

KfK 5092
September 1992

Elastische Eigenschaften verschiedener keramischer Materialien

H. Zimmermann
Institut für Materialforschung

Kernforschungszentrum Karlsruhe

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE
Institut für Materialforschung

KfK 5092

**Elastische Eigenschaften
verschiedener keramischer Materialien**

H. Zimmermann

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

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

Kernforschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 7500 Karlsruhe 1

ISSN 0303-4003

Elastische Eigenschaften verschiedener keramischer Materialien

Zusammenfassung

Die E-Moduln und die Poissonzahlen verschiedener Keramiken wurden bei Raumtemperatur gemessen und mit Daten aus der Literatur verglichen. Bei den untersuchten keramischen Materialien handelt es sich um Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$, MgAl_2O_4 , LiAlO_2 , Li_2SiO_3 , Li_4SiO_4 , UO_2 , AlN , SiC , B_4C , TiC und TiB_2 . Es wird ein Überblick über die Abhängigkeiten der E-Moduln von der Porosität und von der Temperatur gegeben. Messungen wurden auch durchgeführt an Proben aus Al_2O_3 , AlN und SiC , die bei verschiedenen Temperaturen bis zu maximalen Neutronenflüssen von $1,6 \cdot 10^{26} \text{ n/m}^2$ ($E > 0,1 \text{ MeV}$) bestrahlt worden waren. Bis zu einer Neutronendosis von ca. $4 \cdot 10^{24} \text{ n/m}^2$ wird der E-Modul praktisch nicht verändert. Mit steigender Neutronendosis nimmt er dann jedoch ab, wobei er offenbar einen Sättigungswert erreicht, der von der Bestrahlungstemperatur abhängt. Die Abnahme des E-Moduls ist am geringsten beim SiC .

Elastic Properties of Various Ceramic Materials

Abstract

The Young's modulus and the Poisson's ratio of various ceramics have been investigated at room temperature and compared with data from the literature. The ceramic materials investigated are Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$, MgAl_2O_4 , LiAlO_2 , Li_2SiO_3 , Li_4SiO_4 , UO_2 , AlN , SiC , B_4C , TiC , and TiB_2 . The dependences of the elastic moduli on porosity and temperature have been reviewed. Measurements were also performed on samples of Al_2O_3 , AlN , and SiC , which had been irradiated to maximum neutron fluences of $1.6 \cdot 10^{26} \text{ n/m}^2$ ($E > 0.1 \text{ MeV}$) at different temperatures. The Young's modulus is nearly unaffected at fluences up to about $4 \cdot 10^{24} \text{ n/m}^2$. However, it decreases with increasing neutron fluence and seems to reach a saturation value depending upon the irradiation temperature. The reduction of the Young's modulus is lowest in SiC .

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	- 1 -
2	Experimentelles	- 1 -
	2.1 Untersuchungsmethoden	- 1 -
	2.1.1 Ultraschall-Laufzeitmessung	- 1 -
	2.1.2 Schwingungsanalyse	- 2 -
	2.2 Versuchsergebnisse und Daten aus der Literatur	- 2 -
	2.2.1 Oxide	- 2 -
	2.2.1.1 Al_2O_3	- 2 -
	2.2.1.2 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$	- 8 -
	2.2.1.3 MgAl_2O_4	- 9 -
	2.2.1.4 LiAlO_2	- 11 -
	2.2.1.5 Li_2SiO_3	- 13 -
	2.2.1.6 Li_4SiO_4	- 14 -
	2.2.1.7 UO_2	- 15 -
	2.2.2 Nitride, Karbide und Boride	- 17 -
	2.2.2.1 AlN	- 17 -
	2.2.2.2 SiC	- 19 -
	2.2.2.3 B_4C	- 24 -
	2.2.2.4 TiC	- 27 -
	2.2.2.5 TiC-SiC	- 28 -
	2.2.2.6 TiB_2	- 29 -
	2.2.2.7 TiC-TiB_2 (50-50)	- 30 -
	2.2.2.8 TiC-SiC-TiB_2 (25-50-25)	- 30 -
	2.2.3 Graphit	- 30 -
3	Diskussion	- 30 -
	3.1 Allgemeines	- 30 -
	3.2 Porositätsabhängigkeit	- 33 -
	3.3 Temperaturabhängigkeit	- 36 -
	3.4 Einfluß der Bestrahlung	- 37 -
4	Zusammenfassung	- 38 -
5	Literatur	- 39 -

Bildanhang

Bildanhang

Abbildungsverzeichnis

- Abb. 1: E-Modul von Al_2O_3 in Abhängigkeit von der Porosität
- Abb. 2: E-Modul von Al_2O_3 in Abhängigkeit von der Temperatur
- Abb. 3: E-Modul von LiAlO_2 in Abhängigkeit von der Porosität
- Abb. 4: E-Modul von Li_2SiO_3 in Abhängigkeit von der Porosität
- Abb. 5: E-Modul von Li_4SiO_4 in Abhängigkeit von der Porosität
- Abb. 6: E-Modul von UO_2 in Abhängigkeit von der Temperatur
- Abb. 7: E-Modul von AlN in Abhängigkeit von der Porosität
- Abb. 8: E-Modul von AlN in Abhängigkeit von der Temperatur
- Abb. 9: E-Modul von SiC in Abhängigkeit von der Porosität
- Abb. 10: E-Modul von SiC in Abhängigkeit von der Temperatur
- Abb. 11: E-Modul von B_4C in Abhängigkeit von der Temperatur
- Abb. 12: E-Modul von TiB_2 in Abhängigkeit von der Temperatur
- Abb. 13: Longitudinale Schallgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Dichte für verschiedene mittlere Atomgewichte nach Birch
- Abb. 14: Longitudinale Schallgeschwindigkeiten verschiedener Keramiken in Abhängigkeit von der Dichte (ergänzttes Birch-Diagramm)
- Abb. 15: E-Modul verschiedener Keramiken in Abhängigkeit von der Zahl der Nichtmetallvalenzen pro Volumeneinheit
- Abb. 16: Relativer E-Modul in Abhängigkeit von der Porosität, berechnet nach verschiedenen Formeln
- Abb. 17: Relativer E-Modul in Abhängigkeit von der homologen Temperatur

1 Einleitung

Im Rahmen verschiedener Projektarbeiten wurde im Institut für Materialforschung des KfK (IMF) eine Vielzahl von keramischen Materialien mit den unterschiedlichsten Verwendungszwecken im Hinblick auf ihr elastisches Verhalten untersucht. Im wesentlichen handelt es sich um Materialien aus den Gebieten der Kernspaltungs- und Kernfusionstechnik, sowie um Hochleistungskeramiken allgemein. Ein Großteil von ihnen ist im Anwendungsfall thermischen Spannungen ausgesetzt. Für die Berechnung dieser Spannungen ist die Kenntnis der elastischen Eigenschaften unerlässlich. Die Bestimmung des Elastizitätsmoduls und der Poissonzahl gehörte deshalb stets zur Materialcharakterisierung. Die hierbei gefundenen Ergebnisse werden in diesem Bericht zusammenfassend für alle untersuchten Keramiken dargestellt und mit Daten aus der Literatur verglichen. Die Temperatur- und die Porositätsabhängigkeit der elastischen Eigenschaften werden diskutiert. Für Materialien, die in der Kerntechnik Anwendung finden oder finden könnten, wurde auch der Einfluß einer Neutronenbestrahlung auf den E-Modul untersucht.

Die Darstellung der Ergebnisse beschränkt sich im allgemeinen auf Angaben des Elastizitätsmoduls und der Poissonzahl als die technisch wichtigsten elastischen Größen, aus denen für isotropes polykristallines Material auch alle anderen elastischen Kennwerte abgeleitet werden können.

2 Experimentelles

2.1 Untersuchungsmethoden

Der E-Modul wurde an allen Proben durch Ultraschall-Laufzeitmessung nach dem Impuls-Echo-Verfahren bestimmt, an Biegebruchproben zusätzlich durch Schwingungsanalyse. In beiden Fällen wurde der adiabatische E-Modul gemessen, der stets geringfügig höher ist als der isotherme E-Modul, der aus Zug- oder Biegebruchversuchen erhalten wird.

2.1.1 Ultraschall-Laufzeitmessung

Zur Bestimmung des E-Moduls wurden die Fortpflanzungsgeschwindigkeiten der longitudinalen und transversalen Schallwellen in den Proben gemessen. Der E-Modul ergibt sich dann aus der Formel

$$E = v_l^2 \rho \frac{(1+\mu)(1-2\mu)}{1-\mu}, \text{ GPa} \quad (1)$$

mit der Poissonzahl

$$\mu = \frac{0,5 v_l^2 - v_t^2}{v_l^2 - v_t^2} \quad (2)$$

v_l Geschwindigkeit der longitudinalen Schallwellen in km/s

v_t Geschwindigkeit der transversalen Schallwellen in km/s

ρ Dichte der Probe in g/cm³

Zur Messung der Geschwindigkeit der longitudinalen Schallwellen wurde ein 10 MHz-Prüfkopf benutzt, zur Messung der Geschwindigkeit der transversalen Schallwellen ein 4 MHz-Prüfkopf. Die Messungen wurden mit einem Ultraschall-Prüfgerät USIP 12 der Firma Krautkrämer durchgeführt.

2.1.2 Schwingungsanalyse

Bei geometrisch einfachen Körpern läßt sich der E-Modul aus den Eigenfrequenzen ermitteln. Dazu wird die Probe durch einen mechanischen Anschlag zu Schwingungen angeregt. Kurz vor Erreichen des Ruhezustandes schwingt der Körper dann mit seiner Eigenfrequenz. Aus dieser Eigenfrequenz sowie den Abmessungen und der Masse des Körpers kann dann der E-Modul berechnet werden.

Die Messungen wurden mit einem Grindo-Sonic-Gerät (Hersteller Lemmens-Elektronika, Köln) an Biegebruchproben durchgeführt. Die Proben wurden in den Schwingungsknoten gelagert und mit einem kleinen Hammer, einem mit einer Lötperle versehenem Draht, auf halber Probenlänge leicht angeschlagen und damit zu Biegeschwingungen angeregt. Die Signalaufnahme erfolgte mit einem Mikrofon, das in Schwingungsrichtung unter der Biegebruchprobe aufgestellt war. Bei dem hier verwendeten Gerät wird als Meßwert ein zur Schwingungsdauer proportionaler Zahlenwert R ausgegeben. Er gibt die Dauer von zwei Perioden der analysierten Schwingung an. Die Frequenz in Hz erhält man dann durch die Beziehung

$$f = \frac{2 \cdot 10^6}{R}. \quad (3)$$

Die Meßergebnisse wurden mit einem von der Fa. Lemmens-Elektronika gelieferten Programm ausgewertet, das sich auf die Arbeit von Spinner und Tefft /1/ stützt.

2.2 Versuchsergebnisse und Daten aus der Literatur

Unabhängig vom Anwendungsgebiet oder der zeitlichen Folge der Untersuchungen wurde für die Darstellung der Ergebnisse folgende Reihenfolge der Materialien gewählt: Oxide, Nitride, Karbide und sonstige. Innerhalb dieser Gruppen wurde die Reihenfolge nach dem Umfang der durchgeführten Untersuchungen festgelegt. Die Materialien lagen als Biegebruchproben mit den Abmessungen 3,5 x 4,5 x 45 mm³ und als Tabletten und Scheiben in verschiedenen Abmessungen vor.

2.2.1 Oxide

Al₂O₃

Die Anwendungsmöglichkeiten des Al₂O₃ sind wegen seiner thermischen Stabilität und seiner chemischen Beständigkeit sehr vielseitig. In Fusionsreaktoren wird

Al₂O₃, wegen seiner niedrigen dielektrischen Verluste im GHz-Frequenzbereich als Fenstermaterial für die Einstrahlung von Mikrowellen zur zusätzlichen Heizung des Plasmas vorgesehen.

