeversuche		121
Al ₂ O ₃	Al	0-74 Vol. %	Bedampfen	opt. Eigenschaften, el. Widerstand	Sonnenenergie-wandler	47
Al ₂ O ₃	Al			Mechanismus des Ladungs- transports		149
Al ₂ O ₃	Al		Plasmaoxidation	Elektronentransport		207
Al ₂ O ₃	Al		Sputtern	Tunneleffekt der Elektronen		79
Al ₂ O ₃	Al		therm. Abscheiden	el. Leitfähigkeit		175
Al ₂ O ₃	Au		Sputtern	Gefügestruktur	dünne Schichten Optik	393
Al ₂ O ₃	Au	18 Vol. %	Sputtern	Absorption	photothermische Umwandlung von Sonnenenergie	166
Al ₂ O ₃	Au	≤16 Gew. %		opt. Eigenschaften	selektiver Ab- sorber	158/159 160
Al ₂ O ₃	Au	≥35 Vol. %	Reaktionssputtern Aufdampfen	Absorption	Sonnenkollek- toren, selektive Absorber	268
Al ₂ O ₃	Au	28-42 Gew. %		Temperaturleitfähigkeit		197
Al ₂ O ₃	Au/Ag Cu/Sn		ST	Oberflächenenergie Benetzung		479
Al ₂ O ₃	Au/Co	3-20 Gew. %	PT, Sintern	Hochtemperatureigenschaften		254
Al ₂ O ₃	Co			Lichtemission im nicht- linearen Bereich	Solarzellen	244
Al ₂ O ₃	Co		Bedampfen	Absorption, Emission	Selektive Ab- sorber	318
Al ₂ O ₃	Cr	2,5 Gew. %	Flüssigmetallinfil- tration, Reaktion	Fertigungsprozeß		395
Al ₂ O ₃	Cr	0,1-10 Vol. %	PT, Naßmischen	Thermoschockverhalten	el. Isolatoren	291
Al ₂ O ₃	Cr	1 Vol. %	PT, Beschichten	Thermoschockverhalten		287
Al ₂ O ₃	Cr	0-50 Vol. %	PT, isostat. Pressen	Kriechverhalten		123
Al ₂ O ₃	Cr	0-100 Vol. %	Aufdampfen	el. Leitfähigkeit		352
Al ₂ O ₃	Cr		Vakuumbeschichten	Absorption	Sonnenkollek- toren	465
Al ₂ O ₃	Ni/Cr	28 Vol. %	heißisostatisches Pressen, Plasma- spritzen	mech. Eigenschaften, E-Modul	Gewehrlauf- material	422
Al ₂ O ₃	Cr/Cu/ Ni/Mo/ W		PT, Sintern	Einfluß der Sinterparameter auf die Werkstoffeigenschaf- ten		126

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Al ₂ O ₃	Cr/Ti	30 Gew.%	PT, Sintern	Volumenänderung beim Sintern, Dichte, Härte	Werkzeuge Maschinenteile	76
Al ₂ O ₃	Cr/Mo/W	5 Vol.%	ST, Schlickerguß	Schlickerguß unter "1g"-Bedingungen		421
Al ₂ O ₃	Er		Sputtern	Reaktionszonen		427
Al ₂ O ₃	Fe	0-46 Gew.%	Sputtern	Suszeptibilität	Magnetwerkstoffe	129
Al ₂ O ₃	Fe	≤20 Vol.%	PT, Sintern	el., therm. Eigenschaften		239
Al ₂ O ₃	Fe		PT	Modell zur Berechnung der el. Leitfähigkeit		131
Al ₂ O ₃	Metallfasern			Rißausbreitungsverhalten		446
Al ₂ O ₃	Mo	65 Gew.%	ST, Zonenschmelzen	gerichtete Erstarrung	Glühelekt. Energieumwandlung	496
Al ₂ O ₃	Mo	6 Gew.%	PT, Sintern	Temperaturleitfähigkeit	Stromdurchführungen	280
Al ₂ O ₃	Mo	12-13 Vol.%	Plasmaspritzen	mech. Eigenschaften, E-Modul	faserverstärkte Keramiken	293
Al ₂ O ₃	Mo			Thermoschockverhalten		195
Al ₂ O ₃	Mo	0- 5 Vol.%	PT, HP	mech. Eigenschaften		384
Al ₂ O ₃	Mo			E-Modul	Fahrzeugindustrie	54
Al ₂ O ₃	Mo		ST	Fertigungsprozeß		271
Al ₂ O ₃	Mo	0-30 Vol.%	PT	Einfluß der Herstellparameter auf die Eigenschaften		434
Al ₂ O ₃	Mo	50 Gew.%	PT	el. Widerstandsmessungen	el. Durchführungen	243
Al ₂ O ₃	Mo/W		ST	mech. Eigenschaften Temperaturbeständigkeit	Biowerkstoffe, Dentalbereich	135
Al ₂ O ₃	Nb		Festkörperverschweißen	Haftfestigkeit		118/120
Al ₂ O ₃	Nb			Ladungstransportmodell el. Leitfähigkeit		198
Al ₂ O ₃	Nb		Festkörperreaktion	Haftfestigkeit		354
Al ₂ O ₃	Nb	0-100Vol.%	Bedampfen	el. Leitfähigkeit		352
Al ₂ O ₃	Nb	10-40 Vol.%	PT, chem. Reaktion	Feldeigenschaften	superleitende Drähte	435
Al ₂ O ₃	Nb		Festkörperverschweißen	Vierpunktbiege-, Zerreiβversuch-	Hochtemperaturtechnik Vakuumtechnik Elektronik	286
Al ₂ O ₃	Nb			mech. Eigenschaften, Biegeversuch		121
Al ₂ O ₃	Ni		ST	Diffusion von Nickel in Al ₂ O ₃	Hochtemperaturwerkstoffe	146
Al ₂ O ₃	Ni		Sputtern	Modell zur Gefügeeigenchaftskorrelation	photothermische Wandlung von Sonnenenergie	167
Al ₂ O ₃	Ni	0,2-19 Vol.%	Bedampfen, Elektronenverdampfen	opt. Eigenschaften	selektive Solarabsorber	89
Al ₂ O ₃	Ni	25 Gew.%	Vakuumbeschichten	el. Leitfähigkeit durch Tunneleffekt	Sonnenenergiewandler, Halbleitermaterial	262
Al ₂ O ₃	Ni		Sputtern	Absorption	photothermische Energiewandler	90
Al ₂ O ₃	Ni	8,5-32,5Vol.%	PT, HP	E-Modul	Triebwerke in Luftfahrt	102
Al ₂ O ₃	Ni	35 Gew.%	Flammspritzen	Benetzung, Verschleiß		53
Al ₂ O ₃	Ni/Ti	43 Gew.%	Flammspritzen	Benetzung, Verschleiß		53

