

KfK 4173
November 1986

Zum Gefügeeinfluß auf die Leitfähigkeit von Verbundwerkstoffen

G. Ondracek
Institut für Material- und Festkörperforschung

Kernforschungszentrum Karlsruhe

10/10/10

10/10/10

10/10/10

10/10/10

10/10/10

10/10/10

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Material- und Festkörperforschung

KfK 4173

Zum Gefügeeinfluß auf die Leitfähigkeit
von Verbundwerkstoffen

G. Ondracek

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

Sonderdruck aus:

ZEITSCHRIFT FÜR
METALLKUNDE

Herausgegeben von
DER DEUTSCHEN GESELLSCHAFT FÜR METALLKUNDE E.V.



DR. RIEDERER-VERLAG GMBH
POSTFACH 447
7000 STUTTGART 1

Zum Gefügeeinfluß auf die Leitfähigkeit von Verbundwerkstoffen

Gerhard Ondracek

(Institut für Material- und Festkörperforschung I, Kernforschungszentrum und Universität Karlsruhe, Postfach 3640-IMF, D-7500 Karlsruhe 1)

Herrn Professor Dr. rer. nat. Dr.-Ing. E.h. Eckard Macherauch zu seinem 60. Geburtstag gewidmet

Die theoretische Behandlung des Zusammenhangs zwischen Gefügestruktur und Leitfähigkeit zweiphasiger Werkstoffe führt zu Grenzwertgleichungen und/oder zu konstitutiven Gefüge-Eigenschafts-Gleichungen. Welcher Gleichungstyp zur Berechnung des Gefügeeinflusses geeignet ist, hängt vom Ausmaß der verfügbaren Information zur Gefügestruktur ab. Dies wird für Keramik-Metall-, Metall-Polymer- und Polymer-Keramik-Verbundwerkstoffe dargestellt. Die berechneten Werte werden mit Meßwerten verglichen.

Quantitative Microstructural Effects on the Conductivity of Composites

Theoretically two types of equations exist treating the correlation between microstructure and conductivity of two-phase materials: the bound equations and the constitutive microstructure-field property equations. It depends on the available information about the materials microstructure which type of equation has to be used for the conductivity calculation. This is demonstrated for ceramic-metal-, metal-polymer- and polymer-ceramic-composites. Their measured conductivities are compared with calculated values.

1 Einleitung: Feldeigenschaften, Gefügeparameter und Gefügefaktoren

Abgesehen von ihrer technischen Nutzbarkeit sind die Beziehungen zwischen der Struktur und den Eigenschaften von Werkstoffen von grundlegendem wissenschaftlichen Interesse. Insbesondere bei mehrphasigen Werkstoffen beeinflusst auch die Gefügestruktur (vergleiche Bild 1) die effektiven Eigenschaften merklich.

Für die theoretische Behandlung der Gefügestruktur-Eigenschafts-Korrelation lassen sich die Eigenschaften in Gruppen zusammenfassen (vergleiche Bild 2), wobei alle Eigenschaftskennwerte einer Gruppe den gleichen oder einen ähnlichen Zusammenhang mit der Gefügestruktur aufweisen. Dementsprechend sind die Ableitungen von Gefügestruktur-Eigenschafts-Gleichungen für alle Eigenschaften einer Gruppe analog¹⁾²⁾.

Nachdem der Zusammenhang zwischen Feldeigenschaften, wie der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit und der magnetischen Permeabilität, und der Gefügestruktur für mehrphasige Metalle³⁾ und keramische Werkstoffe⁴⁾, Cermets mit nichtoxidischer Keramikphase⁵⁾, Glasphasen⁶⁾ und kohlenstoffhaltige⁴⁾⁵⁾ sowie poröse Werkstoffe²⁾⁷⁾⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾ behandelt worden ist, soll er hier – abschließend – für Metall-Keramik-, Keramik-Polymer- und Polymer-Metall-Verbundwerkstoffe betrachtet werden. Verbundwerkstoffe sind für Vergleiche zwischen berechneten und gemessenen Werten besonders geeignet¹¹⁾: da die effektiven Eigenschaften eines mehrphasigen Werkstoffes von denjenigen seiner Phasen abhängig sind, wird der Einfluß der Geometrie und geometrischen Anordnung dieser Phasen (d. h. der Gefügestruktur) experimentell besonders dann sichtbar werden, wenn die Eigenschaften der Phasen sich sehr unterscheiden. Dies ist bei Verbundwerkstoffen in der Regel der Fall.

2 Grenzwert- und konstitutive Gefügestruktur-Feldeigenschafts-Gleichungen

Die Theorie¹⁾²⁾ und der Vergleich experimenteller Feldeigenschaftswerte von mehrphasigen Werkstoffen mit

berechneten hat bisher wiederholt die theoretische Schlußfolgerung bestätigt, daß zwei implizite Gefügeparameter und drei explizite Gefügefaktoren den Einfluß der Gefügestruktur auf die Feldeigenschaften dominieren:

Die impliziten Gefügeparameter sind

- die Anzahl der Phasen (zwei-, drei-, mehrphasig)
- der Gefügetyp (Einlagerungsgefüge, Durchdringungsgefüge)

Die expliziten Gefügefaktoren sind

- die Konzentration der Phasen (Phasenkonzentrationsfaktor)
- die Form der Phasenteilchen (Formfaktor)
- die Orientierung der Phasenteilchen (Orientierungsfaktor)

Die Unterscheidung zwischen impliziten Gefügeparametern und expliziten Gefügefaktoren ergibt sich bei der Ableitung der Gleichungen: implizite Faktoren bestimmen den Typ der Gleichungen, treten aber explizit in diesen nicht in Erscheinung. So gibt es beispielsweise unterschiedliche Gleichungen für zwei- oder dreiphasige – oder poröse – Werkstoffe bzw. für solche mit Einlagerungsgefüge und solche mit Durchdringungsgefüge¹³⁾¹⁴⁾¹⁵⁾. Die expliziten Gefügefaktoren dagegen sind explizit definiert und durch quantitative Gefügeanalyse bestimmbar¹²⁾¹⁶⁾.

In den Tabellen 1 und 2 sind die Gefügestruktur-Eigenschafts-Gleichungen zusammengefaßt, wobei zwischen den Grenzwertgleichungen verschiedener Ordnung (Tabelle 1) und den konstitutiven Gefüge-Feldeigenschafts-Gleichungen für Einlagerungsgefüge (Tabelle 2) unterschieden wird. Die konstitutiven Gefügestruktur-Feldeigenschafts-Gleichungen für Durchdringungsgefüge⁸⁾¹³⁾¹⁵⁾ sind nicht aufgeführt, da sie bei den hier behandelten Verbundwerkstoffen nicht zur Anwendung kommen.

Grenzwertgleichungen I. Ordnung (Gl. (1), (2) in Tabelle 1) schließen alle Feldeigenschaftswerte eines zweiphasigen Werkstoffes zwischen oberen und unteren Grenzwerten ein, über den nichts weiter bekannt ist als eben die Anzahl der Phasen; zwei. Ist außer der Anzahl der Phasen auch bekannt, daß der Werkstoff isotrop ist (statistische Orientierung), so ergeben sich die Grenzwertgleichungen II.

Tabelle 1. Untere und obere Grenzwertgleichungen.