Eigene Ergebnisse

Al₂O₃ wurde in verschiedenen Reinheitsgraden untersucht. Die Proben stammten von mehreren Herstellern und wurden als Biegebruchproben, Tabletten oder Scheiben geliefert. Die Biegebruchproben hatten die Abmessungen 3,5 x 4,5 x 45 mm³. Tabletten wurden im allgemeinen mit Durchmessern zwischen 10 und 13 mm geliefert. Scheiben hatten deutlich größere Durchmesser. Die gemessenen elastischen Eigenschaften sind in der Tab. 1 zusammen mit Daten der Biegebruchfestigkeit, Dichte und mittleren Korngröße dargestellt.

Die untersuchten Al₂O₃-Qualitäten wiesen alle eine hohe Dichte auf, so daß keine Aussagen zur Abhängigkeit der elastischen Eigenschaften von der Dichte gemacht werden können. Dagegen ist eine Zunahme des E-Moduls mit steigendem Reinheitsgrad zu beobachten. So besitzen die Al₂O₃-(99,9)-Proben einen höheren E-Modul als alle anderen. Sie sind auch deutlich feinkörniger als die mit geringerem Reinheitsgrad. Die Abhängigkeit der Biegebruchfestigkeit vom Reinheitsgrad und von der Korngröße ist aber deutlich stärker ausgeprägt.

Daten aus der Literatur

Al₂O₃ ist die am meisten angewandte und am besten untersuchte Hochleistungskeramik. Dementsprechend umfangreich ist die Literatur. Die hier zitierten Quellen sind nur ein Ausschnitt der neueren Veröffentlichungen. Der E-Modul von dichtem Al₂O₃ (Porosität ≤2%) liegt im allgemeinen zwischen 355 und 400 GPa /2-38/, die Poissonzahl zwischen 0,22 und 0,32 /3,4,17-20,27-30,38/. Eine eindeutige Zuordnung der Werte zum Reinheitsgrad oder zur Korngröße ist nicht möglich, weil in den meisten Arbeiten eine ausreichende Charakterisierung der untersuchten Materialien fehlt. Es fällt auf, daß in neueren Arbeiten im allgemeinen höhere E-Moduln und niedrigere Poissonzahlen genannt werden als in älteren. Offenbar ist die mechanische Qualität der untersuchten Al₂O₃-Sorten, besonders in Richtung höherer Festigkeit, mit der Zeit gestiegen. Eigene Untersuchungen an Biegebruchproben deuten nämlich darauf hin, daß zwischen Biegebruchfestigkeit und Poissonzahl ein Zusammenhang in der Weise besteht, daß mit steigender Festigkeit der E-Modul zu- und die Poissonzahl abnimmt /36/.

Porositätsabhängigkeit

Zur Beschreibung der Porositätsabhängigkeit des E-Moduls von Al₂O₃ existieren in der Literatur eine Reihe von Formeln. So verwendet Spriggs /10/ den exponentiellen Ansatz

Tab. 1: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten Al₂O₃-Qualitäten

Material/Hersteller Probenform/Abmessungen, mm	Dichte % TD	Biegebruchf., MPa Weibullmodul m	Korngr. µm	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
Al ₂ O ₃ (99,5) - AL23, Friedrichsfeld GmbH, Mannheim					
Biegebruchproben I	98,3	205 ± 25, m = 8,5	9	378 ± 5	0,24 ± 0,01
Biegebruchproben II	98,2	266 ± 52, m = 5,0	-	379 ± 3	0,23 ± 0,01
Tabletten, D= 6, H=10	98,2	-	-	354 ± 2	0,25 ± 0,01
Tabletten, D=10, H=10	98,3	-	-	378 ± 1	0,25 ± 0,01
Tabletten, D=11,5, H=18	97,9	-	-	375 ± 3	0,22 ± 0,01
Tabletten, D=13,5, H=18	97,8	-	-	372 ± 3	0,22 ± 0,01
Al ₂ O ₃ (99,7) - F99, Friedrichsfeld GmbH, Mannheim					
Biegebruchproben, A	98,0	272 ± 17, m = 18,5	6	369 ± 1	0,21 ± 0,01
Biegebruchproben, B	98,0	247 ± 11, m = 25,6	7	363 ± 2	0,21 ± 0,01
Al ₂ O ₃ (99,9) - Bio-Al ₂ O ₃ , Friedrichsfeld GmbH, Mannheim					
Biegebruchproben		301 ± 58, m = 5,0	0,9	382 ± 4	0,23 ± 0,01
Tabletten, D=11, H=10	98,5	-	-	383 ± 4	0,21 ± 0,01
Tabletten, D=13, H=10	98,3	-	-	374 ± 5	0,22 ± 0,01
Al ₂ O ₃ (99,7) - RV 679, Feldmühle AG, Plochingen					
Biegebruchproben	97,8	239 ± 18, m = 13,8	-	379 ± 3	0,23 ± 0,01
Al ₂ O ₃ (99,5) - Deranox 995, Morgan Matroc, East Molesey, GB					
Scheiben	96,8	-	7	358 ± 3	0,24 ± 0,01
Al ₂ O ₃ (99,7) - Deranox, Morgan Matroc, East Molesey, GB					
Scheiben, Deranox 997 C	98,8	-	6	379 ± 3	0,23 ± 0,01
Scheiben, Deranox 997	97,3	-	6	360 ± 2	0,23 ± 0,01
Scheiben, Deranox 997 SD	96,8	-	10	356 ± 4	0,24 ± 0,01
Al ₂ O ₃ (99,9) - Vitox, Morgan Matroc, East Molesey, GB					
Biegebruchproben	99,6	410 ± 43, m = 10,1	1,5	394 ± 4	0,22 ± 0,01
Scheiben	99,6	-	-	405 ± 2	0,23 ± 0,01

$$E = E_0 e^{-bP} \quad (4)$$

E_0 E-Modul bei 100% Porosität

b empirische Konstante

und wertet damit verschiedene Literaturdaten aus. Er findet dabei für E_0 Werte von 395 bis 412 GPa und für die Konstante b Werte zwischen 1,6 und 4,35 bzw. 4,5 in /8/. Auch Knudsen /11/ verwendet diesen Ansatz mit den Werten $E_0 = 410$ GPa und $b = 3,95$. Zur Unterscheidung des Einflusses der Art der Porosität erweitert Spriggs später /12/ den Ansatz auf

$$E = E_0 e^{-b_o P_o - b_c P_c} \quad (5)$$

P_o, P_c Volumenanteile der offenen und der geschlossenen Porosität

b_o, b_c empirische Konstanten

Hasselman /13/ schlägt, aufbauend auf die Arbeit von Hashin /14/, für geschlossene Porosität die Beziehung

$$E = E_0 \left[1 + \frac{AP}{1 - (A + 1)P} \right] \quad (6)$$

vor und findet für die Konstante A im Porositätsbereich zwischen 0,3 und 16,4% Werte von 3,95 bis 4,16. Die Abhängigkeit des E-Moduls von der Porosität, wie sie nach den Formeln (4) und (6) mit den in /10,11,13/ angegebenen Koeffizienten berechnet wird, ist in der Abb. 1 dargestellt. Als Wert für E_0 wurde 400 GPa bzw. 410 GPa nach /11/ eingesetzt. Die in /2/ veröffentlichten experimentellen Daten zur Porositätsabhängigkeit sind ebenfalls in diese Abb. eingezeichnet.

Wang /30/ untersuchte Al_2O_3 mit theoretischen Dichten zwischen 57 und 95% und versuchte die experimentellen Ergebnisse mit den Formeln von Spriggs und Hashin-Hasselman für die Porositätsabhängigkeit zu korrelieren und kommt zu dem Schluß, daß für geschlossene Porosität ($P \leq 0,2$) die Hashin-Hasselman-Beziehung (6) die experimentellen Ergebnisse bis ca. 16% Porosität hinreichend gut beschreibt, während im Porositätsbereich bis zu 32% unabhängig von der Art der Porosität die Beziehung von Spriggs (4) gilt. Eine Extrapolation der verschiedenen Meßwerte auf 100% dichtes Al_2O_3 mit den angegebenen Formeln führt zu maximalen E-Moduln zwischen 400 und 414 GPa.

Die Poissonzahl weist nach /2/ bei ca. 20% Porosität ein Maximum auf. Bei einem Ausgangswert von 0,27 bei 0% Porosität wurden hier 0,32 gefunden. Mit steigender Porosität nahm sie dann bis 40% zunächst langsam wieder ab und fiel dann bei 50% auf 0,13.

Temperaturabhängigkeit

Ältere Arbeiten zur Temperaturabhängigkeit des E-Moduls werden in /7,20/ zitiert. Danach nimmt der E-Modul zwischen Raumtemperatur und ca. 800 °C langsam ab, wobei die Änderungsrate nur geringfügig mit der Temperatur ansteigt. Oberhalb von ca. 1000 °C kommt es dann zu einem sehr raschen Abfall des E-Moduls. Ein ähnlicher Verlauf mit der Temperatur wird in /2/ für Materialien verschiedener Dichte beobachtet. In /5/ wurde eine lineare Abnahme des E-Moduls mit der Temperatur von ca. 40 MPa/K bis zu ca. 1000 °C gemessen. Dieses Material hatte allerdings nur einen sehr niedrigen E-Modul bei Raumtemperatur von ca. 310 GPa. In der gleichen Arbeit wird für Saphir- und Rubin-Einkristalle bis zum Ende der Meßbereiche von 1400 bzw. 1700 °C ein linearer Abfall von ca. 60 MPa/K gefunden. Eine lineare Abnahme des E-Moduls mit steigender Temperatur bis zu ca. 1000 °C wurde auch in /38/ für ein Material mit einem E-Modul von 374 GPa gefunden. Diese Ergebnisse für polykristallines Material sind zusammen mit den experimentellen Daten aus /7,16,20,22/ in der Abb. 2 dargestellt. Über eine annähernd lineare Abnahme im Temperaturbereich bis zu 650 °C wird in /31/ berichtet.

Eine Temperaturabhängigkeit der Form

$$E = E_0 - BT \exp\left(-\frac{T_0}{T}\right) \quad (7)$$

E_0 E-Modul bei 0 K

T Temperatur in K

bis zur Debye-Temperatur wird in /9/ angegeben. Für zwei durch konventionelles Kaltpressen und Sintern hergestellte Al_2O_3 -Sorten werden folgende Daten genannt:

E_0 : 346 und 405 GPa,

B: 48 und 56 MPa,

T_0 : 309 und 312 K.

Diese Art der Darstellung ergibt bei niedrigen Temperaturen zunächst einen flachen Abfall des E-Moduls mit steigender Temperatur, der dann zunimmt und oberhalb der Raumtemperatur in einen linearen Abfall übergeht. Hierbei weist das Material mit dem höheren E-Modul die höhere Abnahmegeschwindigkeit auf. In /17/ wird ebenfalls von einer praktisch linearen Abnahme mit der Temperatur bis zu ca. 1100 °C berichtet, desgleichen in /23,28/, wo lineare Bereiche bis 1050 °C genannt werden. Oberhalb 1050 °C tritt dann ein stärkerer Abfall ein /23/.

In /26/ wurde die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls dreier grobkörniger Materialien bis zu maximal 1400 °C beim Aufheizen und Abkühlen untersucht. Dabei fiel der E-Modul beim Aufheizen nahezu kontinuierlich von Raumtemperatur ab. Beim Abkühlen dagegen blieb er zwischen ca. 600 °C und Raumtemperatur nahezu konstant. Die beim Abkühlen gemessenen Werte lagen stets um einige Prozent höher als die beim Aufheizen gemessenen.