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Al ₂ O ₃	Ni/Cu/ Pt/Sn		Sol-Gel-Prozeß	mehrphasige Xerogele		394
Al ₂ O ₃	Ni/Zr		PT, HP	Verschleißwiderstand	Schneidwerkzeuge	448
Al ₂ O ₃	Pt	1 Vol.%	PT, Beschichtung	Thermoschockresistenz		287
Al ₂ O ₃	Pt		Bedampfen	Absorptionsverhalten Lichtemission	photothermische Absorber	91
Al ₂ O ₃	Pt		Sputtern	selektives Absorptionsverhalten	selektive Solarabsorber	480
Al ₂ O ₃	Pt		Sputtern	Absorptionsverhalten	photothermische Energiewandlung	90
Al ₂ O ₃	Re/Ta/ Ti/V	0-100Vol.%	Bedampfen	el. Leitfähigkeit		352
Al ₂ O ₃	W			opt. Eigenschaften		423
Al ₂ O ₃	W	12-15 Vol.%	Plasmaspritzen	mech. Eigenschaften	faserverstärkte Keramiken	293
Al ₂ O ₃	W		Flüssigphasensintern, Festphasensintern	Haftung, Rißausbreitung		236
Al ₂ O ₃	W	10-40 Gew.%		Temperaturleitfähigkeit		197
Al ₂ O ₃ / Cr ₂ O ₃	Cr/Mo		PT	Schmelzpunktbestimmungen		405
Al ₂ O ₃ / Cr ₂ O ₃	Cr/Mo	25 Gew.%	ST im Lichtbogenofen	ungerichtet erstarrte Eutektika		19
Al ₂ O ₃ / MgO	Al	5-25 Gew.%	PT, Explosionsverdichten	Fertigungsprozeß		453
CeO ₂	Mo		PT, isostatisches Pressen, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung, innere Schmelzzone-technik		440
Cr ₂ O ₃	Cr		PT, Sintern	Härte		445
Cr ₂ O ₃	Cr		Sputtern, CVD	opt. Absorption, Emission	selektive Solarabsorber	478
Cr ₂ O ₃	Cr		PT, Reduktionssintern	Volumenänderung beim Sintern		444
Cr ₂ O ₃	Vb, VIB-Metalle		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung		370
Cr ₂ O ₃	Mo	65 Gew.%	Zonenschmelzen	gerichtete Erstarrung	glühelekt. Energieumwandlung	496
Cr ₂ O ₃	Mo/Re/ W	6-21 Vol.%	PT	gerichtete Erstarrung		181
Cr ₂ O ₃ / Al ₂ O ₃	Cr	19-24 Gew.%	ST	gerichtete Erstarrung Thermoschockverhalten	Gasturbinen	209
Gd ₂ O ₃	Vb, VIB-Metalle		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung		370
Gd ₂ O ₃	W		PT, Zonenglühen	Fertigungsprozeß, gerichtete Erstarrung	Elektronenemitter	127
Glas	Ag			Verformungsmodell für Partikel im el. Feld		94
Glas	Ag		ST	el. Leitfähigkeit	photosensitive Gläser	71
Glas	Ag		ST	Diffusionsvorgänge		228
Glas	Al			Rißausbreitung		248
Glas	Bi			Verformungsmodell für Partikel im el. Feld		94
Glas	Bi		ST	el. Leitfähigkeit	photosensitive Gläser	71
Glas	Cu	30-70 Gew.%		mech. Eigenschaften		315
Glas	Fe		Bedampfen	Größe und Verteilung der Eisenpartikel		307

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
Glas	Na		ST	Diffusion		228
Glas	Ni			Rißausbreitung		248
Glas	Ni	2-20 Vol.%	PT, HP	E-Modul		167a
Glas	Stahl			Kristallisation des Glases	Schutzschicht für Kessel und Reaktoren	330
Glas	Stahl	45-60 Vol.%	ST	mech. Eigenschaften	Dentalimplantate	108
Glas	W	10-40 Vol.%	ST	E-Modul		487a
Glas	W	10-50 Vol.%	PT, HP	mech. Eigenschaften, E-Modul		185a
HfO ₂	Vb, VIB-Metalle		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung		370
MgO	Ag	20 Gew.%		Modellbeschreibung der opt. Eigenschaften		160
MgO	Au	25 Vol.%	Sputtern	opt. Absorption	phototherm. Umwandlung von Sonnenenergie	166
MgO	Au	25 Gew.%	Sputtern	Test der Kathode	Kathode für Sekundärelektronenemission	101
MgO	Au	10-50 Gew.%	Sputtern	Optimierung des Sputterprozesses	Kathode für Sekundärelektronenemission	192
MgO	Au	16-38 Vol.%	Sputtern	Maxwell-Garnett-Theorie		38
MgO	Au		Ionenstrahlimplantation	Reflexionsverhalten	selektive Solarabsorber	75
MgO	Au		Bedampfen	Beschichtungsverfahren	Umwandlung von Sonnenenergie, absorbierende Schichten	273
MgO	Au	≥35 Gew.%	Sputtern	opt. Absorption	Sonnenkollektoren	268
MgO	Co/Fe/Ni	36 Vol.%		Behinderung der Rißausbildung		199
MgO	Mo/W	15 Vol.%	PT, HP	mech. Eigenschaften, Temperaturbeständigkeit		229
MgO	Na		Ionenstrahlimplantation	opt. Reflexion	selektive Solarabsorber	75
MgO	Ni		HP	E-Modul nach Resonanzmethode		215
MgO	W	5 Vol.%	PT	gerichtete Erstarrung		181
MgO	W			Rißausbreitung		247
NiO	Ni	1-20 Mol.%		el. Leitfähigkeit		461
NiO	Ni		Plasmaspritzen	Eigenschaftssteigerung		237
SiO ₂	Al		Sputtern	spez. Wärme, el. Leitfähigkeit		82
SiO ₂	Ag			Modellansatz für opt. Eigenschaften		165
SiO ₂	Ag	50-100Vol.%	Sputtern	el. Widerstand	Solarabsorber	83
SiO ₂	Ag	55-92 Gew.%	Sputtern	Wechsel von Kapillarstruktur zur Inselstruktur	Mikroelektronik	385
SiO ₂	Au	≤25 Atom%	Sputtern	opt. Reflexion, opt. Absorption	elektroopt. Material	387
SiO ₂	Au			opt. Absorption, opt. Emission	Sonnenkollektoren	59
SiO ₂	Au		Sputtern	opt. Eigenschaften, Partikelverteilung, -Form	opt. Industrie	257
SiO ₂	Au	10-80 Vol.%		elektromagn. Eigenschaften		5
SiO ₂	Au	50-100Vol.%	Sputtern	el. Widerstand	Solarabsorber	83
SiO ₂	Au		Sputtern	opt. Absorption		281