φ = Feldeigenschaftswerte; c = Volumenanteil einer Phase; C, D, M = Indizes für den zweiphasigen Werkstoff (C), die eingelagerte Phase (D), die Matrixphase (M); 1, 2 = Indizes für Phase 1 oder 2; I, II, III = Indizes für den Ordnungsgrad der Gleichungen

I. Ordnung	$\varphi_{IC} = \frac{\varphi_1 \varphi_2}{c_2 \varphi_1 + (1-c_2) \varphi_2} \quad (1)$	$\varphi'_C = c_2 \varphi_2 + (1-c_2) \varphi_1 \quad (2)$
II. Ordnung	$\varphi_{IIC} = \varphi_1 \frac{3\varphi_2 + 2(1-c_2)(\varphi_1 - \varphi_2)}{3\varphi_1 - (1-c_2)(\varphi_1 - \varphi_2)} \quad (3)$ $\varphi_1 < \varphi_2$	$\varphi''_C = \varphi_2 \frac{3\varphi_1 + 2c_2(\varphi_2 - \varphi_1)}{3\varphi_2 - c_2(\varphi_2 - \varphi_1)} \quad (4)$
III. Ordnung	$1 - c_D = \frac{\varphi_{IIIC} - \varphi_D \varphi_M + 2\varphi_D}{\varphi_M - \varphi_D \varphi_{IIIC} + 2\varphi_D} \quad (5)$ $\varphi_D < \varphi_M$	$1 - c_D = \frac{\varphi'''_C - \varphi_D}{\varphi_M - \varphi_D} \sqrt[3]{\frac{\varphi_M}{\varphi_{IIIC}}} \quad (6)$
	untere	obere

Tabelle 2. Konstitutive Gefügestruktur-Feldeigenschafts-Gleichungen.

F_D = Formfaktor ($0 \leq F_D \leq 0,5$); $\cos^2 \alpha_D$ = Orientierungsfaktor ($0 \leq \cos^2 \alpha_D \leq 1$); alle anderen Bezeichnungen vergleiche Tabelle 1.

allgemein für \rightarrow	$\varphi_C = \varphi_M (1 - c_D) \frac{\cos^2 \alpha_D - 1}{F_D - 1} + \frac{\cos^2 \alpha_D}{2F_D} \quad (7)$ $\varphi_M > \varphi_D$	$\varphi_C = \varphi_M (1 - c_D) \frac{\cos^2 \alpha_D - 1}{F_D} - \frac{\cos^2 \alpha_D}{1 - 2F_D} \quad (8)$ $\varphi_M < \varphi_D$	
$\cos^2 \alpha_D \rightarrow$ $F_D \downarrow$	0 Orientierung quer zum Feld	0,33 Orientierung statistisch	1 Orientierung in Feldrichtung
0 Scheibe	$1 - c_D = \frac{\varphi_D - \varphi_C}{\varphi_D - \varphi_M} \quad (9)$	$1 - c_D = \frac{(\varphi_D - \varphi_C) \cdot (\varphi_M + 2\varphi_D)}{(\varphi_D - \varphi_M) \cdot (\varphi_C + 2\varphi_D)} \quad (10)$	$1 - c_D = \frac{\varphi_D - \varphi_C}{\varphi_D - \varphi_M} \cdot \frac{\varphi_M}{\varphi_C} \quad (11)$
0,33 Kugel	$1 - c_D = \frac{\varphi_D - \varphi_C}{\varphi_D - \varphi_M} \left(\frac{\varphi_M}{\varphi_C} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (12)$		
0,5 Stab	$1 - c_D = \frac{\varphi_D - \varphi_C}{\varphi_D - \varphi_M} \left[\frac{\varphi_M}{\varphi_C} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (13)$	$1 - c_D = \frac{\varphi_D - \varphi_C}{\varphi_D - \varphi_M} \left[\frac{\varphi_M + \frac{1}{5}\varphi_D}{\varphi_C + \frac{1}{5}\varphi_D} \right]^{\frac{2}{5}} \quad (14)$	$1 - c_D = \frac{\varphi_D - \varphi_C}{\varphi_D - \varphi_M} \quad (15)$

Ordnung (Gl. (3), (4) in Tabelle 1), deren obere und untere Grenzwerte näher beieinander liegen. Ist zusätzlich zur Anzahl der Phasen und deren statistischer Orientierung (Isotropie) außerdem bekannt, daß der Werkstoff Einlagerungsgefüge mit bestimmter Matrixphase aufweist, so ergeben sich die – noch engeren – Grenzwerte III. Ordnung (Gl. (5), (6) in Tabelle 1). Bei Kenntnis aller vorn aufgeführten fünf Gefügeparameter und -faktoren fallen die oberen und unteren Grenzwerte in einem einzigen Eigenschaftskennwert für jede Phasenkonzentration zusammen („singuläre“ Kurve, punktierte Linie in Bild 3). Die Abhängigkeit dieser eindeutig definierten effektiven Eigen-

schaftswerte (φ_C) eines zweiphasigen Werkstoffes von den Gefügefaktoren (Phasenkonzentrationsfaktor c_D ; Formfaktor F_D ; Orientierungsfaktor $\cos^2 \alpha_D$) beschreiben die konstitutiven Gefüge-Feldeigenschafts-Gleichungen (Gl. (7), (8) in Tabelle 2)¹⁾²⁾. Sie nehmen für bestimmte Gefügestrukturen bestimmte Werte an:

- plättchenförmige Einlagerungen quer zum Feld orientiert ($F_D = 0, \cos^2 \alpha_D = 0$; Gl. (9)),
- statistisch zum Feld orientiert ($F_D = 0, \cos^2 \alpha_D = 0,33$; Gl. 10)) und
- in Feldrichtung orientiert ($F_D = 0, \cos^2 \alpha_D = 1$; Gl. (11)).