Die beobachteten Unterschiede in der Temperaturabhängigkeit des E-Moduls, insbesondere der Temperatur, bei der die Abnahmegeschwindigkeit drastisch zunimmt, sind vermutlich durch unterschiedliche Anteile von Glasphase an den Korngrenzen bedingt. So wurde in /24/ an einem 99 %-igen Al_2O_3 mit einem E-Modul von ca. 375 GPa im Temperaturbereich zwischen 25 und 1400 °C eine lineare Abnahme des E-Moduls von 40 MPa/K gemessen. Bei einer 96 %-igen Al_2O_3 -Keramik betrug der Abfall bis etwa 1000 °C nur 30 MPa/K, nahm dann aber infolge des Erweichens der MgO-haltigen Bindephase stark zu. Bei 1400 °C lag dann der E-Modul bei ca. 235 GPa.

In /20/ wird eine Literaturquelle zitiert, nach der die Poissonzahl von ca. 0,3 bei Raumtemperatur auf ca. 0,5 bei 1200 °C mit der Temperatur ansteigt. Nach /2/ steigt sie ebenfalls an, von 0,27 bei Raumtemperatur auf 0,47 bei 1200 °C. In /17/ wird eine nur leichte Zunahme der Poissonzahl mit der Temperatur beobachtet, und zwar von 0,232 bei Raumtemperatur auf 0,245 bei 1000 °C für ein hochdichtes Material mit einem E-Modul von ca. 395 GPa. Auch in /4/ wurde im untersuchten Bereich zwischen Raumtemperatur und 1000 °C eine fast kontinuierliche Zunahme von 0,238 auf 0,249 gefunden. Es wird jedoch auch über einen abweichenden Temperaturverlauf berichtet. So wird in /3/ für 25 °C ein Wert von 0,27 angegeben und für 600 °C 0,14. Zu höheren Temperaturen hin soll die Poissonzahl dann wieder ansteigen. Sakaguchi et al. /38/ berichten über einen Anstieg der Poissonzahl von 0,24 bei Raumtemperatur auf 0,26 bei 1000 °C. Darüber bleibt sie dann im untersuchten Temperaturbereich bis 1350 °C konstant.

Einfluß einer Neutronenbestrahlung

Die Ergebnisse der E-Modul-Messungen an bestrahlten Al_2O_3 -Proben sind in der Tab. 2 aufgeführt. Es werden die Mittelwerte des E-Moduls und der Poissonzahl im unbestrahlten und bestrahlten Zustand angegeben. Auf die Angabe der Standardabweichung wird verzichtet, wenn weniger als vier bestrahlte Tabletten für die Messungen zur Verfügung standen. Im hier untersuchten Temperaturbereich können bei niedriger Bestrahlungsdosis praktisch keine Änderungen der elastischen Eigenschaften beobachtet werden. Offenbar tritt erst im Bereich oberhalb 0,5 dpa eine merkliche Abnahme des E-Moduls mit steigender Dosis ein. Bei hohen Dosen scheint der E-Modul einem Sättigungswert zuzustreben.

Der Einfluß einer Neutronenbestrahlung auf verschiedene Al_2O_3 -Keramiken wurde in /39/ untersucht. Die Materialien wurden zwischen Raumtemperatur und 450 °C bis zu einer maximalen Neutronendosis von $5 \cdot 10^{23}$ n/m² bestrahlt. Der E-Modul der Keramik mit 99% Al_2O_3 nahm bis zu einer Dosis von $1 \cdot 10^{22}$ n/m² nur unwesentlich ab und blieb dann praktisch konstant. Dieses Ergebnis wird durch die in dieser Arbeit gefundenen Resultate bestätigt. In /40,41/ wird über den Bestrahlungseinfluß bei verschiedenen Temperaturen im Bereich von 100 bis 300 K auf den E-Modul derselben Al_2O_3 -Keramik berichtet. Nach einer Bestrahlung bis zu einer Dosis von $1,73 \cdot 10^{22}$ n/m² hatte der E-Modul um 4,8% bei 300 K und

Tab. 2: Einfluß der Neutronenbestrahlung auf die elastischen Eigenschaften von Al₂O₃

Materialqualität Experiment	Bestrahlungsbedingungen		E-Modul in GPa		Poissonzahl	
	dpa n/m ² (E>0,1 MeV)	Temp., °C	unbestr.	bestr.	unbestr.	bestr.
Al ₂ O ₃ (99,5) - AL23 LAMPF	0,5 4·10 ²⁴	300	372	370	0,22	0,22
Bio-Al ₂ O ₃ (99,9) LAMPF	0,5 4·10 ²⁴	300	374	375	0,22	0,22
Al ₂ O ₃ -Einkristall ¹⁾ LAMPF	0,5 4·10 ²⁴	300	333	345	0,32	0,31
Bio-Al ₂ O ₃ (99,9) COCCINELLE	13 4,5·10 ²⁵ ²⁾	550	374	354	0,22	0,22
Al ₂ O ₃ (99,5) - AL23 CERAM D217/1	24 1,6·10 ²⁶	420	372	319	0,22	0,24
Bio-Al ₂ O ₃ (99,9) Phenix MAT6	39 3·10 ²⁶	430	374	327	0,22	0,23

¹⁾ Orientierung unbekannt

²⁾ E>1 MeV

um 5,8% bei 100 K abgenommen. Im Ausgangszustand hatte das Material einen E-Modul von 376 ± 3 GPa. Die stärkste Änderung trat hier zu Beginn der Bestrahlung ein.

Die Neutronenbestrahlung führt zu keiner nennenswerten Änderung der Poissonzahl /41/.

Al₂O₃-ZrO₂

Eigene Ergebnisse

Es wurden Materialien mit verschiedenen ZrO₂-Gehalten untersucht. Die Materialdaten sind in der Tab. 3 aufgeführt.

Daten aus der Literatur

Für ZrO₂-verstärktes Material mit ZrO₂-Gehalten zwischen 0 und 22 vol-% wurde in /42/ eine Abnahme des E-Moduls mit steigendem ZrO₂-Gehalt beobachtet, und zwar von ca. 375 GPa auf ca. 200 GPa, wobei ein deutlicher Einfluß der Sinteratmosphäre erkennbar war. Unter Luft gesintertes ZrO₂-haltiges Material hatte einen höheren E-Modul als unter Wasserstoff gesintertes. In /43/ wird

Tab. 3: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten Al₂O₃-ZrO₂-Qualitäten

ZrO ₂ -Gehalt, Gew.-% Probenform/Abmessungen, mm	Dichte % TD	Biegebruchf., MPa Weibullmodul m	Korngr. µm	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
10%, Biegebruchproben	98,0	481 ± 65, m = 7,9	-	389 ± 5	0,23 ± 0,02
15%, Biegebruchproben	98,8	470 ± 73, m = 8,4	0,8	382 ± 4	0,23 ± 0,01
15%, Tabletten, D=13, H=10	98,9	-	-	395 ± 4	0,23 ± 0,01

ebenfalls über einen Abfall des E-Moduls mit zunehmenden ZrO₂-Gehalt für ein Material mit 2 Mol-% Y₂O₃ berichtet. Der E-Modul nimmt danach fast kontinuierlich von 390 GPa bei 0% ZrO₂ auf 210 GPa bei 100% ZrO₂ ab.

In /44/ wurden explosionsverdichtete Materialien mit verschiedenen ZrO₂-Gehalten untersucht. Die gemessenen E-Moduln waren in hohem Maße abhängig vom Verdichtungsdruck und von der anschließenden Wärmebehandlung. Die erreichten Dichten lagen in jedem Fall unter 98% der theoretischen. Für die verschiedenen ZrO₂-Gehalte wurden folgende Maximalwerte des E-Moduls gefunden:

10 vol-% ZrO₂: 338 GPa,
20 vol-% ZrO₂: 197 GPa.

In /45/ wird eine praktisch lineare Abnahme des E-Moduls mit dem ZrO₂-Gehalt im Bereich von 0 bis 100% beobachtet. In /46/ wurden drei Materialien mit 4, 6 und 12% ZrO₂ untersucht. In diesem schmalen Bereich ergab sich keine systematische Abhängigkeit vom ZrO₂-Gehalt. Die E-Moduln lagen bei 379, 385 und 372 GPa.

In /47/ wird die Abhängigkeit des E-Moduls vor der Temperatur für ein Material der Zusammensetzung 20 Gew.-% Al₂O₃, 80 Gew.-% ZrO₂ im Bereich bis zu 800 °C gezeigt. Danach nimmt der E-Modul von ca. 265 GPa bei Raumtemperatur auf ca. 225 GPa bei 800 °C ab, wobei es zu einem steileren Abfall im Bereich zwischen 200 und 300 °C kommt. Diese Unstetigkeit ist verbunden mit einem Maximum der Dämpfung in diesem Temperaturbereich.

MgAl₂O₄

Eigene Ergebnisse

MgAl₂O₄ kommt als alternatives Fenstermaterial neben Al₂O₃ für Fusionsreaktoren in Betracht. Tab. 4 gibt die an polykristallinem Material gemessenen Daten wieder.

Tab. 4: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten MgAl₂O₄-Qualitäten

Material/Hersteller Probenform/Abmessungen, mm	Dichte % TD	Biegebruchf., MPa Weibullmodul m	Korngr. µm	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
Hersteller: Ceraten, Spanien					
Biegebruchproben	98,6	142 ± 54, m = 2,8	-	267 ± 6	0,25 ± 0,02
Hersteller: Raytheon, USA					
Tabletten, D=10, H=10	100	-	2-140	272 ± 1	0,26 ± 0,01
Tabletten, D=13, H=10	100	-	2-140	277 ± 1	0,26 ± 0,01

Daten aus der Literatur

Für polykristallines MgAl₂O₄ werden in der Literatur E-Moduln zwischen 240 und 284 GPa angegeben /6,28,48-51/. In /52/ wird für einen Spinell der Zusammensetzung MgO·2,6Al₂O₃ aus Messungen der Schallgeschwindigkeiten an einem Einkristall ein E-Modul von 308 GPa bei 25 °C für polykristallines Material abgeleitet. Nach einem Vergleich der Schallgeschwindigkeiten von Spinellen unterschiedlicher Zusammensetzung wird geschlußfolgert, daß die Substitution von Mg durch Al keinen merklichen Einfluß auf die Schallgeschwindigkeiten hat. Da sich auch die Dichte nur unwesentlich ändert, kann der Wert von 308 GPa wohl als oberer Grenzwert angesehen werden.

Für die Poissonzahl des MgAl₂O₄ werden in /51/ Werte zwischen 0,244 und 0,249 angegeben. Aus den in /49/ auf 100% TD extrapolierten Daten des E-Modul und des Schubmoduls kann eine Poissonzahl von 0,268 für MgAl₂O₄ berechnet werden. Diese Werte stimmen mit den IMF-Daten gut überein.

Porositätsabhängigkeit

Für die Porositätsabhängigkeit des E-Moduls von MgAl₂O₄ wird in /53/ die lineare Beziehung

$$E = E_0(1 - b P) \quad (8)$$

mit E₀ = 275 GPa und b = 2,5 für Porositäten bis zu 16% angegeben. Sie ergibt den besten Fit der Daten in /6/ und /51/. Ausgewertet wurden diese Daten auch mit den Gleichungen (4) und (6). Beides ergab eine schlechtere Anpassung, besonders (6). In /49/ dagegen wird die Porositätsabhängigkeit der dort angegebenen Daten bis zu 40% Porosität wird durch den exponentiellen Ansatz (4) mit den Koeffizienten E₀ = 298 GPa und b = 4,1 am besten beschrieben. Eine Extrapolation mit der Formel (6) und der linearen Beziehung ergibt nach /49/ auffallend niedrige Werte von 246 und 263 GPa für den E-Modul eines 100% dichten Materials.

Temperaturabhängigkeit

In /54/ wird für einen mit LiF als Heißpreßhilfe hergestelltem Spinell ein E-Modul von 272 GPa angegeben, für ein anderes Material 258 GPa. Für die Temperaturabhängigkeit dE/dT werden Werte von -29 bzw. -28 MPa/K ohne Angabe des Temperaturbereichs genannt. Zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit nennt Kingery /55/ folgende Werte:

20 °C: 237 GPa,
400 °C: 237 GPa,
1000 °C: 209 GPa.