Matrix	Dispergent	c _D	Technologie	Untersuchungsschwerpunkte	Anwendung	Quelle
SiO ₂	Bi	0-18 Vol.%	Diodensputtern	TCR-Messungen	Solarabsorber	186
SiO ₂	Cr	40 Vol.%		el. Widerstand, auch bei anderen Oxid/Metall-Systemen	dünne	143
SiO ₂	Cr	50 Gew.%	Bedampfen	Verdampfen mittels Lichtbogen	Scheibenwiderstände, Isolatoren	403
SiO ₂	Cu/Pt/ Sn/Ni		Sol-Gel-Prozeß	mehrphasige Xerogelee		394
SiO ₂	Mn		Bedampfen	el. Widerstand	Mikroelektronik	39
SiO ₂	Ni	8-44 Gew.%		Temperaturleitfähigkeit		197
SiO ₂	Ni	3-36 Gew.%	PT, Sintern	Verteilung der Nickelkristalle	Katalysatoren	386
SiO ₂	Ni	26-91 Vol.%	Sputtern	Feldeigenschaften		3
SiO ₂	Pd			Emission	Katalysatoren	234
SiO ₂	Pt		Sputtern	el. Eigenschaften		296
SiO ₂	Pt	5-18 Gew.%		Temperaturleitfähigkeit		197
SiO ₂	Si			Messung von Oberflächenphotospannungen	direktopt. Erreger	469
Ta ₂ O ₅	Ta			opt. Reflexion	Resistoren	464
UO ₂	W	5-15 Gew.%	ST	gerichtete Erstarrung mech. Eigenschaften		56
UO ₂	W		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung	temperaturbest. Oxide	148
UO ₂	W	5-15 Gew.%	PT, ST	gerichtete Erstarrung UO ₂ Einkristalle		74
UO ₂	W		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung	Elektronenemitter	127/440
UO ₂	W	5-20 Gew.%	PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung		489
UO ₂	W			gerichtete Erstarrung		201
UO ₂	W	3 Vol.%	PT	gerichtete Erstarrung		181
UO ₂	Ta		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung		440
WO ₃	Au	<25 Atom%	Sputtern	opt. Reflexion opt. Absorption	elektroopt. Material	387
WO ₃	Au/Pt	3-21 Atom%	Reaktionssputtern	Fertigungsprozeß	elektrochem. Färbungen, Optik	428
ZnO	Sn	5-10 Gew.%	PT	el. Leitfähigkeit	Varistoren, Elektroindustrie	164
ZrO ₂	Cr/Mo/ W	5 Vol.%	ST, Schlickerguß	Schlickerguß unter "1g" Bedingungen		421
ZrO ₂	Vb, VIb Metalle		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung		370
ZrO ₂	Mo		PT	Modell zur Berechnung der el. Leitfähigkeit		131
ZrO ₂	Ni	35 Gew.%	Flammspritzen	Benetzung, Verschleiß		53
ZrO ₂	Ni		therm. Spritzen	Fertigungsprozeß	Dichtungsbeläge in Flugtriebwerken	429
ZrO ₂	Ni/Cu/ Pt/Sn		Sol-Gel-Prozeß	mehrphasige Xerogelee		394
ZrO ₂	Ta	25 Gew.%	ST im Lichtbogenofen	Herstellung ungerichteter Eutektika		19
ZrO ₂	Ta	20 Gew.%	PT, Lichtbogen-schmelzen	Herstellung ungerichteter Eutektika		20
ZrO ₂	W		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung	Elektronenemitter	127/440
ZrO ₂	W		PT, Zonenglühen	gerichtete Erstarrung		489

6.2 Informationen zur programmierten Berechnung der Grenzkurven

Zur Berechnung der Grenzkurven I. und II. Ordnung wurde ein Fortran-Dialogprogramm geschrieben. Im Rahmen dieses Programmes lassen sich Parameterstudien derart durchführen, daß sämtliche in die Grenzwertgleichungen fließende Parameter innerhalb sinnvoller Grenzen beliebig variiert werden können.

Im Falle der Grenzkurven I. Ordnung lassen sich als Eingabeparameter folgende Größen ineinander verschachtelt variieren:

E_M = Elastizitätsmodul der Matrix

E_D = Elastizitätsmodul des Dispergenten

c_D = Konzentration des Dispergenten

Im Falle der Grenzkurven II. Ordnung wird zusätzlich die Information bezüglich der Poissonzahlen sowohl der Matrixphase als auch des Dispergenten benötigt. Dementsprechend ergeben sich zur Berechnung der Grenzkurven II. Ordnung folgende Eingabeparameter:

E_M = Elastizitätsmodul der Matrixphase

E_D = Elastizitätsmodul des Dispergenten

ν_M = Poissonzahl der Matrixphase

ν_D = Poissonzahl des Dispergenten

c_D = Konzentration des Dispergenten

Die wahlweise Variation aller in den Grenzkurven vorkommenden Parameter liefert auf der Basis des hier lediglich erläuterten Rechenprogrammes eine gute Möglichkeit zur Überprüfung des Grenzwertkonzeptes anhand verschiedener Parameterstudien. Zur Programmsequenz bzw. zur detaillierten Beschreibung des Fortran-Programmes wird auf ein besonders zu programmierten Gefüge-Eigenschafts-Korrelationen erstelltes Handbuch am IMF I / Abteilung III verwiesen.

6.3 Informationen zur programmierten Berechnung des Elastizitätsmoduls anhand der aus der Literatur bekannten Modellgleichungen

Basis für die Berechnung des Elastizitätsmoduls nach einem aus der Literatur bekannten Ansatz zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation bilden die Gleichungen 3.8 bis 3.13 zur Berechnung der Kompressions- und Gleitmodule eines zweiphasigen Werkstoffes und schließlich die allgemeine Gleichung 3.3.