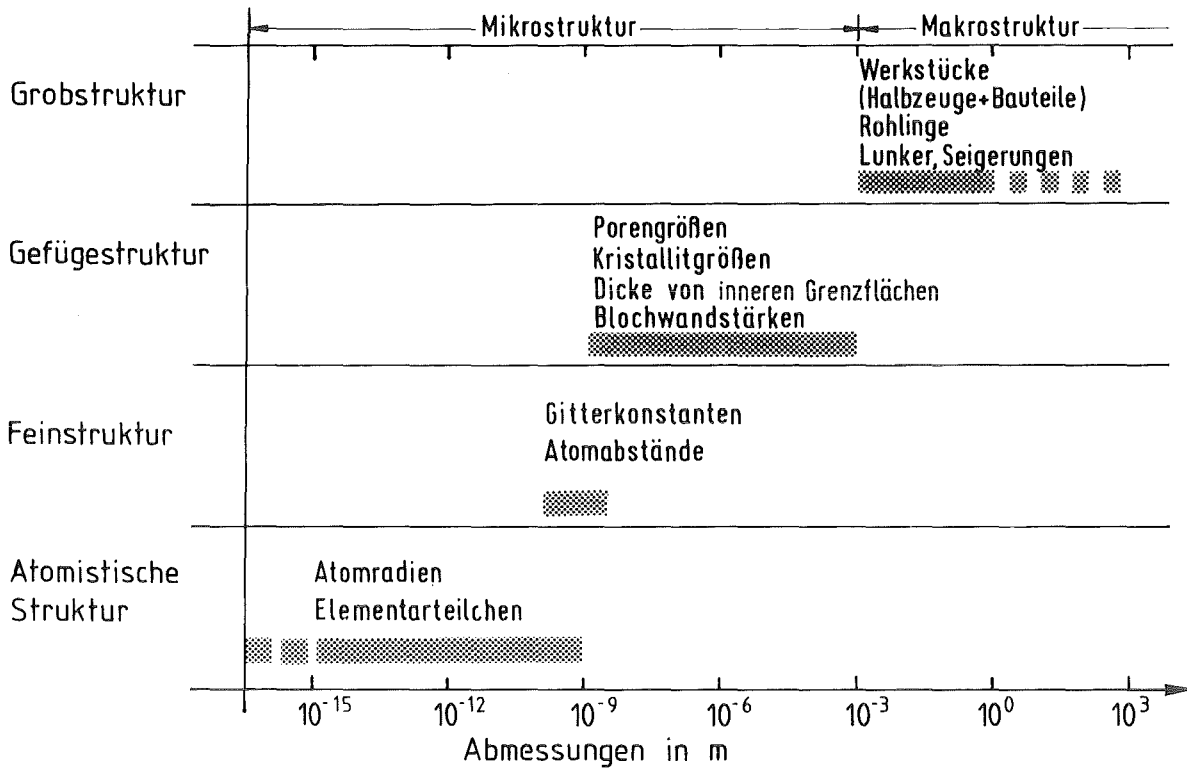


Bild 1. Struktureinteilung und Größenordnung (vgl. auch Lit. 62)).

Atomistische Struktur	thermochemische Eigenschaften
Feinstruktur	mechanische Eigenschaften
Gefügestruktur	Feldeigenschaften
Grobstruktur	technische Eigenschaften

Bild 2. Aufbau und Eigenschaften von Werkstoffen.

- sphärische Einlagerungen ($F_D = 0,33, \cos^2 \alpha_D = 0,33$; Gl. (12)).

- eingelagerte Fasern (faserhaltige Werkstoffe) quer zum Feld orientiert ($F_D = 0,5, \cos^2 \alpha_D = 0$; Gl. (13)), statistisch orientiert ($F_D = 0,5, \cos^2 \alpha_D = 0,33$; Gl. (14)) und in Feldrichtung orientiert (gerichtet eingelagerte Phasen; $F_D = 0,5; \cos^2 \alpha_D = 1$; Gl. (15)).

3 Vergleich berechneter und gemessener Leitfähigkeitswerte

In den folgenden Bildern 4 bis 7 sind die Meßwerte der elektrischen und thermischen Leitfähigkeit jener Polymer-Metall-, Metall-Keramik- und Keramik-Polymer-Verbundwerkstoffe erfaßt, bei denen die Information zum Gefüge lediglich die Zuordnung zur Grenzkurven erlaubt. Dabei werden zunächst Meßwerte und Grenzkurven I. und II. Ordnung für Verbundwerkstoffe verglichen, deren Phasen sich um mindestens 10 Größenordnungen unterscheiden (Bilder 4 bis 7). Die Grenzkurven erfassen zwar alle experimentellen Werte, lassen aber Eigenschaftsvariationen über viele Größenordnungen zu. Auch bei geringen Unter-

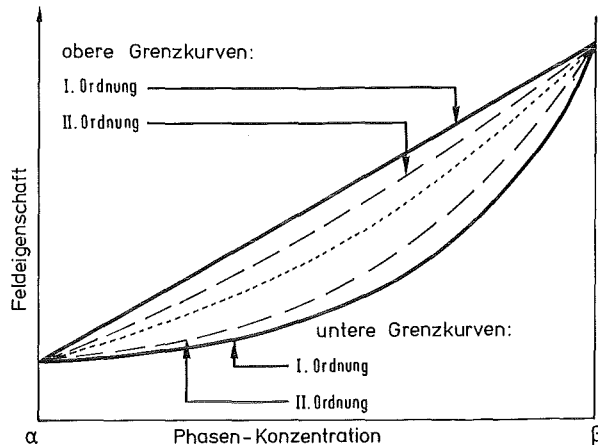


Bild 3. Grenzkurven¹⁾¹⁷⁾.

schieden der Leitfähigkeiten der Verbundwerkstoffphasen sind die Variationsbereiche zwischen den Grenzkurven – selbst denjenigen III. Ordnung – so groß (Bilder 5 und 6), daß sie ingenieurmäßigen Abschätzungen nicht genügen können. Dies gilt – je nach Anforderung – auch dann, wenn sich die Eigenschaften der Verbundwerkstoffphasen um nur eine Größenordnung oder weniger unterscheiden (Bild 7). Von wenigen Ausnahmen abgesehen (vergleiche beispielsweise Bild 6c) liegen aber die Meßwerte erwartungsgemäß zwischen den Grenzkurven.

Genauere Eigenschaftsbestimmungen erlauben die konstitutiven Gefüge-Feldeigenschafts-Gleichungen (Tabelle 2) für Verbundwerkstoffe mit definierter Gefügestruktur. Für sphärische Keramikphaseneinlagerungen in metallische Matrixphasen ist dies am Beispiel der elektrischen Leitfähigkeit in Bild 8a gezeigt. In Bild 8b und Bild 8c ist der Vergleich für die thermische Leitfähigkeit von Verbundwerkstoffen mit sphärischen Metallphaseneinlagerungen in polymere Matrixphasen wiedergegeben.

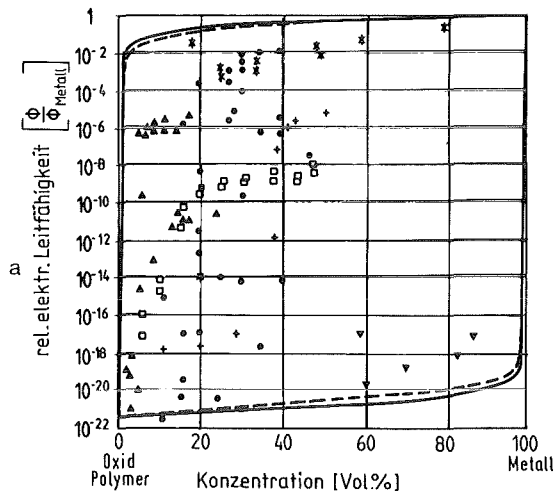


Bild 4a. Meßwerte bei Raumtemperatur für $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ag}^{14)}$ (*), Bakelit-Ag¹⁹⁾ (+), Polyethylen $(\text{CH}_2 = \text{CH}_2)_n\text{-Ni}^{20)}$ (●), PVC-Cu²¹⁾ (22) (▲), Harz-Cu²³⁾ (▼), Harz-Fe²⁴⁾ (□), Grenzkurven I. Ordnung (—), Grenzkurven II. Ordnung (---)

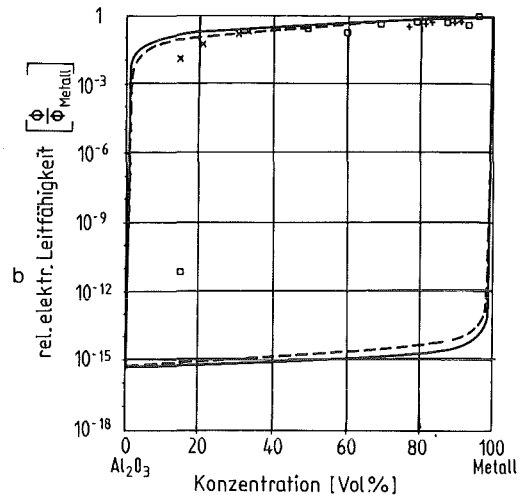


Bild 4b. Meßwerte für $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}$ (300 K)²⁷⁾ (+), $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}_3\text{Al}_2$ (300 K)²⁵⁾ (□), $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-W}$ (1373 K)²⁶⁾ (X), Grenzkurven I. Ordnung (—), Grenzkurven II. Ordnung (---)