In /56/ wurde für ein gesintertes Material mit ca. 70% TD eine annähernd lineare Abnahme mit der Temperatur bis 1000 °C gefunden, wobei die Abnahme zwischen 500 und 700 °C etwas verzögert war. Der E-Modul dieses Materials betrug 81 GPa und lag damit höher als nach den Daten in /49/ bei dieser Porosität zu erwarten wäre (ca. 70 GPa).

LiAlO₂

Eigene Ergebnisse

LiAlO₂ kommt in seiner γ -Modifikation als Brutmaterial für Fusionsreaktoren in Frage. Für die Untersuchungen standen Tabletten aus französischer Produktion zur Verfügung (Durchmesser 9,8 mm, Höhe 10 mm). Die gemessenen Materialdaten sind in der Tab. 5 aufgeführt.

Tab. 5: Materialdaten der untersuchten LiAlO₂-Tabletten

Charge	Dichte %TD	Korngröße μm	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
LP	89	2	92 \pm 2	0,25 \pm 0,01
MP	73	<1	53 \pm 5	0,22 \pm 0,01

Daten aus der Literatur

In verschiedenen französischen Arbeiten /57-61/ wird über Bestimmungen des E-Moduls an LiAlO₂ nach dem Ultraschallaufzeitverfahren berichtet. Die Messungen erfolgten über einen breiten Porositätsbereich. Es wurde ein linearer Zusammenhang zwischen der longitudinalen Schallgeschwindigkeit v und der Porosität P gemäß folgender Beziehung gefunden:

$$v = 12(0,7 - P), \text{ km/s.} \quad (9)$$

Ein Einfluß der Korngröße auf die Schallgeschwindigkeit wurde nicht beobachtet. Der E-Modul wird nach der einfachen Formel

$$E = \rho v^2, \text{ GPa} \quad (10)$$

berechnet. Die Abhängigkeit des E-Moduls 0,5 von der Porosität im Bereich von 0,05 bis 0,5 wird durch folgenden Ansatz beschrieben:

$$E = 144 \rho_0 (1-P)(0,7-P)^2, \text{ GPa} \quad (11)$$

mit der theoretischen Dichte $\rho_0 = 2,615 \text{ g/cm}^3$. Eine Extrapolation auf 100% Dichte ergibt 185 GPa.

In /62,63/ wird über E-Modulmessungen an gesinterten LiAlO_2 -Materialien (Typ A und Typ P) mit Porositäten zwischen 10 und 37% berichtet, bei denen die Pulvervorbereitung nach zwei verschiedenen Verfahren erfolgte und die unterschiedliche Korngrößen aufwies. Für die Porositätsabhängigkeit des dynamischen E-Moduls wird in /63/ folgende Formel angegeben:

$$E = v^2 \rho_0 (1-P), \text{ GPa.} \quad (12)$$

v Schallgeschwindigkeit in km/s
P Porosität
 ρ_0 theoretische Dichte

Für die Geschwindigkeit der longitudinalen Schallwellen wurde ebenfalls eine lineare Abhängigkeit von der Porosität gefunden. Es gelten folgende Beziehungen /63/:

$$v = 8,17 - 10,31 P \text{ in km/s für Typ P (Korngröße } 0,2-0,4 \mu\text{m)},$$
$$v = 8,13 - 13,47 P \text{ in km/s für Typ A (Korngröße } 0,2-20 \mu\text{m)}.$$

Für 100% dichtes Material ergeben sich damit dynamische E-Moduln von 175 GPa (Typ P) und 173 GPa (Typ A). Die E-Moduln wurden von den Autoren auch im Dreipunktbiegeversuch bestimmt. Die so gemessenen statischen E-Moduln liegen um 20 bis 30% niedriger als die dynamischen. Diese Diskrepanz ist ungewöhnlich, wird aber von den Autoren nicht diskutiert.

Die nach den Formeln (11) und (12) berechneten E-Moduln sind zusammen mit den KfK/IMF-Meßwerten in der Abb. 3 dargestellt.

Zur Temperaturabhängigkeit des E-Moduls von LiAlO_2 wird in /58/ gesagt, daß er bei 700 °C um 6 bis 8% kleiner ist als bei Raumtemperatur.

Einfluß einer Neutronenbestrahlung

In /64/ werden Angaben zur prozentualen Änderung der longitudinalen Schallwellengeschwindigkeit in porösen LiAlO_2 -Tabletten nach Bestrahlung bei Temperaturen von 400 und 600 °C im Osiris Reaktor in Saclay gemacht. Die maximale Dosis schneller Neutronen ($E > 1 \text{ MeV}$) lag bei $4,7 \cdot 10^{24} \text{ n/m}^2$ und die thermischer Neutronen bei $1,48 \cdot 10^{24} \text{ n/m}^2$. Der Li-Abbrand betrug 1,1 Atom-%. Unter diesen Bedingungen nahm die Schallgeschwindigkeit um 2 bis 8% ab.

Li₂SiO₃

Eigene Ergebnisse

Im Rahmen der Entwicklung keramischer Brutmaterialien für Fusionsreaktoren werden im KfK/IMF die Eigenschaften von Lithiumsilikaten, u.a. von Li₂SiO₃, untersucht. Die Herstellung des Probenmaterials erfolgte im KfK/IMF und wird in /65,66/ beschrieben. Es wurden Tabletten mit unterschiedlichen Dichten und Korngrößen durch Kaltpressen und Sintern produziert. Bei den Messungen an Tabletten der ersten Herstellungsserien traten außerordentlich hohe Schwankungen der mechanischen Eigenschaftswerte auf, die möglicherweise auf eine noch nicht optimale Herstellung zurückzuführen sind. Aus diesem Grund werden bei der Auswertung nur die oberen Meßwerte der jeweiligen Charge als maßgebend für den E-Modul gefügemäßig einwandfreien Materials angesehen. Die Daten sind in der Tab. 6 aufgeführt.

Tab. 6: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten Li₂SiO₃-Qualitäten

Charge	Durchm.xHöhe mm	Dichte %TD	Korngröße um	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
II	9x8	95	-	≤99	0,23 ¹⁾
III	5x6	78	20	≤67	0,23 ¹⁾
IV	10x10	88	25	≤85	0,23 ¹⁾
VI	9x9	83	8	≤47	-
VII	9x9	83	6	44 ± 2	0,22 ± 0,01
VIII	9x9	93	10	55 ± 5	0,22 ± 0,01

¹⁾ Bestimmung wegen starker Dämpfung der transversalen Schallwellen unsicher.

Die Porositätsabhängigkeit des E-Moduls läßt sich durch die Formel

$$E = 110 \cdot (1-P)^3, \text{ GPa} \quad (13)$$

darstellen /67-69/. Abb. 4 zeigt die Abhängigkeit von der Porosität.

Daten aus der Literatur

In /70/ werden die elastischen Konstanten des Li₂SiO₃ und ihre Temperaturkoeffizienten angegeben. Mit Hilfe der Mittelung nach Voigt /71/ ergibt sich daraus ein E-Modul von ca. 130 GPa und eine Poissonzahl von 0,216 bei Raumtemperatur. Für 80% dichtes heißgepreßtes Material werden in /72/ der

E-Modul zu 53 GPa und die Poissonzahl zu 0,19 angegeben. Der E-Modul entspricht damit dem der IMF-Materialien, während die Poissonzahl etwas niedriger liegt.

Li₄SiO₄

Eigene Ergebnisse

Die Herstellung des Lithiumorthosilikats als Fusionsreaktorbrutstoff erfolgte ebenfalls im KfK/IMF durch Kaltpressen und Sintern von Tabletten /65,66/. Zur Verbesserung der Eigenschaften des Li₄SiO₄ wurden Dotierungsversuche mit Al und Mg durchgeführt /73/. Für die Untersuchungen standen die in der Tab. 7 aufgeführten Materialien zur Verfügung.

Tab. 7: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten Li₄SiO₄-Qualitäten

Charge	Durch. x Höhe mm	Dichte %TD	Korngr. um	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
IX	4,5x4,5	90	50	79	0,25 ± 0,02
X	9x9	90	100	80 ± 5	0,25 ± 0,02
XI	9x9	78	15	40 ± 2	0,25 ± 0,02
LISA 2	8x8	91	25	ca. 65	-
Li _{3,7} Al _{0,1} SiO ₄	8x8	90	20	88 ± 1	0,25 ± 0,02
Li _{3,8} Mg _{0,1} SiO ₄	8x8	90	20	75 ± 1	0,25 ± 0,02

Die Porositätsabhängigkeit läßt sich, ebenso wie beim Li₂SiO₃, durch die Beziehung (13) darstellen. Abb. 5 zeigt den E-Modul als Funktion der relativen Porosität.

Daten aus der Literatur

In /74,75/ werden für Li₄SiO₄ folgende Werte des E-Moduls E und der Poissonzahl μ in Abhängigkeit von der Dichte genannt:

$$68\% \text{ TD: } E = 38,2 \text{ GPa, } \mu = 0,23$$

$$77\% \text{ TD: } E = 61,8 \text{ GPa, } \mu = 0,24$$

$$93\% \text{ TD: } E = 103,2 \text{ GPa, } \mu = 0,24$$

Für die Beschreibung der Porositätsabhängigkeit wird der exponentielle Ansatz (4) mit den Koeffizienten $E_0 = 137,5$ und $b = 3,88$ gewählt.

In /76/ werden die Einflüsse der Sintertemperatur und -dauer auf den E-Modul untersucht. Die Temperatur bestimmt den E-Modul über die Dichte. Dagegen ist

der Einfluß der Sinterdauer bei 1000 °C nicht so ohne weiteres erklärbar. Bei der niedrigsten Dichte (93% TD) wurde mit 103 GPa der höchste E-Modul gefunden.

Billone und Grayhack /77,78/ schlagen zur Beschreibung der Abhängigkeit des E-Moduls von der Porosität und der Temperatur die Formel

$$E = E_0 \exp(-bP) [1 - a(T - 293)], \text{ GPa} \quad (14)$$

vor und geben folgende Koeffizienten an:

$$E_0 = 114 \text{ GPa}$$

$$b = 3,5$$

$$a = 2,5 \cdot 10^{-4}.$$

Die nach der Formel (14) berechnete Porositätsabhängigkeit ist ebenfalls in die Abb. 5 eingezeichnet. In dem durch Messungen abgedeckten Bereich ist die Porositätsabhängigkeit mit der der Formel (13) praktisch gleich. Die Beschreibung durch den Ansatz $(1-P)^n$ hat jedoch den formalen Vorteil, daß die betreffende Eigenschaft bei 100% Porosität tatsächlich null ist. Die Abhängigkeit des E-Moduls von der Temperatur ist nach der Formel (14) im gesamten Temperaturbereich linear. Die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit setzt nach /78/ voraus, daß sich der E-Modul am Schmelzpunkt um 40% gegenüber dem Wert bei Raumtemperatur erniedrigt hat, allerdings stimmt der in /77/ genannte Koeffizient damit nicht überein.

UO₂

Eigene Ergebnisse

UO₂ wird als Brennstoff in Kernspaltungsreaktoren verwendet. Tab. 8 zeigt die wichtigsten Daten der untersuchten Materialien.