Folgende Eingabeparameter lassen sich variieren:

E_M = Elastizitätsmodul der Matrix

E_D = Elastizitätsmodul des Dispergenten

ν_M = Poissonzahl der Matrix

ν_D = Poissonzahl des Dispergenten

c_D = Konzentration des Dispergenten

Für die Spezialfälle der statistisch orientierten zylindrischen Scheibe als Einlagerungsphase sowie der Kugel bzw. Kugelpore lassen sich Elastizitätsmoduli anhand der genannten Gleichungen einfach berechnen. Der Fall statistisch orientierter zylindrischer Stäbe basiert jedoch auf einer impliziten Funktion - der Elastizitätsmodul läßt sich nicht - auch nicht über ein Iterationsverfahren - berechnen.

6.4 Informationen zur programmierten Berechnung des Elastizitätsmoduls anhand des "neuen" Modellansatzes

Basis für die Berechnung des Elastizitätsmoduls nach einem "neuen" Modellansatz zur Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation bilden die Gleichungen 3.15 - 3.20.

Folgende Eingabeparameter lassen sich variieren:

E_M = Elastizitätsmodul der Matrix

E_D = Elastizitätsmodul des Dispergenten

c_D = Konzentration des Dispergenten

$\cos^2 \alpha$ = Orientierungsfaktor des Dispergenten

x/z = "neuer" Formfaktor des Dispergenten

Für die Spezialfälle der "Pore" als Einlagerungsphase sowie der "Kugelpore" als Einlagerungsphase lassen sich die Elastizitätsmoduli anhand "vereinfachter" Korrelationsfunktionen berechnen.

In Analogie zu den Fortran-Programmen zur Berechnung der Grenzkurven erster und zweiter Ordnung können im Rahmen einer Parameterstudie entweder alle Parameter ineinander verschachtelt variiert werden oder der effektive Elastizitätsmodul eines zweiphasigen Werkstoffes wird nach quantitativer Gefügeanalyse unter Zugrundelegung der dabei ermittelten Gefügeparameter bei Kenntnis des Eigenschaftswertes der Matrixphase berechnet.

6.5 Stereologische Gleichungen zur Berechnung der Achsenverhältnisse von Rotationsellipsoiden und des Orientierungsfaktors

mittleres Achsenverhältnis der Schnittellipsen:

$$\frac{\sum_1^n \frac{a'}{b'}}{n} = \overline{\left[\frac{a'}{b'} \right]}; \quad \frac{\sum_1^n \frac{b'}{a'}}{n} = \overline{\left[\frac{b'}{a'} \right]}$$

Achsenverhältnisse von Rotationsellipsoiden:

$$\overline{\left[\frac{b'}{a'} \right]} = \overline{\left[\frac{z}{x} \right]} \frac{\arcsin \sqrt{1 - \left[\frac{z}{x} \right]^2}}{\sqrt{1 - \left[\frac{z}{x} \right]^2}}$$

$$\overline{\left[\frac{b'}{a'} \right]} = \frac{1}{2} + \frac{1}{2 \left[\frac{z}{x} \right]^2 \sqrt{1 - \frac{1}{\left[\frac{z}{x} \right]^2}}} \ln \left(1 + \sqrt{1 - \frac{1}{\left[\frac{z}{x} \right]^2}} \right) \left[\frac{z}{x} \right]^2$$

$$\overline{\left[\frac{a'}{b'} \right]} = \frac{1}{2} + \frac{\arcsin \sqrt{1 - \left[\frac{z}{x} \right]^2}}{2 \left[\frac{z}{x} \right] \sqrt{1 - \left[\frac{z}{x} \right]^2}}$$

$$\overline{\left[\frac{a'}{b'} \right]} = \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{1}{\left[\frac{z}{x} \right]^2}}} \ln \left(1 + \sqrt{1 - \frac{1}{\left[\frac{z}{x} \right]^2}} \right) \left[\frac{z}{x} \right]^2$$

Orientierungsfaktor

$$\begin{aligned} \cos^2 \alpha_D &= \\ &= \frac{\left[\frac{z}{x} \right]_{\parallel}^2 \overline{\left[\frac{b'}{a'} \right]_A^2} - 1}{\left[\frac{z}{x} \right]_{\parallel}^2 \left\{ \overline{\left[\frac{b'}{a'} \right]_A^2} + \overline{\left[\frac{b'}{a'} \right]_B^2} + \overline{\left[\frac{b'}{a'} \right]_C^2} \right\} - 3} \end{aligned}$$

oder

$$\begin{aligned} \cos^2 \alpha_D &= \\ &= \frac{\left[\frac{z}{x} \right]_{=}^2 \overline{\left[\frac{a'}{b'} \right]_A^2} - 1}{\left[\frac{z}{x} \right]_{=}^2 \left\{ \overline{\left[\frac{a'}{b'} \right]_A^2} + \overline{\left[\frac{a'}{b'} \right]_B^2} + \overline{\left[\frac{a'}{b'} \right]_C^2} \right\} - 3} \end{aligned}$$

6.6 Selektionsverfahren bezüglich der modellmäßigen Substitution realer Teilchen durch abgeplattete oder gestreckte Rotationsellipsoide