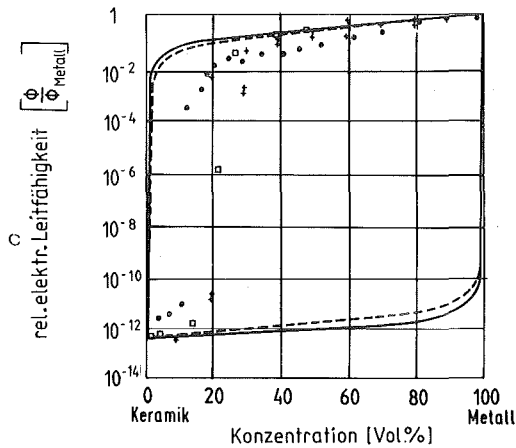


Bild 4c. Meßwerte bei Raumtemperatur für $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}^{28)}$ (□), Steingutmehl-Fe²⁹⁾ (●), $\text{Ba}_{2.5}\text{Ca}_{0.5+x}\text{WO}_6\text{-W}^{30)}$ (+), Grenzkurven I. Ordnung (—), Grenzkurven II. Ordnung (---)

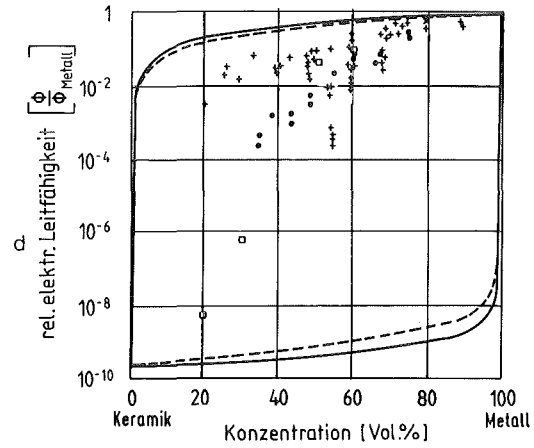


Bild 4d. Meßwerte bei Raumtemperatur für $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Fe}^{29)}$ (31) (33) (+), $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ni}^{31)}$ (●), $\text{UO}_2\text{-Cu}^{13)}$ (X), $\text{U}_3\text{O}_8\text{-Al}^{32)}$ (□), Grenzkurven I. Ordnung (—), Grenzkurven II. Ordnung (---)

Bild 4a bis d. Elektrische Leitfähigkeit von Cermets und Polymer-Metall-Verbundwerkstoffen.

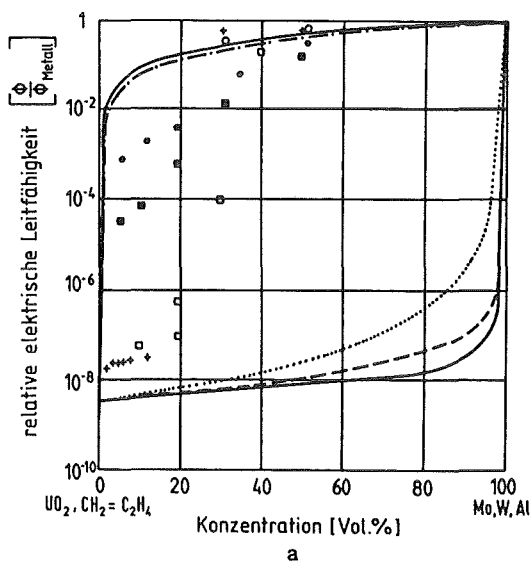


Bild 5a. Meßwerte für $\text{UO}_2\text{-Mo}$ (300 K, 1573 K)¹⁴⁾ (34) (35) (□ ■), $\text{UO}_2\text{-W}$ (300 K, 1573 K)³⁴⁾ (35) (○ ●), Polypropylen $[\text{CH}_2 = \text{CH} \cdot \text{CH}_3]_n\text{-Al}$ (873 K)³⁶⁾ (+), Grenzkurven I. Ordnung (—), Grenzkurven II. Ordnung (---), Grenzkurven III. Ordnung ($\text{UO}_2\text{-}$ bzw. Polypropylen-Matrix) (····)

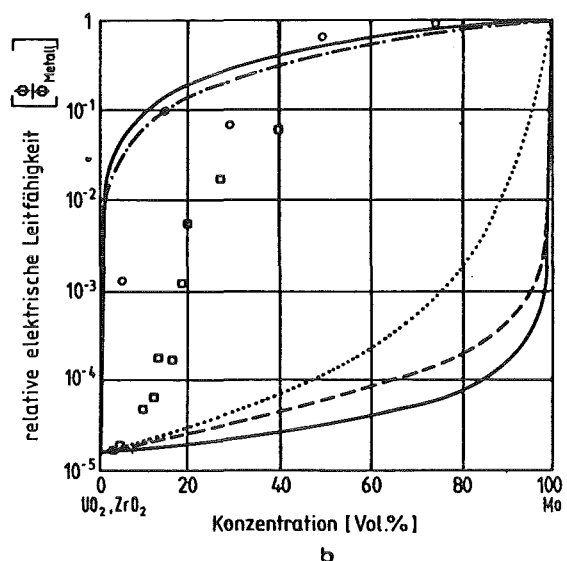


Bild 5b. Meßwerte für $\text{UO}_2\text{-Mo}$ (300 K)³⁷⁾ (○), $\text{ZrO}_2\text{-Mo}$ (1923 K)³³⁾ (□), Grenzkurven I. Ordnung (—), Grenzkurven II. Ordnung (---), Grenzkurven III. Ordnung (Keramik-Matrix) (····)

Bild 5a und b. Elektrische Leitfähigkeit von Cermets und Polymer-Metall-Verbundwerkstoffen.