Daten aus der Literatur

Eine ausführliche Literaturübersicht über die elastischen Eigenschaften von oxidischen Kernbrennstoffen finden sich in /79,80/. In /79/ wird nach Auswertung der Literaturangaben für stöchiometrisches UO₂ folgende Formel für die Porositäts- und Temperaturabhängigkeit des E-Moduls unterhalb der Schmelztemperatur empfohlen:

$$E = 233,4 (1 - 2,753 P) (1 - 1,0915 \cdot 10^{-4} T), \text{ GPa.} \quad (15)$$

T Temperatur in K

In /80/ wird die Porositätsabhängigkeit bis zu $P = 0,3$ durch den Faktor $(1 - 2,5 \cdot P)$ ausgedrückt. Im Falle von $P > 0,3$ wird die Beziehung

Tab. 8: Materialdaten der untersuchten UO₂-Tabletten

Charge/ Hersteller	Tabletten- durchm., mm	Tabletten- höhe, mm	Dichte %TD	Korngröße um	E-Modul GPa ¹⁾
I/RBU	7,95	7,95	94,0	8	178 ± 3
I/RBU	9,14	11,0	94,4	8	207 ± 9
III/RBU	9,2	10,8	93,1	8	182 ± 4
IV/RBU	12,18	14,7	95,35	8	198 ± 4
V/RBU	10,62	12,2	95,8	8	205 ± 3
VI/RBU	11,55	12,9	94,0	8	198 ± 5
HSV/NUKEM	5,87	8	96,2	3	208 ± 9

¹⁾ berechnet mit einer Poissonzahl von 0,3

$$E = E_0 \frac{(1-P)}{(1+bP)}, \text{ GPa} \quad (16)$$

mit $b = 6$ empfohlen. Abb. 6 zeigt die Abhängigkeit des E-Moduls von der Temperatur nach /80/.

Für die Poissonzahl stöchiometrischen Materials wird in /79/ ein Wert von 0,316 zwischen Raumtemperatur und 177 °C empfohlen. Nach /80/ nimmt die Poissonzahl zwischen Raumtemperatur und 2000 °C linear von 0,32 auf 0,30 ab. Zu höheren Temperaturen steigt sie dann wieder an.

Einfluß einer Neutronenbestrahlung

In /81/ wird über die Messung des E-Moduls von 94,3% dichtem UO₂ mit natürlicher Isotopenzusammensetzung durch Ultraschallaufzeitmessungen während der Bestrahlung berichtet. Das Material wurde bei Neutronenflüssen (Anteil schneller Neutronen fast 4%) von $1,7 \cdot 10^{15}$ n/m²s und $5 \cdot 10^{16}$ n/m²s bei Temperaturen von 90 und 300 °C bestrahlt. Nach einer anfänglich geringen Abnahme um ca. 0,8% nahm der E-Modul dann bis zur maximalen Dosis von ca. $3,5 \cdot 10^{22}$ n/m² zu und schien einem Endwert zuzustreben, der ca. 2% über dem Ausgangswert von 198 GPa lag.

2.2.2 Nitride, Karbide und Boride

AlN

Eigene Ergebnisse

AlN kommt ebenfalls als alternatives Fenstermaterial für Fusionsreaktoren in Betracht. Für die Untersuchungen standen heißgepreßte und gesinterte Materialien zweier Hersteller zur Verfügung. Die Daten und die Meßergebnisse sind in der Tab. 9 aufgeführt.

Tab. 9: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten AlN-Qualitäten

Material/Hersteller Probenform/Abmessungen, mm	Dichte % TD	Biegebruchf., MPa Weibullmodul m	Korngr. μm	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
HIP-AlN, Elektroschmelzwerk Kempten GmbH, München					
Biegebruchproben	98,9	273 \pm 35, m = 8,3	1-10	312 \pm 6	0,23 \pm 0,01
Tabletten, D=10, H=10	98,9	-	3	322 \pm 5	0,23 \pm 0,01
Tabletten, D=11, H=10	99,0	-	-	312 \pm 2	0,23 \pm 0,01
Tabletten, D=13, H=10	99,0	-	-	312 \pm 5	0,23 \pm 0,01
AlN transparent - Shapal, Tokuyama, Japan					
Biegebruchproben	99,7	301 \pm 21, m = 15,3	7,5	331 \pm 1	0,23 \pm 0,01

Daten aus der Literatur

Für heißgepreßtes, hochdichtes AlN werden in der Literatur allgemein E-Moduln von 300 bis 345 GPa genannt /82-90/, wobei von Unterschieden zwischen den Richtungen berichtet wird. Senkrecht zur Preßrichtung wurde in /86/ ein Wert von 342 GPa gefunden, parallel zur Preßrichtung 324 GPa. In /85/ wird der E-Modul von einem hochdichten, ohne Zusätze heißgepreßten Material nur zu 275 GPa angegeben. Bei einem gesinterten Material mit >98,5% TD wurde der E-Modul zu 308 GPa bestimmt /91/.

Porositätsabhängigkeit

In /88/ wurden verschiedene heißgepreßte Materialien mit Porositäten zwischen 0,5 und 24% untersucht. Für eine Porosität <2% wurde ein E-Modul von 321 GPa gefunden. Die Porositätsabhängigkeit wird durch den exponentiellen Ansatz (4) mit den Koeffizienten $E_0 = 322$ GPa und $b = 2,44$ beschrieben. Die Korngröße hat dabei keinen signifikanten Einfluß auf den E-Modul. In /87,90/ wird die Porositätsabhängigkeit des E-Moduls bis zu 20% Porosität dargestellt durch

$$E = 315(1 - 3,22P).$$

(17)

In Abb. 7 ist der E-Modul des AlN in Abhängigkeit von der Porosität für beide Formeln dargestellt.

Für die Poissonzahl von AlN finden sich Angaben von 0,179 für ein gesintertes Material mit einer Dichte von >98,5% TD /91/ und 0,245 für heißgepreßtes AlN /87,90/. Die Porositätsabhängigkeit der Poissonzahl im Bereich zwischen 0 und 20% wird in /87,90/ dargestellt durch die Formel

$$\mu = 0,245(1 - 0,694P). \quad (18)$$

Temperaturabhängigkeit

Zur Temperaturabhängigkeit des E-Moduls des AlN werden in /82/ folgende Angaben gemacht:

25 °C: 345 GPa,
1000 °C: 317 GPa,
1400 °C: 276 GPa.

In /83/ werden folgende Werte genannt:

25 °C: 350 GPa,
1400 °C: 280 GPa.

In /84/ wird über den Abfall des E-Moduls von 294 GPa bei Raumtemperatur auf ca. 274 GPa bei 650 °C berichtet. Die Abnahme ist nicht linear, sondern verstärkt sich ab etwa 300 °C. Für dieses Material wird die Poissonzahl mit 0,24 angegeben. Die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls von AlN nach den zitierten Daten ist in der Abb. 8 dargestellt.

Einfluß einer Neutronenbestrahlung

In Tab. 10 sind die Ergebnisse der Nachbestrahlungsuntersuchungen im KfK wiedergegeben. Hier bestätigt sich die schon beim Al₂O₃ gemachte Beobachtung, daß im hier untersuchten Temperaturbereich bei niedriger Bestrahlungsdosis praktisch keine Änderungen der elastischen Eigenschaften eintreten. Bei hohen Dosen jedoch eine Sättigung der Schädigung erfolgt. Untersuchungsergebnisse aus der Literatur sind nicht bekannt.

Tab. 10: Einfluß der Neutronenbestrahlung auf die elastischen Eigenschaften von AlN

Materialqualität Experiment	Bestrahlungsbedingungen		E-Modul in GPa		Poissonzahl	
	dpa n/m ² (>0,1 MeV)	Temp., °C	unbestr.	bestr.	unbestr.	bestr.
HIP-AlN LAMPF	0,5 4·10 ²⁴	300	312	314	0,23	0,23
HIP-AlN CERAM D217/1	24 1,45·10 ²⁶	420	312	210	0,23	0,24
HIP-AlN Phenix MAT6	34-48 2,6-3,7·10 ²⁶	470-530	312	211 ± 12	0,23	0,18

SiC

Eigene Ergebnisse

Siliziumkarbid wurde im Hinblick auf seine Eignung für den Schutz der Ersten Wand in Fusionsreaktoren getestet. Die Daten und die Meßergebnisse sind in der Tab. 11 aufgeführt. Heißgepreßtes und gesintertes Material bestehen aus der α -Modifikation und CVD-SiC zu über 90% aus der β -Modifikation.

Der E-Modul läßt eine deutliche Abhängigkeit von der Porosität erkennen, die sich durch die Beziehung

$$E = 450 \cdot (1-P)^3, \text{ GPa} \quad (19)$$

darstellen läßt (Abb. 9).

Daten aus der Literatur

In der Literatur werden für den E-Modul von heißgepreßtem und gesintertem SiC mit Dichten über 97% TD bei Raumtemperatur Werte zwischen 390 und 450 genannt /56,93-113/, wobei die Werte für heißgepreßte Materialien im allgemeinen etwas höher liegen als für gesinterte. Möglicherweise ist das jedoch allein auf den Einfluß der Porosität zurückzuführen; denn in /115/ wurde bei gleicher Dichte kein Unterschied zwischen den E-Moduln beider Materialien gefunden. Es wurde auch kein Unterschied zwischen den E-Moduln der α - und der β -Modifikation des SiC festgestellt. An hochreinem, einphasigem β -SiC, das durch Sublimation hergestellt worden war, wurden bei Dichten von 98,5 bis 99,5% E-Moduln von 450 bis 464 GPa gemessen.

Für die Poissonzahl finden sich in der Literatur Angaben von 0,115 bis 0,24 /93-99,113-117/, wobei der am häufigsten genannte Wert 0,17 ist, unabhängig vom Herstellungsverfahren.

Tab. 11: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten SiC-Qualitäten

Material/Hersteller Probenform/Abmessungen, mm	Dichte % TD	Biegebruchf., MPa Weibullmodul m	Korngr. um	E-Modul GPa	Poisson- Zahl
HIP-SiC, Elektroschmelzwerk Kempten GmbH, München					
Biegebruchproben A	99,5	441 ± 95, m = 4,1	-	434 ± 5	0,15 ± 0,02
Biegebruchproben B	99,7	488 ± 93, m = 4,7	0,9	444 ± 6	0,14 ± 0,01
Biegebruchproben C, 0,5% B	99,7	218 ± 40, m = 5,7	4	443 ± 18	0,15 ± 0,01
Biegebruchproben ¹⁾	99,5	493 ± 84, m = 4,5	1,3	429 ± 2	0,14 ± 0,01
Tabletten, D=10, H=10	99,5	-	1,3	443 ± 7	0,15 ± 0,02
Tabletten, D=11, H=10	98,4	-	-	415 ± 10	0,13 ± 0,02
Tabletten, D=13, H=10	99,7	-	-	449 ± 1	0,15 ± 0,01
Tabletten, D=13, H=10, 0,5% B	99,7	-	-	443 ± 18	0,15 ± 0,01
SSiC, Elektroschmelzwerk Kempten GmbH, München					
Biegebruchproben	99,0	321 ± 63, m = 4,7	-	427 ± 2	0,13 ± 0,01
Tabletten, D=13, H=10	99,0	-	-	430 ± 11	0,16 ± 0,02
SSiC, Hutschenreuther, Selb					
Biegebruchproben ¹⁾	89	257 ± 18, m = 12,6	3,5	326 ± 15	0,15 ± 0,01
SSiC, Feldmühle					
Biegebruchproben ¹⁾	92	294 ± 26, m = 10,8	4	348 ± 10	0,16 ± 0,01
CVD-SiC, NUKEM, Hanau					
Biegebruchproben A	99,7	496 ± 85, m = 5,8	-	454 ± 5	0,17 ± 0,01
Biegebruchproben B	99,7	465 ± 92, m = 5,3	-	449 ± 5	0,16 ± 0,01

¹⁾ hergestellt aus Kacheln

Porositätsabhängigkeit

Die Porositätsabhängigkeit des E-Moduls von SiC wird bis zu 20% Porosität allgemein durch den exponentiellen Ansatz

$$E = E_0 \exp(-bP) \quad (20)$$

beschrieben. Dabei werden die in Tab. 12 genannten Koeffizienten angegeben:

Tab. 12: An SiC gemessene Koeffizienten zur Darstellung der Porositätsabhängigkeit des E-Moduls nach Formel (20)

E ₀ in GPa	b	Quelle	Bemerkungen
448	4,19	/118/	heißgepreßt, 1 Gew.-% Al als Verdichtungshilfe, $\mu = 0,168$
468	3,21	/115/	heißgepreßt und gesintert, 0,4% B und 0,5% freies C als Sinterhilfe
437	2,73	/107/	heißgepreßt und gesintert, breites Spektrum der Korngröße
481	3,69	/119/	SiC mit 0,5 Gew.-% B
475	3,43	/119/	SiC mit 1,0 Gew.-% B

Es fällt auf, daß die Materialien mit Bor-Zusatz den höheren E₀-Wert aufweisen. Die KfK/IMF-Ergebnisse lassen sich nach Formel (20) fitten mit E₀ = 446 GPa und b = 3,0. Nach Coblenz /115/ läßt sich im Bereich bis zu 10% Porosität die Porositätsabhängigkeit auch durch den Fit

$$E = 481,2 - 2,029 \cdot 10^3 P - 7,374 \cdot 10^3 P^2, \text{ GPa} \quad (21)$$

beschreiben. Goela et al. /117/ bestimmten an CVD-SiC mit 100% TD den E-Modul nach dem Ultraschallaufzeitverfahren zu 466 bis 468 GPa und nach dem 4-Punkt-Biegeversuch zu 461 bis 467 GPa. Die Poissonzahl wurde an diesem Material zu 0,21 ermittelt. Die Poissonzahlen von gesinterten Blöcken lagen bei 0,17 unabhängig von der Porosität (im Bereich von 91 bis 97% TD) /115/.