Jedes reale Teilchen der Einlagerungsphase wird im Modell durch ein Rotationsellipsoid ersetzt. Das räumliche Achsenverhältnis $\frac{Z}{X}$ läßt sich über stereologische Gleichungen aus dem mittleren, "ebenen" Achsenverhältnis der Schnittellipsen von Substitutions-Rotationsellipsoiden bestimmen. Man geht davon aus, daß für jeden Schnitt eines im realen Werkstoff irregulär geformten Teilchens der Einlagerungsphase im zweidimensionalen Gefügebild Fläche und Umfang gemessen und daraus das Achsenverhältnis jener Schnittellipse berechnet wird, die das gleiche Verhältnis von Fläche zu Umfang aufweist, wie die vermessene Teilchenschnittfläche. Es lassen sich jedoch die Achsenverhältnisse in der Ebene sowohl aus "kleiner" Achse (b') zu großer Achse (a') als auch aus großer Achse zu kleiner Achse bilden. Man erhält also jeweils zwei Mittelwerte der gemessenen Achsenverhältnisse von Schnittellipsen (vgl. Anhang 6.5). Zu jedem dieser Achsenverhältnisse liefern wiederum stereologische Gleichungen je ein Achsenverhältnis für ein abgeplattetes und je ein Achsenverhältnis für ein gestrecktes Rotationsellipsoid, also insgesamt vier räumliche Achsenverhältnisse ($\frac{Z}{X}$). Für einen realen Werkstoff folgt daraus, daß es gemäß Berechnung der räumlichen Achsenverhältnisse nach Anhang 6.5 nunmehr vier Achsenverhältnisse von Rotationsellipsoide gibt, von denen aber zwei, nämlich entweder diejenigen für gestreckte Rotationsellipsoide oder diejenigen für abgeplattete Rotationsellipsoide dem angenommenen Modellwerkstoff entsprechen, annähernd identisch sein müssen, während die jeweils anderen zugehörigen Achsenverhältnisse sich voneinander unterscheiden. Für die quantitative Gefügeanalyse eines realen Werkstoffes bedeutet dies, daß von den vier aus Messungen erhaltenen Achsenverhältnissen für Substitutions-Rotationsellipsoide jeweils zwei für den gleichen Rotationsellipsoidtyp - gestreckt oder abgeplattet - näherungsweise gleich sind bzw. näher beieinander liegen als die beiden anderen. Das diesen - näherungsweise gleichen - Achsenverhältnissen entsprechende Rotationsellipsoid ist dann am besten zur modellmäßigen Beschreibung der realen Teilchen der

Einlagerungsphase geeignet.

Ein Selektionsverfahren bezüglich geeigneter Achsenverhältnisse zur Beschreibung eines die realen Einlagerungsteilchen substituierenden Rotationsellipsoiden wurde bei der Programmierung zur Berechnung der Achsenverhältnisse bzw. des Orientierungsfaktors bereits berücksichtigt.

6.7 Kurvenanpassung mit Spline-Funktion

Eine Spline ist ein elastisches Lineal, das so gebogen wird, daß es durch vorgegebene Punkte geht. Dabei nimmt das Lineal eine Form an, welche die gespeicherte Biege-Energie minimiert. Mathematisch kann eine Spline durch eine Folge von Stücken kubischer Polynome beschrieben werden, die so beschaffen sind, daß benachbarte Kurven mit stetiger erster und zweiter Ableitung aneinander stoßen. Solche Funktionen heißen kubische Spline-Funktionen. Zur Konstruktion einer Spline-Funktion müssen die Koeffizienten bestimmt werden, die eindeutig jedes kubische Polynom zwischen den gegebenen Punkten beschreiben.

Zur Beschreibung des Verlaufs von im Zugversuch ermittelten Eigenschaftskenngrößen in Abhängigkeit von der Konzentration entweder der Porosität oder des Glasdispergenten wurde die in Rede stehende Spline-Funktion eingesetzt. Im folgenden sind die in BASIC beschriebenen Programmschritte aufgelistet sowie ein beispielhafter Kurvenverlauf gezeigt.

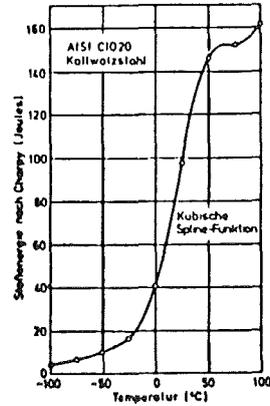
```
SPLINE: CLEAR @ OFF KEY# @ ON ERROR GOTO REGRESSION
DISP "      BITTE WARTEN! SPLINE - KOEFFIZIENTEN WERDEN BERECHNET !"
F=S-1
FOR I=0 TO P @ K(I)=X(I+1) @ L(I)=Y(I+1) @ NEXT I
FOR I=0 TO P
FOR J=0 TO P
B(I,J)=0
NEXT J
NEXT I
B(0,0)=2 @ B(0,1)=1
B(0,P+1)=3*(L(1)-L(0))/(K(1)-K(0))
B(P,P-1)=1 @ B(P,P)=2
B(P,P+1)=3*(L(P)-L(P-1))/(K(P)-K(P-1))
FOR I=1 TO P-1
B(I,I-1)=K(I+1)-K(I)
B(I,I+1)=K(I)-K(I-1)
B(I,I)=2*(B(I,I-1)+B(I,I+1))
D1=(L(I)-L(I-1))/B(I,I+1)
D2=(L(I+1)-L(I))/B(I,I-1)
B(I,P+1)=3*(D1*B(I,I-1)+D2*B(I,I+1))
NEXT I
NROW=P @ NCOL=P+1
FOR J=1 TO NCOL
B(0,J)=B(0,J)/B(0,0)
NEXT J
```

```

FOR L=1 TO NROW
FOR I=L TO NROW
SUM=0
FOR KK=0 TO L-1
SUM=SUM+B(I, KK) *B(KK, L)
NEXT KK
B(I, L)=B(I, L)-SUM
NEXT I
FOR J=L+1 TO NCOL
SUM=0
FOR KK=0 TO L-1
SUM=SUM+B(L, KK) *B(KK, J)
NEXT KK
B(L, J)=(B(L, J)-SUM)/B(L, L)
NEXT J
NEXT L
F(NROW)=B(NROW, NCOL)
FOR MM=1 TO NROW
I=NROW-MM
SUM=0
FOR J=I+1 TO NROW
SUM=SUM+B(I, J)*F(J)
NEXT J
F(I)=B(I, NCOL)-SUM
NEXT MM
GOSUB WAS
IF WAS#="B" THEN 8910
GOSUB STIFT
IF NUMM=0 THEN REGRESSION ELSE GOSUB PLOTTERSTART
ON KEY# 14, "NOTAUS" GOTO REGRESSION @ GOSUB WARTEN
FOR P=2 TO S
FOR A=X(P-1) TO X(P) STEP AX/AUF
dXi=X(P)-X(P-1)
t=(A-X(P-1))/dXi
tt=1-t
dYi=Y(P)-Y(P-1)
di=dYi/dXi
Q=t*Y(P)+tt*Y(P-1)+dXi*((F(P-2)-di)*t*tt^2-(F(P-1)-di)*t^2*tt)
PLOT A, Q
NEXT A
NEXT P
IF WAS#="B" THEN PAUSE ELSE 9040
GOTO 8980
GOTO REGRESSION
! *****
! ***** (INTERMENU) REGRESSION *****
REGRESSION: IF S<3 THEN 3530
CLEAR @ OFF KEY# @ PEN 0 @ DISP @ PAUS=3
DISP "
DISP "
P "

```

Beispiel :



6.8 Meßgrößen aus dem Zugversuch nach DIN 50 145

Meßlänge L :

Die Meßlänge L ist in jedem Augenblick des Zugversuches die Länge im zylindrischen oder prismischen Teil der Zugprobe, die durch zwei Meßmarken gekennzeichnet ist.