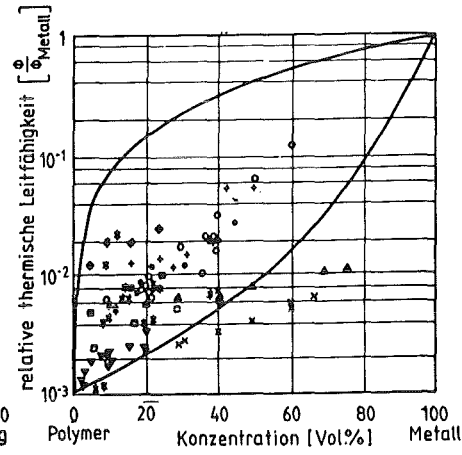
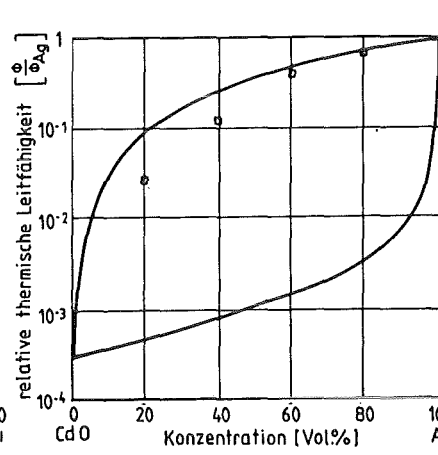
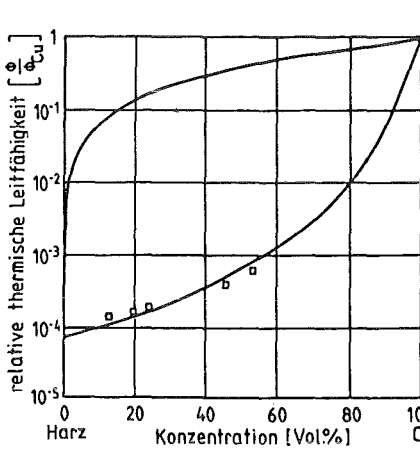


Bild 6a. Meßwerte bei tiefer Temperatur für Harz-Cu (20 K)⁶¹) (□) Grenzkurven III. Ordnung (Harz-Matrix) (—)

Bild 6b. Meßwerte bei Raumtemperatur für CdO-Ag-Cermets³⁸) (□) Grenzkurven III. Ordnung (Ag-Matrix) (—)

Bild 6c. Meßwerte bei Raumtemperatur für Harz-Al³⁹⁾⁴⁰⁾ (○), Harz-Al/Ti⁴⁰⁾ (●), Harz-Cu⁴⁰⁾ (★), Harz-Cu/Ti⁴⁰⁾ (+), Silicon-Al⁴¹⁾ (□), Silicon-Pb⁴¹⁾ (◆), Silicon-Ni⁴¹⁾ (■), Polyethylen-Al⁴²⁾ (X), Polyethylen-Cu⁴²⁾ (▼), Polyethylen-Fe⁴²⁾ (▲) Grenzkurven III. Ordnung (Polymer-Matrix-Phase, gemittelt) (—)

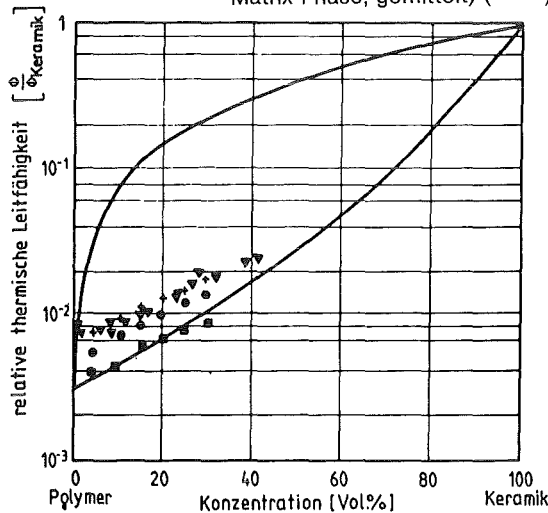
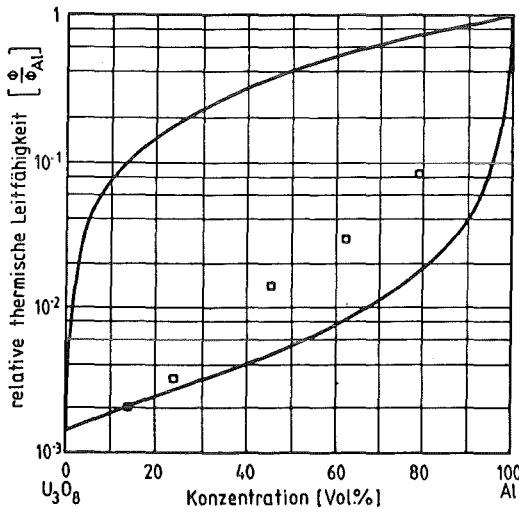


Bild 6d. Meßwerte bei Raumtemperatur für U₃O₈-Al-Cermets¹³) (□) Grenzkurven II. Ordnung (—)

Bild 6e. Meßwerte bei Raumtemperatur für Polystyrol (C₆H₅ · CH = CH₂)_n-Al₂O₃⁴³⁾ (●), Polyethylen (CH₂ = CH₂)_n-Al₂O₃⁴²⁾ (■), Polyethylen-CaO⁴³⁾ (★), Polystyrol-CaO⁴³⁾ (X) Grenzkurven III. Ordnung (Polymer-Matrix-Phase, gemittelt) (—)

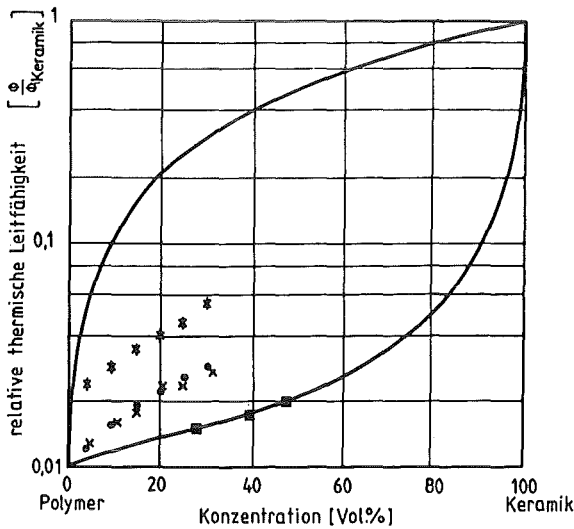


Bild 6f. Meßwerte bei Raumtemperatur für Polystyrol (CH₆H₅ · CH = CH₂)_n-Al₂O₃⁴³⁾ (●), Polyethylen (CH₂ = CH₂)_n-Al₂O₃⁴²⁾ (■), Polyethylen-CaO⁴³⁾ (★), Polystyrol-CaO⁴³⁾ (X) Grenzkurven I. Ordnung (Polymer-Matrix-Phase, gemittelt) (—)

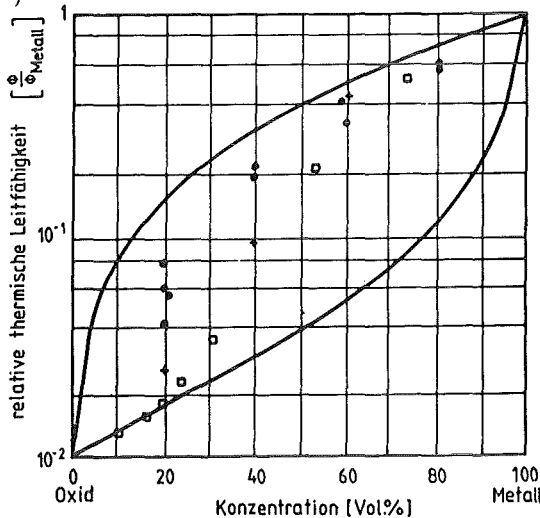


Bild 6g. Meßwerte bei Raumtemperatur für Al₂O₃-Fe²⁹⁾ (□), UO₂-Cu¹³⁾ (+), La₂O₃-W¹³⁾⁴⁶⁾ (●) Grenzkurven II. Ordnung (—)

Bild 6a bis g. Thermische Leitfähigkeit von Cermets, Polymer-Metall- und Polymer-Keramik-Verbundwerkstoffen.