Ein signifikanter Einfluß der Korngröße auf den E-Modul ist nach /107/ nicht erkennbar.

Temperaturabhängigkeit

Die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls von heißgepreßtem und gesintertem SiC mit den in der Literatur gefundenen Daten ist in der Abb. 10 dargestellt. Zunächst wird eine praktisch lineare Abnahme mit der Temperatur beobachtet. Zwischen Raumtemperatur und 600 °C nimmt der E-Modul durchschnittlich mit einer Rate von ca. $4 \cdot 10^{-5}$ ab. Verschiedene Autoren finden dann mit steigender Temperatur einen stärkeren Abfall. So beginnt nach /56/ die stärkere Abnahme schon bei ca. 600 °C. Diese schon bei relativ niedrigen Temperaturen auftretende Effekt ist nach /115,120/ auf den Gehalt an freiem Si zurückzuführen. Bei dem in /28/ untersuchten Material setzt erst oberhalb von 1250 °C ein starker Abfall ein. Zwischen Raumtemperatur und 1200 °C ist die Abnahme linear. Das von Coblenz /115/ untersuchte gesinterte SiC zeigte sogar im gesamten untersuchten Temperaturbereich von Raumtemperatur bis ca. 1500 °C eine lineare Abnahme. Nach /120/ erfolgt die Abnahme des E-Moduls mit der

Temperatur sehr langsam, so daß bei 1400 °C der Wert noch bei 95,1% desjenigen bei Raumtemperatur beträgt. Die Abnahme ist nahezu linear, mit einer leichten Unstetigkeit bei ca. 600 °C /113/.

Der Temperaturverlauf des E-Moduls von hochdichtem CVD- β -SiC entspricht ungefähr dem in der Abb. 10 gezeigten Verlauf für α -SiC. Zwischen Raumtemperatur und 940 °C nimmt der Wert mit einer Rate von ca. 50 MPa/K ab. Danach fällt er stärker ab. Bei 1215 °C wurden 340 GPa und bei 1400 °C 272 GPa gemessen /100/.

In /121,122/ wird über Messungen des E-Moduls an Whiskern berichtet, die einen Anstieg mit der Temperatur ergaben. So lag der E-Modul bei 1300 °C je nach Wachstumsrichtung um 14% bzw. 34% höher als bei Raumtemperatur. Ein Anstieg oder auch ein Gleichbleiben des E-Moduls des Einkristalles mit der Temperatur in einem bestimmten Bereich würde auf einen starken Einfluß von Korngrenzenverunreinigungen beim beobachteten Abfall mit der Temperatur bei polykristallinem Material hindeuten. Unterschiede zwischen den von verschiedenen Autoren beobachteten Temperaturabhängigkeiten können deshalb von unterschiedlichen Verunreinigungen, neben freiem Si auch Sinterhilfen, hervorgerufen sein.

Die Poissonzahl ist nach /97/ unabhängig von der Temperatur. In /116/ werden folgende Angaben zur Temperaturabhängigkeit der Poissonzahlen eines heißgepreßten und eines gesinterten SiC gemacht:

	Raumtemperatur	400 °C	600 °C	800 °C	1000 °C
heißgepreßt	0,115	0,116	0,117	0,109	0,110
gesintert	0,138	0,132	0,134	0,140	0,141

Die Änderungen mit der Temperatur sind sehr gering und liegen innerhalb der Meßgenauigkeit. In /113/ wird über eine Zunahme der Poissonzahl (0,16 bei Raumtemperatur) bei Temperaturen über 1000 °C berichtet. Der Wert bleibt aber stets $<0,2$.

Einfluß einer Neutronenbestrahlung

In Tab. 13 sind die KfK-Untersuchungsergebnisse zum Einfluß der Neutronenbestrahlung auf die elastischen Eigenschaften von SiC dargestellt. Sie lassen erkennen, daß eine Sättigung der Schädigung eintritt, die um so geringer ist, je höher die Bestrahlungstemperatur ist.

Zur Änderung des E-Moduls von SiC in einem Neutronenfluß finden sich in der Literatur unterschiedliche Angaben. Struktur und Gefüge haben offenbar einen starken Einfluß.

Tab. 13: Einfluß der Neutronenbestrahlung auf die elastischen Eigenschaften von SiC

Materialqualität Experiment	Bestrahlungsbedingungen		E-Modul in GPa		Poissonzahl	
	dpa n/m ² (>0,1 MeV)	Temp., °C	unbestr.	bestr.	unbestr.	bestr.
HIP-SiC Phenix MAT6	19-23 1,8-2,1·10 ²⁶	420-540	434±5	395±10	0,14±0,01	0,16±0,02
HIP-SiC CERAM D217/1	17 1,4·10 ²⁶	1220	434	421	0,14	0,13
HIP-SiC B CERAM D217/2	4 3·10 ²⁵	1420	449	432	0,14	0,12
SSiC CERAM D217/2	4 3·10 ²⁵	1520	430	422	0,13	0,13

Messungen des E-Moduls von einphasigem CVD- β -SiC nach Bestrahlung bis zu $1,22 \cdot 10^{26}$ n/m² (E>0,18 MeV) bei Temperaturen zwischen 950 und 1040 °C ergaben mit 418 ± 39 GPa praktisch keinen Abfall gegenüber dem Wert im unbestrahlten Zustand von 427 ± 34 GPa. Nach einer Bestrahlung bis zu $9,7 \cdot 10^{25}$ n/m² (E>0,18 MeV) zwischen 460 und 610 °C dagegen wurde eine Abnahme auf 384 ± 35 GPa beobachtet /124/. Dieser Wert entspricht in etwa dem KfK-Wert aus der Phenix-MAT-6-Bestrahlung.

Bei reaktionsgebundenem SiC mit einem relativ niedrigen Ausgangs-E-Modul wurde eine relativ geringe Abnahme des E-Moduls gefunden /125,126/. Die in /126/ gemessenen E-Modulwerte nach einer Bestrahlung im Temperaturbereich zwischen 400 und 660 °C im schnellen Neutronenfluß (E>1 MeV) sind in der Tab. 14 wiedergegeben. Nach einer starken Reduktion des E-Moduls bei niedrigen Dosen erfolgte mit zunehmender Dosis wieder ein Anstieg auf ca. 95% des Ausgangswertes von 393 GPa, der als Sättigungswert anzusehen ist. Nach /126/ handelte es sich um ein voll dichtes Material mit einer Korngröße von 20 μ m. Das Gefüge dieses Materials bestand aus α -SiC-Partikel gebunden durch β -SiC mit ca. 10% dispergiertem freiem Si. Die Autoren führen die Abnahme des E-Moduls auf Ribbildung infolge der unterschiedlichen Ausdehnung der drei verschiedenen Phasen unter Bestrahlung zurück.

In SiC-Fasermaterial, das aus amorphem SiC oder mikrokristallinem β -SiC bestand und bei 650 °C in einem schnellen Neutronenfluß bis zu einer Dosis $9 \cdot 10^{24}$ n/m² bestrahlt worden war, nahm der E-Modul mit der Neutronendosis zu /127,128/.

Messungen an pyrolytisch auf Brennstoffpartikeln abgeschiedenen SiC-Schichten ergaben keinen nennenswerten Einfluß der Neutronenbestrahlung auf den E-Modul /129/.

Tab. 14: Einfluß einer Neutronenbestrahlung auf den E-Modul von SiC nach /126/

Neutronenfluß n/m ²	Temperatur °C	E-Modul GPa
unbestrahlt	-	393
1,1·10 ²⁴	400	339
3,3·10 ²⁴	500	358
6,0·10 ²⁴	400	369
1,0·10 ²⁵	450	372
3,0·10 ²⁵	475	373
3,3·10 ²⁴	600	351
6,0·10 ²⁴	650	373
3,0·10 ²⁵	660	377

B₄C

Eigene Ergebnisse

Borkarbid wird als Absorbermaterial in Kernspaltungsreaktoren eingesetzt. Im IMF wurden Untersuchungen an wenigen Tabletten der französischen Firma Parriot durchgeführt. Hier die Ergebnisse:

Durchmesser: 12 mm
Höhe: 20 mm
Dichte: 90% TD
E-Modul: 341 ± 2 MPa

Daten aus der Literatur

Für den E-Modul von B₄C mit Dichten über 95% TD finden sich in der Literatur Werte zwischen 351 und 480 GPa /103,130-146/. Auch hier werden für heißgepreßtes Material im allgemeinen höhere Werte für den E-Modul angegeben als für gesintertes. Möglicherweise ist der Grund hierfür, neben der i.A. Höheren Dichte des heißgepreßten Materials, auch darin zu suchen, daß zur Erreichung hoher Dichten mit Sinterhilfen gearbeitet wird. An drucklos gesintertem B₄C, dem zur Erreichung einer Dichte von ≥98% TD Kohlenstoff zugesetzt worden war, wurden E-Moduln von 390 GPa (1 Gew.-% freier Kohlenstoff) bzw. 372 GPa (3 Gew.-% freier Kohlenstoff) gefunden /145/. Dagegen sind nach /147/ die elastischen Eigenschaften des Borkarbids im Bereich der Zusammensetzung von B₄C bis B_{6,5}C fast unabhängig vom Kohlenstoffgehalt. Zu niedrigeren C-Gehalten hin fällt der E-Modul dann jedoch abrupt ab.

Für die Poissonzahl des B_4C werden Werte zwischen 0,14 /131/ und 0,21 /148/ angegeben, wobei als häufigster Wert 0,17 genannt wird /132,145,146,149/.

Porositätsabhängigkeit

In /138/ wurde im Porositätsbereich von 0 bis 15% der Einfluß der Porosität auf den E-Modul untersucht und für ein Material mit einem B:C-Verhältnis von 3,9 folgender Zusammenhang gefunden

$$E = 460 \frac{1-P}{1+2,999P}, \text{ GPa.} \quad (22)$$

Liebling /131/ kommt zu dem Schluß, daß die Porositätsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls im Bereich von 0 bis 10% durch die Gleichungen

$$E = 470,2(1-4,58P), \text{ GPa,} \quad (23)$$

$$E = 476,8 \exp(-5,734P), \text{ GPa,} \quad (24)$$

$$E = 460,7 - 1,328 \cdot 10^3 P - 1,0695 \cdot 10^4 P^2, \text{ GPa,} \quad (25)$$

gleich gut beschrieben werden. Meßergebnisse in /150/ lassen im untersuchten Bereich bis zu 25% Porosität einen linearen Abfall des E-Moduls mit der Porosität erkennen.