Anfangslänge L_0 :

Die Anfangslänge L_0 ist die Meßlänge der Zugprobe vor dem Versuch, gemessen bei Raumtemperatur.

Meßlänge nach dem Bruch L_U :

Die Meßlänge nach dem Bruch L_U ist die Meßlänge nach sorgfältigem Zusammenfügen der beiden Bruchstücke der Zugprobe in der Weise, daß ihre Achsen eine Gerade bilden.

Gerätemeßlänge L_E :

Die Gerätemeßlänge L_E ist in jedem Moment des Zugversuches die Länge im zylindrischen oder prismischen Teil der Zugprobe, die zum Messen der Verlängerung mit Hilfe eines Verlängerungsmeßgerätes benutzt wird.

Anfangs-Gerätemeßlänge L_{E0}

Die Anfangs-Gerätemeßlänge L_{E0} ist die Gerätemeßlänge vor dem Versuch, gemessen bei Raumtemperatur.

Verlängerung ΔL :

Die Verlängerung ΔL ist in jedem Augenblick des Zugversuches die Differenz zwischen Meßlänge L und Anfangsmeßlänge L_0 oder der Gerätemeßlänge L_E und der Anfangs-Gerätemeßlänge L_{E0}

$$\Delta L = L - L_0 = L_E - L_{E0}$$

Dehnung ϵ :

Die Dehnung ϵ ist die Verlängerung ΔL , bezogen auf die Anfangsmeßlänge L_0 oder die Anfangs-Gerätemeßlänge L_{E0} .

Sie wird in Prozenten angegeben.

$$\epsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100 = \frac{\Delta L}{L_0} \times 100$$

$$\epsilon = \frac{L - L_{E0}}{L_{E0}} \times 100 = \frac{\Delta L}{L_{E0}} \times 100$$

Bruchdehnung A :

Die Bruchdehnung A (Dehnung nach dem Bruch) ist die auf die Anfangsmeßlänge L_0 bezogene, nichtproportionale Verlängerung ΔL_f nach dem Bruch der Zugprobe. Sie wird in Prozent angegeben.

$$A = \frac{L_U - L_0}{L_0} \times 100 = \frac{\Delta L_f}{L_0} \times 100$$

Gleichmaßdehnung A_g :

Die Gleichmaßdehnung A_g ist die auf die Anfangsmeßlänge L_0 bezogene nichtproportionale Verlängerung ΔL_{pm} bei Beanspruchung der Zugprobe durch die Höchstkraft F_m . Sie wird in Prozent angegeben.

$$A_g = \frac{L_{pm} - L_0}{L_0} \times 100 = \frac{\Delta L_{pm}}{L_0} \times 100$$

Probenquerschnitt S :

Der Probenquerschnitt S ist in jedem Augenblick des Zugversuches die aus den Probenabmessungen innerhalb der Meßlänge L errechnete Querschnittsfläche.

Anfangsquerschnitt S_0 :

Der Anfangsquerschnitt S_0 ist der Probenquerschnitt vor dem Zugversuch, gemessen bei Raumtemperatur.

Spannung σ :

Die Spannung (Nennspannung) σ ist in jedem Augenblick des Zugversuches die auf den Anfangsquerschnitt S_0 bezogene Zugkraft F .

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

Dehngrenze und Streckgrenze :

Je nach Werkstoff und/oder Prüfbedingung kann im Spannungs-Dehnungs-Schaubild der Übergang vom elastischen in den plastischen Bereich stetig oder unstetig sein. Bei stetigem Übergang werden Dehngrenzen, bei unstetigem Übergang wird die Streckgrenze bestimmt.

Dehngrenze R_p :

Die Dehngrenze R_p ist die Spannung bei einer bestimmten nichtproportionalen Dehnung ϵ_p . Zur Kennzeichnung einer Dehngrenze wird das Kurzzeichen R_p durch die Angabe des Zahlenwertes der nichtproportionalen Dehnung in Prozent ergänzt, z.B. $R_{p0,2}$. Üblicherweise werden die 0,01 %-Dehngrenze (Technische Elastizitätsgrenze), die 0,2 %-Dehngrenze (0,2-Grenze) und/oder die 1 %-Dehngrenze bestimmt.

Streckgrenze :

Die Streckgrenze ist die Spannung, bei der bei zunehmender Verlängerung die Zugkraft erstmalig gleichbleibt oder abfällt. Tritt ein merklicher Abfall der Zugkraft auf, so ist zwischen der oberen und der unteren Streckgrenze zu unterscheiden.

Zugfestigkeit R_m :

Die Zugfestigkeit R_m ist die Spannung, die sich aus der auf den Anfangsquerschnitt S_0 bezogenen Höchstzugkraft F_m ergibt.

$$R_m = \frac{F_m}{S_0}$$

Elastizitätsmodul E (statischer Elastizitätsmodul) :

Der Elastizitätsmodul E ist der Quotient aus der auf den Anfangsquerschnitt S_0 bezogenen Zugkraft F und der auf die Gerätemeßlänge L_{E_0} bezogenen Verlängerung ΔL_e .

$$E = \frac{F \times L_{E_0}}{S_0 \times \Delta L_e} = \frac{\sigma}{\epsilon_e} \times 100$$

6.9 Gemittelte Eigenschaftskenngrößen aus den Zugversuchen

System	E-Modul E (MPa)	Zugfestig- keit R _n (MPa)	Dehngrenze R _{p 0,2} (MPa)	Bruchdehnung A (%)
Au/Pore ₅	63.400	119	53	17,20
Au/Pore ₁₀	55.300	112	52	15,15
Au/Pore ₁₅	47.200	102	50	13,42
Au/Pore ₂₀	42.700	93	47	11,38
Au/Pore ₂₅	37.400	80	40	9,34
Au/Pore ₃₀	17.000	66	31	7,84
Au/"0123" ₅	55.700	116	43	16,34
Au/"0123" ₁₀	66.300	114	45	10,01
Au/"0123" ₁₅	58.100	110	47	7,28
Au/"0123" ₂₀	59.100	105	49	6,04
Au/"0123" ₂₅	59.500	98	51	5,20
Au/"0123" ₃₀	60.000	91	52	3,32
Au/"Micro" ₅	55.000	75	31	16,24
Au/"Micro" ₁₀	57.000	71	33	11,40
Au/"Micro" ₁₅	58.500	68	36	8,84
Au/"Micro" ₂₀	59.000	62	39	6,09
Au/"Micro" ₂₅	59.500	59	44	4,01
Au/"Micro" ₃₀	61.600	54	49	2,15
Au/"SiO ₂ " ₅	57.500	109	48	15,04
Au/"SiO ₂ " ₁₀	58.200	98	48	9,14
Au/"SiO ₂ " ₁₅	33.500	78	43	6,00
Au/"SiO ₂ " ₂₀	31.800	50	34	3,27
Au/"SiO ₂ " ₂₅	27.500	28	24	2,05
Au/"SiO ₂ " ₃₀	24.900	13	19	1,47