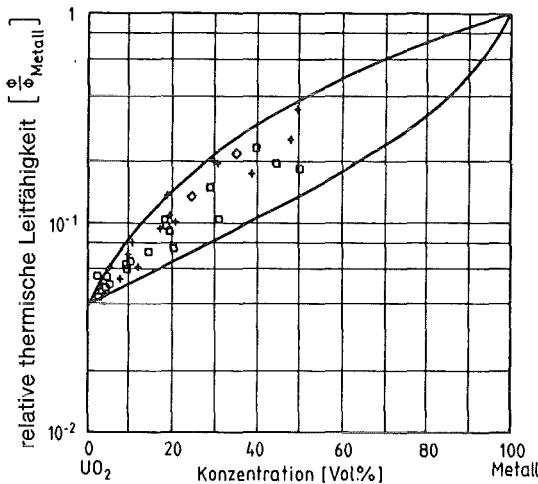


Bild 7a. Meßwerte (thermische Leitfähigkeit) für UO₂-Mo (300 K, 473 K)³⁴⁾⁴⁷⁾⁴⁸⁾ (□), UO₂-W (300 K, 473 K)³⁴⁾⁴⁷⁾⁴⁹⁾ (+), UO₂-Ni 300 K)⁴⁹⁾ (◇)
Grenzkurven III. Ordnung (Metall-Matrix) (—)

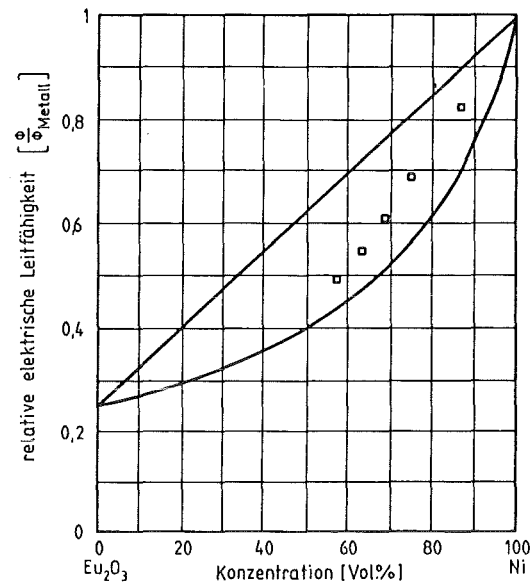


Bild 7c. Meßwerte (elektrische Leitfähigkeit) für Eu₂O₃-Ni (Raumtemperatur)⁵³⁾ (□)
Grenzkurven I. Ordnung (—)

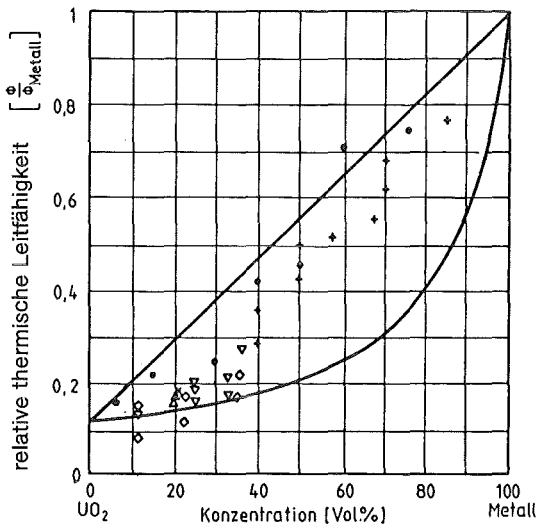


Bild 7b. Meßwerte (thermische Leitfähigkeit) für UO₂-Cr (300 K)⁵²⁾ (X), UO₂-Fe (473 K)³⁷⁾⁴⁹⁾ (▽), UO₂-Mo (873 K)³⁷⁾ (●), UO₂-Nb (300 K)⁵²⁾ (△), UO₂-Ni (473 K)³⁷⁾ (◇), UO₂-SS (rostfreier Stahl; 773 K, 1073 K)⁵⁰⁾⁵¹⁾ (+)
Grenzkurven I. Ordnung (—)

Bild 7a bis c. Thermische und elektrische Leitfähigkeit von Cermets.

- zur Deutung des Einflusses der Gefügestruktur auf die Feldeigenschaften mehrphasiger Werkstoffe (wissenschaftliches Verständnis der Gefüge-Eigenschafts-Zusammenhänge)
- bei der Vorausberechnung optimierter Gefügestrukturen zur Erzielung gewünschter Feldeigenschaften („Konstruktion maßgeschneiderter Werkstoffe“)
- bei der Bestimmung von Feldeigenschaftswerten aus gemessenen Gefügedaten (Ersatz direkter Eigenschaftsmessungen durch quantitative Gefügeanalyse)

Ohne exakte Kenntnis der Gefügefaktoren sollte gelten, daß die elektrischen Leitfähigkeiten stranggepreßter Glas-Al-Cermets in Strangpreßrichtung stärker zur theoretischen Kurve für gerichtete Glasfasern in Al-Matrix tendieren als die elektrischen Leitfähigkeiten von geschmiedeten Glas-Al-Cermets. Dies ist in Bild 9 bestätigt. Schließlich sind in Bild 10 die gemessenen thermischen Leitfähigkeiten eines Verbundwerkstoffes aus Bakelitplättchen ($F_D \rightarrow 0$) in Wood-Metallmatrix bei variabler Phasenkonzentration und Plättchenorientierung mit berechneten Werten gemäß Gl. (7) verglichen.

Von wenigen Ausnahmen abgesehen, die nicht eindeutig zuzuordnen waren (Harz-Al⁴⁴⁾⁵⁰⁾, Harz-Cu⁴⁴⁾⁵⁹⁾, UO₂-Mo⁴⁸⁾, bestätigen die Vergleiche die berechneten Werte im Rahmen der erwartbaren Genauigkeiten und damit - auch für Verbundwerkstoffe - die Verlässlichkeit der theoretischen Gefüge-Feldeigenschafts-Gleichungen.

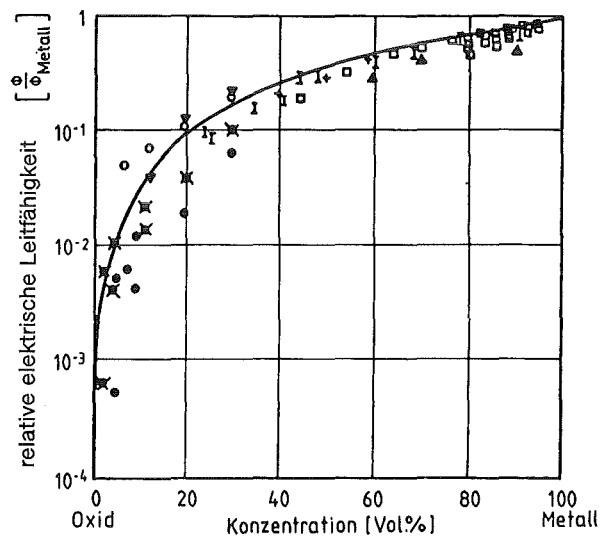


Bild 8a. Meßwerte (elektrische Leitfähigkeit; Metall-Matrix mit sphärischen Keramikeinlagerungen) für CdO-Ag (300 K)³⁹⁾⁵⁴⁾ (□), UO₂-Cr (300 K, 873 K)¹⁴⁾⁵⁵⁾ (▲ ▽), UO₂-Cu (300 K)⁵⁶⁾ (l), UO₂-Mo (1273 K, 1573 K)³⁵⁾⁵⁵⁾ (○ ●), UO₂-W (300 K, 1573 K)¹⁴⁾³⁵⁾ (+ X)
Berechnete Kurve für Metallmatrix mit sphärischen Keramikeinlagerungen (—)

Herr Peter Klein hat durch seine Diplomarbeit, unterstützt durch Herrn Dipl.-Phys. Schust, Fachinformationszentrum Karlsruhe, wesentlich zur Literaturlauswertung beigetragen. Frau Howell hat das Manuskript geschrieben, Frau Karcher hat die Abbildungen gezeichnet. Der Verfasser dankt sehr für diese Unterstützung.