Temperaturabhängigkeit

Hollenberg /151/ schlägt auf Grund von Auswertungen verschiedener Datensätze /152/ zur Berechnung des E-Moduls von B_4C als Absorbermaterial für den Bereich zwischen Raumtemperatur und 2000 °C folgende Formel vor:

$$E = (450 - 7,24 \cdot 10^{-3} T - 3,88 \cdot 10^{-6} T^2) \frac{1-P}{1+2,13P}, \text{ GPa.} \quad (26)$$

T Temperatur in K

Ähnlich beschreiben Dünner et al. /153/ die Temperatur- und die Porositätsabhängigkeit des E-Moduls für ein B_4C wie es als Absorbermaterial für Reaktoren vorgesehen ist:

$$E = (460 - 7,38 \cdot 10^{-3} T - 3,96 \cdot 10^{-8} T^2) \frac{1-P}{1+2,13P}, \text{ GPa.} \quad (27)$$

Murthy /148/ bestimmte die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls im Bereich von 303 bis 1050 K und fand folgende Beziehung:

$$E = 461 - 5,486 \cdot 10^{-2} T \exp(-114,5/T), \text{ GPa.} \quad (28)$$

T Temperatur in °C

In /134/ werden für ein mit Fe als Verdichtungshilfe heißgepreßtes Material mit einer Dichte von >98% folgende Werte angegeben:

Raumtemperatur: 383 GPa,
1200 °C: 245 GPa.

In Abb. 11 sind die nach den Formeln (26) bis (28) berechneten Abhängigkeiten des E-Moduls von der Temperatur dargestellt, wobei bei den Formeln (26) und (27) eine Dichte von 98% der theoretischen angenommen wurde. In beiden Fällen ist die Abhängigkeit von der Temperatur nur gering. Verglichen mit diesen Werten erscheint der 1200 °C-Wert nach /134/ außerordentlich niedrig. Auch die Beziehung von Murthy ergibt einen deutlich stärkeren Abfall des E-Moduls mit steigender Temperatur. Die Ursachen dieser Unterschiede sind nicht ohne weiteres erkennbar; denn bis auf /134/, wo Fe als Verdichtungshilfe genannt ist, fehlt in allen anderen Fällen eine ausreichende Charakterisierung der Materialien. Möglicherweise sind zweite Phasen, wie beim SiC, für einen stärkeren Abfall des E-Moduls verantwortlich.

Einfluß einer Neutronenbestrahlung

Angaben zum Einfluß einer Bestrahlung mit schnellen Neutronen auf den E-Modul des Borkarbid finden sich in /137/. Tabletten aus heißgepreßtem B₄C mit 99,7% TD und einem B/C-Verhältnis von 3,67 waren im schnellen Neutronenfluß des Enrico Fermi Reaktors bei einer mittleren Temperatur von ca. 500 °C bestrahlt worden. Dabei ergab sich die in Tab. 15 aufgeführte Abhängigkeit des E-Moduls vom Abbrand.

Tab. 15: Einfluß einer Neutronenbestrahlung auf den E-Modul von B₄C nach /137/

Abbrand (n,α)/cm ³	E-Modul GPa
unbestrahlt	357
3,4·10 ²⁰	186
6,1·10 ²⁰	122

Der starke Bestrahlungseffekt beruht hier in erster Linie auf der Erzeugung von Heliumatomen. Auch die Bildung von Rissen während der Bestrahlung trägt zum Abfall des E-Moduls mit zunehmendem Abbrand bei. Die Risse verlaufen sowohl inter- als auch intrakristallin. Eine einstündige Glühung der Probe mit einem Abbrand von 3,4·10²⁰ (n,α)/cm³ bei 1200 °C erzeugte einen weiteren Abfall auf 29 GPa. Die interkristallinen Risse waren während der Glühung gewachsen und bildeten danach ein zusammenhängendes Netzwerk.

TiC

Eigene Ergebnisse

Hersteller: IMF, hergestellt durch Heißpressen
 Durchmesser: 10 mm
 Höhe: 8 mm
 Dichte: 99,0% TD
 Biegebruchfestigkeit: 351 ± 36 MPa
 E-Modul: 451 ± 3 GPa
 Poissonzahl: $0,18 \pm 0,01$

Daten aus der Literatur

Hannink und Murray /154/ geben für einphasiges TiC mit 95,7% TD und einem C/M-Verhältnis von 0,84 einen E-Modul von 400 GPa und eine Poissonzahl von 0,215 an. Die mittlere Korngröße dieses Materials betrug 0,72 μm . Der E-Modul nimmt nach dieser Arbeit mit steigendem C-Gehalt zu. In /28/ wird für TiC ein E-Modul von 462 GPa genannt. Bei einem heißgepreßten Material wurden in /155/ Werte von 450 GPa für den E-Modul und 0,195 für die Poissonzahl gefunden.

Relativ häufig wurden die elastischen Konstanten von TiC-Einkristallen gemessen /156-160/. Wegen der schmalen Datenbasis für polykristallines Material werden deshalb aus diesen Daten nach den Mittelungen von Voigt und Reuss der E-Modul und die Poissonzahl berechnet. Die Ergebnisse sind in der Tab. 16 aufgeführt.

Tab. 16: Berechnung des E-Moduls und der Poissonzahl von TiC aus den elastischen Konstanten des Einkristalls

Quelle	elast. Konstanten in 10^{12} dyn/cm ²			E-Modul in GPa Voigt/Reuss	Poissonzahl Voigt/Reuss
	c_{11}	c_{44}	c_{12}		
/156/	5,00	1,75	1,13	437/436	0,199/0,199
/157/	3,891	2,032	0,434	409/407	0,070/0,072
/158/	5,145	1,788	1,060	450/448	0,190/0,191
/159/	5,245	1,809	0,980	458/456	0,182/0,184
/160/	4,179	2,174	0,887	443/437	0,128/0,133

Die in /157/ veröffentlichten elastischen Konstanten und die daraus berechneten Werte des E-Moduls und der Poissonzahl weichen von den übrigen deutlich ab. Die Ursache hierfür ist nicht erkennbar. Eine Materialcharakterisierung wird in der Arbeit nicht gegeben.

Temperaturabhängigkeit

Hannink und Murray /154/ berichten über eine lineare Abnahme des E-Moduls mit der Temperatur bis zu 850 °C mit einem Temperaturkoeffizienten von

$$-\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dT} = 1,06 \cdot 10^{-4}, \text{ 1/K.}$$

Bezogen auf den Wert bei Raumtemperatur $E_0=400$ GPa ergibt das eine Abnahme von 42,4 MPa/K. Danach verstärkt sich die Abnahme langsam, und bei 1550 °C beträgt der E-Modul dann ca. 330 GPa. Richerson /28/ gibt eine lineare Abnahme von 56 MPa/K mit der Temperatur bis ca. 1100 °C an, dem Ende des untersuchten Temperaturbereiches. Nach /154/ ist die Abnahme des E-Moduls mit der Temperatur von der Porosität in der Weise abhängig, daß mit abnehmender Dichte der Beginn des stärkeren Abfalls sich zu niedrigeren Temperaturen verschiebt.

TiC-SiC

Eigene Ergebnisse

Es wurden verschiedene Tabletten der Zusammensetzungen 50-50 und 70-30 Gew.-% TiC-SiC untersucht, die im IMF durch Heißpressen hergestellt worden waren. Die Tabletten hatten Durchmesser von 10 mm und Höhen von 8 mm. Die übrigen Materialdaten und die Meßergebnisse sind in der Tab. 17 aufgeführt.

Tab. 17: Elastische Eigenschaften und Charakterisierung der untersuchten TiC-SiC-Tabletten

Zusammensetzung Gew.-%	Dichte % TD	Biegebruchf. MPa	E-Modul GPa	Poissonzahl
50-50	83,5	201 ± 42	230 ± 36	0,21 ± 0,01
70-30	96,8	498 ± 135	386 ± 18	0,19 ± 0,03

Daten aus der Literatur

In /155/ wird über die mechanischen Eigenschaften hochdichter heißgepreßter Proben im System TiC-SiC berichtet. Für eine Probe mit 50 Gew.-% TiC ergab sich der E-Modul zu ca. 430 GPa und die Poissonzahl zu 0.165. An einer Probe mit knapp 70 Gew.-% TiC wurde der E-Modul zu ca. 420 GPa und die Poissonzahl zu 0.165 bestimmt. Im Rahmen gewisser Schwankungen, die insbesondere den zitierten Wert bei 70% TiC betreffen, scheinen E-Modul und Poissonzahl jedoch mit dem Gehalt an TiC anzusteigen. Die Autoren nehmen in der graphischen Darstellung ihrer Ergebnisse sogar einen linearen Zusammenhang an.

TiB₂

Eigene Ergebnisse

Hersteller: IMF, hergestellt durch Heißpressen
Durchmesser: 10 mm
Höhe: 8 mm
Dichte: 98,4% TD
Biegebruchfestigkeit: 429 ± 12 MPa
E-Modul: 438 ± 1 GPa
Poissonzahl: 0,25 ± 0,00

Daten aus der Literatur

Die Angaben zum E-Modul und zur Poissonzahl des TiB₂ sind sehr unterschiedlich. Vahldiek /161/ gibt für ein 95,8% dichtes Material Werte von 241 und 256 GPa für den E-Modul und 0,327 für die Poissonzahl an. In /162/ dagegen werden für 92,7 bis 93,6% dichtes TiB₂ 495-505 GPa und 0,098-0,112 genannt. Nach /163/ betragen die Werte für hochdicht heißgepreßte Materialien 514 bis 574 GPa und 0,112 bis 0,128. In /164/ wurden für 95% dichtes TiB₂ 478 und 0,12 gefunden. Becher und Ferber /165/ bestimmten an heißgepreßtem Material mit geringen Ni-Gehalten (≤ 1 Gew.-%), 99% TD und einer Korngröße von 5,2 bis 5,5 μm den E-Modul zu 557 bis 561 GPa und die Poissonzahl zu 0,104 bis 0,106. Bei Korngrößen von 12,8 bzw. 14,4 μm fanden sie 572 bzw. 578 GPa und 0,099 bzw. 0,097. Feinkörnigkeit führt bei diesem Material zu einer Erniedrigung des E-Moduls. Ebenfalls recht hohe Werte von 557 bis 578 GPa für mit Ni als Sinterhilfe heißgepreßtes TiB₂ werden in /166/ veröffentlicht. Das Material hatte Korngrößen zwischen 4,9 und 14,4 μm . Das verbliebene Ni lag als isolierte Ni₃B-Partikel an den Tripelpunkten vor. Ansonsten können die aufgeführten Werte der verschiedenen Autoren wegen mangelnder Charakterisierung der Materialien nicht diskutiert und bewertet werden. Gilman und Roberts /156/ bestimmten die folgenden elastischen Konstanten an einem Einkristall:

$$\begin{aligned}c_{11} &= 690 \text{ GPa,} \\c_{33} &= 440 \text{ GPa,} \\c_{44} &= 250 \text{ GPa,} \\c_{12} &= 410 \text{ GPa,} \\c_{13} &= 320 \text{ GPa.}\end{aligned}$$

Aus diesen Messungen ergeben sich nach der Mittelung von Voigt der E-Modul zu 497 GPa und die Poissonzahl zu 0,31.