System	E-Modul E (MPa)	Zugfestig- keit R _m (MPa)	Dehngrenze R _p 0,2 (MPa)	Bruchdehnung A (%)
Fe/Pore ₅	179.000	185	159	2,64
Fe/Pore ₁₀	145.800	160	140	1,70
Fe/Pore ₁₂	138.000	151	137	1,32
Fe/Pore ₁₃	135.200	150	131	1,22
Fe/Pore ₁₅	125.300	145	126	0,91
Fe/Pore ₂₀	90.000	129	110	0,65
Fe/Pore ₂₅	55.100	116	38	0,45
Fe/"0123" ₅	148.100	175	152	1,38
Fe/"0123" ₁₀	141.000	138	129	0,79
Fe/"0123" ₁₅	129.800	111	108	0,37
Fe/"0123" ₂₀	124.200	88	-	0,19
Fe/"0123" ₂₅	45.300	59	-	0,15
Fe/"Micro" ₅	126.100	164	136	1,52
Fe/"Micro" ₁₀	122.000	127	117	0,91
Fe/"Micro" ₁₅	119.900	108	104	0,44
Fe/"Micro" ₂₀	114.200	85	-	0,25
Fe/"Micro" ₂₅	73.000	55	-	0,19
Fe/"SiO ₂ " ₅	121.000	121	119	1,25
Fe/"SiO ₂ " ₁₀	98.200	80	52	0,82
Fe/"SiO ₂ " ₁₅	81.900	36	30	0,60
Fe/"SiO ₂ " ₂₀	68.000	19	16	0,43
Fe/"SiO ₂ " ₂₅	31.100	14	13	0,37

6.10 Gefüge-Elastizitätsmodul-Korrelation

vereinfachte Schreibweise der Gleichungen 3.21 und 3.22 bzw. 3.23

Für die Pore als Einlagerungsphase mit $E_D = 0$ gilt:

$$E_C = E_P = E_M \left(\frac{2}{3} \right)^n (1 - C_D)^n$$

$$n = \frac{\pi \sqrt{1 + \left[\left(\frac{x}{z} \right)^2 - 1 \right] \cos^2 \alpha_D}}{3 \sqrt{\left(\frac{x}{z} \right) \frac{4\pi}{3}}} = \frac{\sqrt{1 + \left[\left(\frac{x}{z} \right)^2 - 1 \right] \cos^2 \alpha_D}}{0.51 \sqrt[3]{\frac{x}{z}}}$$

und für die Pore als Einlagerungsphase in Kugelgestalt mit $E_D = 0$ gilt:

$$E_C = E_P = E_M (1 - 1.21 P^{2/3}) \quad (C_D = P)$$

$$= E_M (1 - P^{2/3})^{1.21}$$

$$= E_M \left[1 - \left(1 - \frac{\rho_p}{\rho_{th}} \right)^{2/3} \right]^{1.21}$$

$$= E_M \left[1 - 1 + \frac{2}{3} \frac{\rho_p}{\rho_{th}} \right]^{1.21}$$

$$E_P = E_M \cdot \left(\frac{2}{3} \cdot \frac{\rho_p}{\rho_{th}} \right)^{1.21} = E_M \left(\frac{2}{3} \right)^{1.21} (1 - P)^{1.21}$$

ρ_p = Realdichte
 ρ_{th} = theoretische Dichte

Die voranstehende Schreibweise der Spezialfälle der "neuen" Gefüge-Eigenschafts-Gleichungen erleichtert den Vergleich mit der Ableitung des effektiven Elastizitätsmoduls isotroper poröser Werkstoffe, wenn nur eine Querschnittsminderung durch die Poren berücksichtigt wird. Kerbspannungen werden dabei vernachlässigt.

$$E_0 = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0}$$

(kompakter Werkstoff)

$$E_p = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_p}$$

(poröser Werkstoff)

$$\sigma_0 = \frac{F}{A_0}$$

$$\sigma_p = \frac{F}{A_0 - A_p}$$

F = Kraft
A = Querschnitt
Index 0 = ohne Poren
Index P = mit Poren

$$\sigma_0 A_0 = \sigma_p (A_0 - A_p)$$

$$\sigma_p = \frac{\sigma_0}{1 - P}$$

$$\varepsilon_p = \frac{\sigma_p}{E_0} = \frac{\sigma_0}{E_0 (1 - P)}$$

$$E_p = E_0 (1 - P)$$

6.11 Die Verteilung der Phasen / der Verteilungsgrad.

Der Verteilungsgrad beschreibt die örtliche Verteilung der Phasen und ist somit ein Maß für die Homogenität eines mehrphasigen Werkstoffes. Der Verteilungsgrad bezieht sich dabei auf die örtliche Verteilung der Volumina unterschiedlicher Gefügebestandteile, z.B. der Phasen.

Bei der Berechnung des Verteilungsgrades geht man von der Konzentration der Gefügebestandteile aus. Man kann entweder mit einem Mittel- oder Sollwert den Meß- oder Istwert vergleichen oder eine Soll-Verteilung zugrunde legen und mit ihr eine Ist-Verteilung vergleichen.