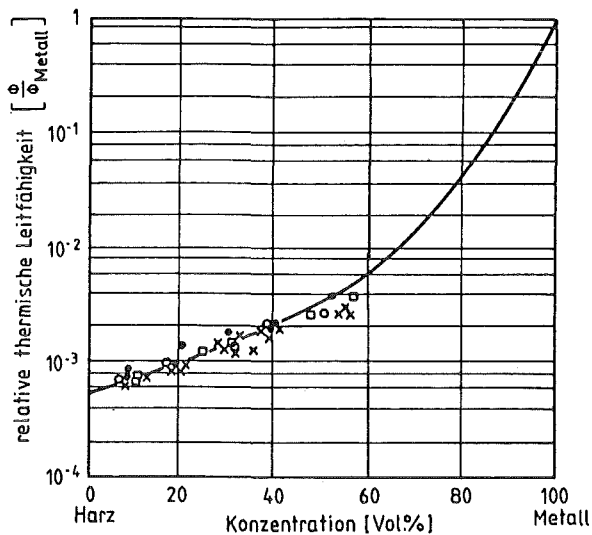


Bild 8b. Meßwerte (thermische Leitfähigkeit; Polymer-Matrix-Phase mit sphärischen Metalleinlagerungen) für Harz-Ag (300 K) (□), Harz-Au (300 K)⁵⁷ (○), Harz-Cu (300 K)⁵⁷ (X), Harz-Sn (10 K)⁵⁷ (●). Berechnete Kurve für Polymer-Matrix und sphärische Metalleinlagerungen (—)

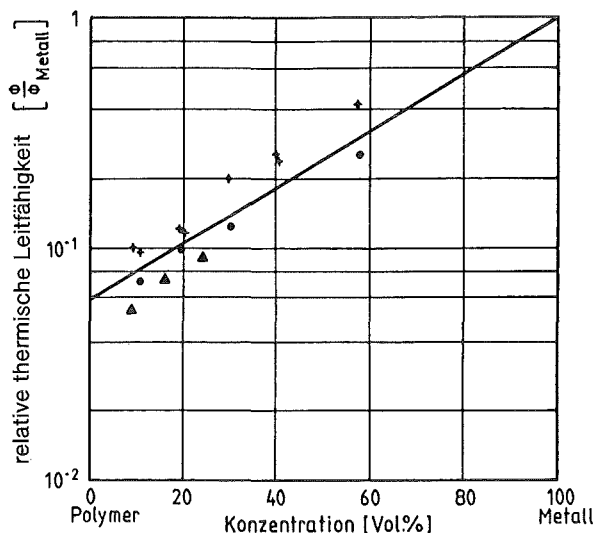


Bild 8c. Meßwerte (thermische Leitfähigkeit; Polymer-Matrix-Phase mit sphärischen Metalleinlagerungen) für Silicon-Bi (300 K)⁴¹ (▲), Harz-Sn (200 K)⁵⁷ (+), Harz-SS (rostfreier Stahl; 300 K)⁵⁷ (●). Berechnete Kurve für Polymer-Matrix mit sphärischen Metalleinlagerungen (—)

Bild 8a bis c. Elektrische und thermische Leitfähigkeit von Oxid-Cermets und Polymer-Metall-Verbundwerkstoffen.

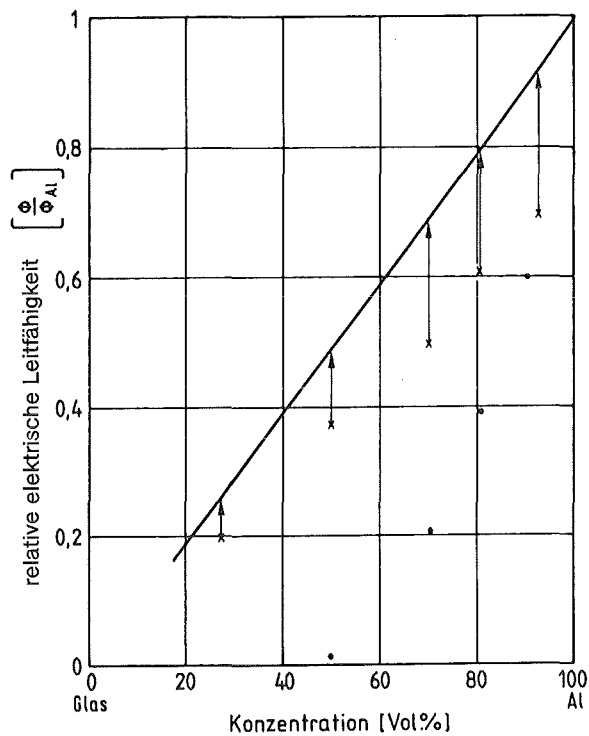


Bild 9. Elektrische Leitfähigkeit von stranggepreßten (X) und geschmiedeten (●) Glas-Al-Cermets bei Raumtemperatur⁵⁸ und berechnete Kurve für glasfaserhaltige Al-Cermets mit in Strangpreßrichtung orientierten Fasern (—).

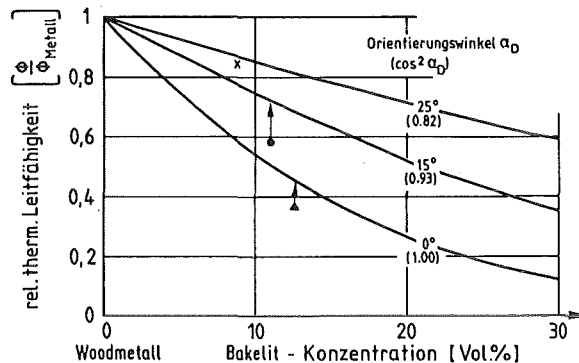


Bild 10. Thermische Leitfähigkeitswerte von Verbundwerkstoffen mit Wood-Metall-Matrixphase und plättchenförmigen Bakelitinlagerungen in unterschiedlicher Orientierung; Meßwerte (X ● ▲)⁵⁹, berechnete Kurven für verschiedene Orientierungswinkel (—).

Literatur

- 1) G. ONDRACEK, Metall **36** (1982) 523.
- 2) P. NIKOLOPOULOS, G. ONDRACEK, Z. Metallkde. **74** (1983) 49.
- 3) G. ONDRACEK, Metall **37** (1983) 1016.
- 4) G. ONDRACEK, Proc. Int. Pulvermet. Tagung Dresden, 2-19 (1981) 241.
- 5) P. KLEIN, G. ONDRACEK, Revue de Chimie Minerale **18** (1981) 392.
- 6) G. ONDRACEK, Proc. Int. Pulvermet. Tagung Dresden, 2-12 (1985) 179.

- 7) P. NIKOLOPOULOS, G. ONDRACEK, *J. Am. Ceram. Soc.* **66** (1983) 238.
- 8) B. SCHULZ, *High Temp. – High Press.* **13** (1981) 649.
- 9) P. NIKOLOPOULOS, G. ONDRACEK, *J. Nucl. Mat.* **114** (1983) 231.
- 10) M. NEUENBURG, Dissertation TU Clausthal, Fak. Bergbau, Hütten- und Maschinenwesen (1984).
- 11) G. ONDRACEK, *Umschau* **7** (1985) 400; *Kunststoffberater* **6** (1986) 27.
- 12) G. ONDRACEK, *Metall* **36** (1982) 1288.
- 13) B. SCHULZ, Ber. des Kernforschungszentrums Karlsruhe, KfK 1988 (1974).
- 14) G. ONDRACEK, *Z. Werkstofftechnik* **5** (1974) 416.
- 15) G. ONDRACEK, *Z. Werkstofftechnik* **8** (1977) 220; 280.
- 16) R. PEJSA, Dissertation, Universität Karlsruhe, Fak. Maschinenbau (1981).
- 17) G. ONDRACEK, *Werkstoffkunde*, expert-Verlag Sindelfingen, 2. Auflage (1986).
- 18) T. H. BLAKELEY, A.E.S. WHITE in F. Benesovsky, *Proc. 2nd Plansee-Seminar*, Springer-Verlag Wien (1956) 335.
- 19) J. GURLAND, in *Proc. 4th Plansee-Seminar*, F. Benesovsky (Hrsg.), Springer-Verlag, Wien (1962) 507.
- 20) A. MALLIARIAS, D. T. TURNER, *J. Appl. Phys.* **42** (1971) 614.
- 21) D. DAS, S. BASU, A. PAUL, *J. Mat. Sci.* **15** (1980) 1719.
- 22) S. K. BHATTACHARYYA, S. BASU, S. K. DE, A. K. PAL, S. CHOWDHURY, *J. Appl. Phys.* **49** (1978) 3001.
- 23) D. HANSEN, R. TOMKIEWICZ, *Polymer Eng. and Sci.* **15** (1975) 353.
- 24) S. M. AHARONI, *J. Appl. Phys.* **43** (1972) 2463.
- 25) W. JELLINGHAUS, *Forschungsbericht des Landes Nordrhein-Westfalen Nr. 1016*, Westdeutscher Verlag, Köln-Opladen (1961).
- 26) A. J. AVGUSTINIK, I. L. GANDELSMAN, L. F. GORFUNKEL, *Zhurnal Prikladnoi Khimii* **40** (1967) 2566.
- 27) F. EISENKOLB, W. SCHATT, *Neue Hütte* **2** (1957) 471.
- 28) E. DÖRRE, W. ZIEGELE, *Ber. DKG* **47** (1970) 622.
- 29) F. EISENKOLB, W. RICHTER, *Wiss. Z. TH Dresden* **3** (1953/54) 71.
- 30) D. SCHMIDT, *DFVLR-Forschungsbericht* **69-96** (1969).
- 31) W. SEITH, H. SCHMEKEN in K. RUTHARDT, *Heraeus-Festschrift* (1951) 218.
- 32) G. ONDRACEK, E. PATRASSI, *Ber. DKG* **45** (1968) 617.
- 33) W. A. FISCHER, C. PIEPER, *Arch. Eisenhüttenwesen* **44** (1973) 483.
- 34) D. L. STOLTZ, D. E. KIZER, D. L. KELLER, *BMI 1619, Section D* (1963) D1.
- 35) I. AMOTO, R. L. COLOMBO, F. POLIN, *Rev. Hautes Temper. et Refract.* **t3** (1966) 189.
- 36) V. I. PROVIRIN, A. I. SAVITSKII, *Mekhanika Polimerov* **2** (1971) 323.
- 37) E. GEBHARDT, G. ONDRACEK, F. THÜMMLER, *J. Nucl. Mat.* **13** (1964) 229.
- 38) R. C. BEVINGTON, H. J. KIM, *IEEE Trans. on Comp., Hybrids and Manufact. Techn.*, *CHMT 2-1* (1979) 46.
- 39) S. F. CHISTOV, A. A. BELYAEV, Y. N. BURTSEV, *Zavodskaya Laboratoriya* **38** (1972) 954.
- 40) D. ANDREA, *Ling Thesis*, Renss. Polytechn. Inst. Troy, N.Y. (1969).
- 41) S. C. CHENG, Y. S. LAW, C. C. Y. KWAN, *Int. J. Heat Mass Transfer* **15** (1972) 355.
- 42) N. G. ANDREEVA, *Mekhanika Polimerov* **2** (1973) 259.
- 43) D. W. SUNSTROM, S. Y. CHEN, *J. Comp. Mat.* **4** (1970) 113.
- 44) M. HATTORI, M. TANAKA, D. KAMIKE, *Oyo butsurei* **34** (1965) 356.
- 45) K. W. GARRETT, H. M. ROSENBERG, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **7** (1974) 1247.
- 46) G. ONDRACEK, B. SCHULZ, F. THÜMMLER, *High Temp. – High Press.* **1** (1969) 439.
- 47) S. GIULIANI, C. MUSTACCHI, I. AMATO, R. L. COLOMBO, R. COSELLI, *Rev. Int. Hautes Temper. et Refract.* **t4** (1967) 77.
- 48) M. KANE, *MND-SF-1770* (1973) 58.
- 49) L. MENY, J. BUFFET, C. SAUVE, in *Proc. 4th Plansee Seminar*, F. Benesovsky (Hrsg.), Springer-Verlag, Wien (1962) 566.
- 50) G. ARTHUR, J. A. COULSON, *J. Nucl. Mat.* **13** (1964) 242.
- 51) G. W. CUNNINGHAM, D. E. KIZER, S. J. PAPROCKI, in *Proc. 4th Plansee Seminar*, F. Benesovsky (Hrsg.), Springer-Verlag, Wien (1962) 483.
- 52) G. A. ZHOROV, B. G. ARABEL, V. M. KOZHUKHOV, I. N. ROSHCHINA, *Teplofizika Vysokihh Temperatur* **14** (1976) 648.
- 53) K. SCHREINER, *Pulvermetallurgie elektrischer Kontakte*, Springer-Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg (1964).
- 54) C.S. SWAMY, P. WEIMAR, *Powder Metall. Int.* **2** (4) (1970) 134.
- 55) A. JESSE, Dissertation Universität Karlsruhe, Fak. Maschinenbau (1979).
- 56) F. F. T. DE ARAUJO, H. M. ROSENBERG, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **9** (1976) 665.
- 57) K. U. KAINER, Dissertation TU Clausthal (1985).
- 58) B. SCHULZ in T. Ashworth, D. R. Smith, *Thermal Conductivity*, Plenum Publ. Corp., New York (1985) 33.
- 59) D. E. KLINE, *J. Polymer Sci. L* (1961) 441.
- 60) C. SCHMIDT, *Cryogenics* **15** (1975) 17.
- 61) E. HORNBOGEN, *Acta Metall.* **32-5** (1984) 615.

(Eingegangen am 10. März 1986)