Der stereologische Verteilungsgrad (V_g) ist über den statistischen Variationskoeffizienten abgeleitet und folgendermaßen definiert:

$$V_g = 1 - \frac{\sigma}{\bar{X}}$$

mit

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_1^N (X_i - \bar{X})^2}$$

(σ = Standardabweichung; X_i = Mittelwert aus i -Messungen;
 \bar{X} = Mittelwert aus allen Messungen; N = Anzahl der Mittelwerte X_i
aus jeweils i -Messungen)

Im Rahmen der quantitativen Gefügeanalyse wird eine Werkstoffprobe z.B. bereichsweise hinsichtlich der Phasenkonzentration vermessen. Die Meßwerte bzgl. der Phasenkonzentration der jeweiligen Bereiche werden dann mit dem Mittelwert der Phasenkonzentration aus allen vermessenen Bereichen verglichen. In diesem Falle entsprechen die Konzentrationswerte der einzelnen Bereiche der Variablen x_i und der Mittelwert aus allen Einzelmessungen der Variablen \bar{x} . Eine Idealverteilung der Phasen liegt dann vor, wenn der über die Phasenkonzentrationen ermittelte Verteilungsgrad den Wert 1 hat.

6.12 Gaskontrastieren von mehrphasigen Verbundwerkstoffen

Folgende Ausführungen stellen im Rahmen der vorliegenden Arbeit lediglich einen Nachtrag dar. Zum Zeitpunkt der Fertigstellung der Literaturanalyse lag die die Grundlage zu den folgenden Ausführungen bildende Veröffentlichung noch nicht vor. (G. Ondracek, Gaskontrastieren von mehrphasigen und Verbund- Werkstoffen, Z. Werkstofftech. 16, 407-413 (1985))

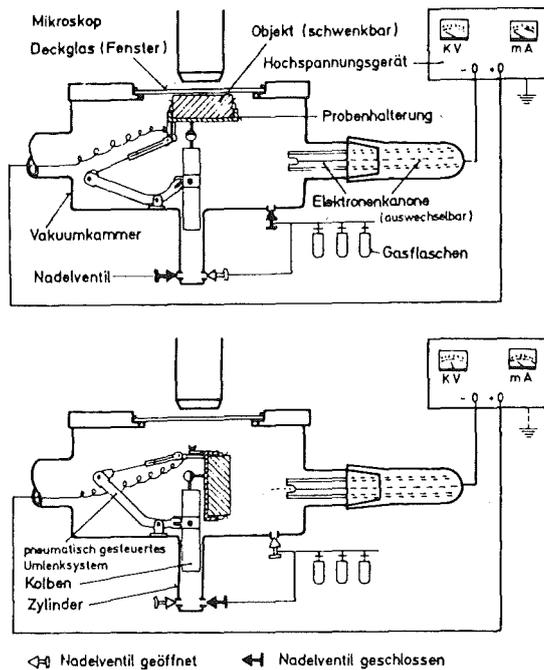
Zur Durchführung der Gefügeanalyse, insbesondere der quantitativen Gefügeanalyse, ist zunächst eine geeignete Präparation des zu analysierenden Werkstoffes erforderlich. Dabei ist der Kontrast zwischen den verschiedenen Gefügebestandteilen die wichtigste Voraussetzung.

Die bekannten Kontrastierungsverfahren beruhen entweder auf dem Einsatz optischer Hilfsmittel wie z.B. der Polarisation oder auf der Bildung bzw. Abtragung von Oberflächenschichten. Ein Beispiel für die "schichtabtragende" Kontrastierung ist das kathodische Ionenätzen, ein Beispiel für das "schichtbildende" Kontrastieren ist das Bedampfen.

Die Kontrastierung durch Gasätzen beruht ebenfalls auf dem Prinzip des Auftragens einer Oberflächenschicht. Die Gaskontrastierung ist ein Verfahren zur Erzeugung bzw. Steigerung des Kontrasts zwischen den Gefügebestandteilen und hat sich gerade bei Verbundwerkstoffen in besonderem Maße bewährt.

Zum besseren Verständnis des Gaskontrastiervorganges sei zunächst die dazu erforderliche Gasätzapparatur kurz beschrieben:

Die nachfolgenden Bilder zeigen schematisch eine evakuierbare Gaskontrastierkammer. Diese Kammer ist auf einem Kreuztisch eines Mikroskopes anbringbar. Das Objekt bzw. die Probe befindet sich dabei entweder zwischen zwei Elektroden - Kathode und Anode - oder ist selbst als Anode geschaltet. Dazu ist selbstverständlich eine hinreichende



Gaskontrastierkammer
in Beobachtungsstellung
(oben) und in Arbeits-
stellung (unten)

elektrische Leitfähigkeit des zu kontrastierenden Werkstoffes erforderlich. Das Mikroskop erlaubt die Untersuchung des zeitlichen Verlaufs der Gaskontrastierung. Nach Einrichten der Probe unter dem Mikroskop durch eine pneumatisch betätigbare Vorrichtung läuft der Gasätzvorgang wie folgt ab:

Die Kontrastierkammer wird evakuiert und dann mit Kontrastgas bzw. Kontrastgasgemisch gefüllt. Zwischen den Elektroden wird ein Lichtbogen gezündet. In der sog. Entladungssäule wird das Kontrastiergas ionisiert und gleichzeitig verdampfen Elemente des Kathodenmaterials und gelangen in das Kontrastgas. Der Ionisierungs- und Verdampfungsgrad bestimmt sich aus Gasdruck, Elektrodenabstand und Elektrodenspannung.

Die Gasionen entstehen entweder durch Anlagerung von Elektronen an die neutralen Gasmoleküle oder durch Abgabe kinetischer Energie beschleunigter Elektronen an neutrale Gasmoleküle über Stoßvorgänge. Es entsteht also

ein Gemisch aus Atomen und/oder Ionen des Kontrastiergases und des Kathodenmaterials. Das Gemisch schlägt dann auf der Probenoberfläche nieder und bildet interferenzfähige Schichten. Diese Schichten rufen bekanntermaßen zwischen unterschiedlichen Gefügebestandteilen unterschiedliche Farbkontraste hervor. Die Schichtbildung ist grundsätzlich nicht auf eine bestimmte Werkstoffgruppe beschränkt.

Da die Reaktionstendenz zwischen den unterschiedlichen Gefügebestandteilen unterschiedlich hoch ist, bilden sich auch unterschiedliche Schichtdicken sowie unterschiedliche Zusammensetzungen der Schichten aus, was wiederum unterschiedliche Farbkontraste zur Folge hat.

In der eingangs genannten Veröffentlichung sind gaskontrastierte Eisen - Glas - Werkstoffe mit Porosität beschrieben. Wesentlich ist hierbei, daß sich nach der Gaskontrastierung die von Glas sonst nicht unterscheidbaren Poren optisch eindeutig von der Glasphase abheben.

Zur Deutung des Effektes der Gaskontrastierung wird auf die in Rede stehende Literaturstelle verwiesen.