Temperaturabhängigkeit

Die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls von TiB₂ wurde in /164/ bis 1100 °C bestimmt. Danach setzt bei diesem Material oberhalb von 800 °C ein stärkerer Abfall ein. Die Angaben in /162/ dagegen (Raumtemperatur: 495-505 GPa, 1200 °C: 460 GPa) lassen eine linearen Abfall bis zu höheren Temperaturen vermuten. Offenbar wurde in /164/ mit Verdichtungshilfen gearbeitet, die die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls beeinflussen. Die Angaben von /164/ und /162/

sind in der Abb. 12 dargestellt. Die Poissonzahl steigt nach /162/ mit der Temperatur leicht an, und zwar von 0,10 bei Raumtemperatur auf 0,11 bei 1000 °C.

TiC-TiB₂ (50-50)

Hersteller: IMF, hergestellt durch Heißpressen
Durchmesser: 10 mm
Höhe: 8 mm
Dichte: 93,6% TD
Biegebruchfestigkeit: 352 ± 26 MPa
E-Modul: 395 ± 15 GPa
Poissonzahl: 0,135 ± 0,010

Ergebnisse aus der Literatur sind für dieses Material nicht bekannt.

TiC-SiC-TiB₂ (25-50-25)

Hersteller: IMF, hergestellt durch Heißpressen
Durchmesser: 10 mm
Höhe: 8 mm
Dichte: 83,7% TD
Biegebruchfestigkeit: 310 ± 8 MPa
E-Modul: 240 ± 8 GPa
Poissonzahl: 0,16 ± 0,01

Ergebnisse aus der Literatur sind für dieses Material nicht bekannt.

3 Diskussion

3.1 Allgemeines

Die elastischen Eigenschaften eines Materials werden von den Bindungskräften zwischen seinen Gitterbausteinen bestimmt und sind daher in hohem Maße abhängig von der Bindungsart und von der Kristallstruktur. Der E-Modul wird um so größer, je stärker die Bindung ist und je kleiner der Abstand zwischen den Atomen bzw. Ionen ist. Eine exakte Berechnung der elastischen Größen auf Grund bekannter physikalischer und kristallographischer Daten ist dennoch nicht möglich. Es existieren aber für bestimmte Materialgruppen eine Reihe von Beziehungen für elastische Größen, insbesondere für den Kompressionsmodul oder korrelierte Eigenschaften, wie für die Schallgeschwindigkeit. An dieser Stelle sollen zwei Beziehungen auf die in diesem Bericht untersuchten Materialien angewandt werden.

In der Geophysik wird für oxidische Materialien häufig ein als Gesetz von Birch /167-169/ beschriebener Zusammenhang zwischen der Geschwindigkeit von Druckwellen, die der longitudinalen Schallgeschwindigkeit entspricht, und dem mittleren Atomgewicht (Molekulargewicht geteilt durch die Anzahl der Atome im Molekül) angegeben:

$$v = f(M) + b \rho. \quad (29)$$

M mittleres Atomgewicht
b Konstante
 ρ Dichte in g/cm^3

Abb. 13 ist /169/ entnommen und zeigt die longitudinale Schallgeschwindigkeit als Funktion der Dichte für verschiedene Materialien mit den mittleren Atomgewichten als Parameter. Die Einordnung der IMF-Meßwerte sowie einiger anderer Daten von Strukturmaterialien nach /170-172/ in dieses Diagramm zeigt die Abb. 14. Um die Oxide mit hohen mittleren Atomgewichten ebenfalls einordnen zu können, wurden die Geraden nach Gleichung (29) unter Berücksichtigung der Oxide mit fast ausschließlich ionarer Bindung neu gefittet. Mit Ausnahme der Daten für CaO nach /167/ und von Li_2O nach /77/, deren experimentelle Datenbasen sehr eng sind, und die in dieser Abb. nicht aufgeführt sind, lassen sich die longitudinalen Schallgeschwindigkeiten durch die Beziehung von Birch hinreichend gut beschreiben. Systematische Abweichungen vom Verhalten der reinen Oxide zeigen die Silikate, deren Schallgeschwindigkeiten niedriger sind als ihre Dichten es erwarten lassen, und die Keramiken mit überwiegend kovalenter Bindung, deren Schallgeschwindigkeiten im allgemeinen höher sind.

Anderson /173/ findet auf Grund von Untersuchungen an geophysikalisch interessanten Materialien, daß die transversale Schallgeschwindigkeit eines Materials aus seiner Debye-Temperatur ermittelt werden kann, wenn diese als einzige physikalische Größe des Materials bekannt ist:

$$v_t \approx \frac{\Theta}{280} \left(\frac{M}{\rho} \right)^{1/3}. \quad (30)$$

Θ Debye-Temperatur in K
M mittleres Atomgewicht
 ρ Dichte in g/cm^3

Die nach dieser Formel mit in der Literatur gefundenen Debye-Temperaturen berechneten transversalen Schallgeschwindigkeiten der untersuchten Materialien werden in der Tab. 19 mit den gemessenen Werten verglichen. Mit Ausnahme von SiC und TiB_2 ergibt sich im allgemeinen eine recht gute Übereinstimmung. Es muß jedoch betont werden, daß die veröffentlichten Werte der Debye-Temperaturen einen relativen großen Streubereich aufweisen und eine Zuordnung zur Temperatur, in diesem Fall ist die Raumtemperatur erwünscht, nicht in jedem Fall ersichtlich ist. Der Wert von 990 K für SiC wurde aus Messungen der Wärmekapazität zwischen 4 und 12 K abgeleitet und ist damit möglicherweise nicht zur Berechnung der Schallgeschwindigkeit bei Raumtemperatur geeignet. Der Wert für TiB_2 ergab sich als Mittelwert aus Messungen des elektrischen Widerstandes im Temperaturbereich zwischen 4,2 und 300 K.

Tab. 19: Vergleich der gemessenen und der nach Formel (30) berechneten transversalen Schallgeschwindigkeiten

Material	M	Dichte g/cm ³	Debye-Temp. K	Transv. Schallgeschw., km/s	
				berechnet	gemessen ¹⁾
Al ₂ O ₃	20,4	3,99	1045 /173/	6,4	6,4
MgAl ₂ O ₄	20,3	3,58	848 /174/	5,4	5,5
UO ₂	90,0	10,96	547 /175/ 160/300 /176/	4,0 1,2/2,2	2,8 ²⁾
AlN	20,5	3,26	1004 /177/	6,6	6,3
SiC	20,0	3,21	990 /178/	6,5	7,8
TiC	30,0	4,93	944 /160/	6,2	6,2
TiB ₂	23,2	4,52	720 /166/	4,4	6,4

¹⁾ mit $v_p = v_{100}(1-P)$ extrapoliert auf 100% Dichte

²⁾ aus $E = 223$ GPa und $\mu = 0,316$ nach /79/ rückgerechnet

Weitere Beziehungen zur Abschätzung elastischer Eigenschaften eines Materials aus anderen Eigenschaften oder durch Vergleich mit ähnlich aufgebauten Verbindungen werden beispielsweise in /168,179/ angegeben.

In Abwandlung des gedanklichen Ansatzes zu Gleichung (29), der sich im Grunde auf die Anzahl der Atome bzw. Ionen pro Volumeneinheit bezieht, wurde versucht, den E-Modul in Beziehung zur Anzahl der interatomaren Bindungen pro Volumeneinheit zu setzen. In der Abb. 15 ist die Abhängigkeit der E-Moduln verschiedener Strukturkeramiken von der Anzahl der Nichtmetallvalenzen pro cm³ (Wertigkeit des Sauerstoffs 2, des Stickstoffs und des Bors 3, des Kohlenstoffs 4) dargestellt. Die Anzahl der an B-B-Bindungen beteiligten Valenzen in B₄C und TiB₂ wurde halbiert. Die zusätzlichen Daten für BeO, TiO₂ und ZrO₂ wurden /170-172/ entnommen. Der E-Modul zeigt eine eindeutige Abhängigkeit von der Anzahl der Nichtmetallvalenzen pro cm³. Für die Daten der Oxide mit überwiegend ionarer Bindung wurde die Ausgleichsgerade eingezeichnet. Die Materialien mit überwiegend kovalenter Bindung (AlN, TiB₂ und die Carbide) oder mit kovalentem Bindungsanteil (Silikate) weisen bei gleicher Valenzdichte einen niedrigeren E-Modul auf als die mit überwiegend ionarer Bindung. Offenbar ist die elastizitätsrelevante Bindungsstärke bei der kovalenten Bindung schwächer als bei der ionaren Bindung.

Die in dieser Arbeit gemessenen Werte der E-Moduln und Poissonzahlen liegen stets im Streubereich der Werte, die sich für diese Materialien aus verschiedenen Veröffentlichungen anderer Autoren ergeben. Bei einzelnen Materialien, z.B. bei fast allen Carbiden, erhält man bei der Zusammenstellung der in der Literatur gefundenen Werte recht breite Streubereiche. Die Ursache hierfür ist offenbar in den verschiedenen Herstellungsprozessen zu suchen.

Zudem wird in vielen Fällen bei diesen schwer sinterfähigen Materialien mit Verdichtungshilfen gearbeitet. So scheint Bor als Sinterhilfe beim SiC zu einer Erhöhung des E-Moduls beizutragen. Mangelnde Probencharakterisierung in vielen Arbeiten, besonders beim TiB₂, läßt jedoch die Ursache für extreme Werte der E-Moduln und Poissonzahlen nicht erkennen.

Von den aus keramographischen Gefügeuntersuchungen bekannten Parametern beeinflusst offenbar nur die Porosität die elastischen Eigenschaften in hohem Maße. Eine systematische Abhängigkeit von der Korngröße ist nicht erkennbar. Diese sollte nach /2/ auch keinen signifikanten Einfluß auf den E-Modul bei Temperaturen, bei denen noch kein Korngrenzgleiten auftritt, haben. Jedoch scheint eine gewisse Beziehung zur Festigkeit in der Weise zu bestehen, daß mit steigender Festigkeit auch der E-Modul zunimmt.

3.2 Porositätsabhängigkeit

Die Diskussion der Abhängigkeit des E-Moduls von der Porosität nimmt in der Literatur einen breiten Raum ein. Es wird eine Vielzahl empirischer Formeln angegeben und auch mit experimentellen Ergebnissen belegt, wobei man einschränkend allerdings bemerken muß, daß andere Formeln in den untersuchten, oft recht engen Porositätsbereichen die Ergebnisse ebenfalls gut beschreiben könnten. Theoretische Arbeiten zum Einfluß der Porosität werden an dieser Stelle nicht behandelt, denn sie setzen eine idealisierte Porenform und -verteilung voraus. Darüberhinaus fehlen in vielen Fällen dem Anwender eines Materials auch die Kenntnisse über Geometrie und Verteilung der Poren.

In der Tab. 20 (S. 35) wird eine Übersicht über die gebräuchlichsten empirischen Formeln zur Darstellung der Porositätsabhängigkeit des E-Moduls und deren Koeffizienten gegeben. Der erste Teil der Tabelle ist der Arbeit von Phani und Niyogi /180/ entnommen, die die gemessenen Al₂O₃-Datensätze verschiedener Autoren mit diesen Formeln gefittet haben. Dabei zeigte es sich, daß die Formel (e) in den meisten Fällen die experimentellen Ergebnisse am besten beschreiben kann, auch dann, wenn $b = 1$ gesetzt wird. Allerdings stehen hier, ebenso wie bei der Formel (b), grundsätzlich zwei Koeffizienten zum Fitten zur Verfügung. Die schlechtesten Fitergebnisse liefert nach /180/ die Formel (d). Die Tabelle wurde ergänzt durch Ergebnisse anderer Autoren, die ihre Daten zur Porositätsabhängigkeit des E-Moduls verschiedener Materialien nach diesen Formeln beschreiben. Am häufigsten wird die exponentielle Beziehung von Spriggs verwendet. Aus den meisten Veröffentlichungen geht nicht hervor, ob eine Beschreibung mit einem anderen Ansatz versucht wurde, die vielleicht zu besseren Ergebnissen geführt hätte.

Eine ausführliche Diskussion der Beziehung zwischen E-Modul und Porosität findet sich auch in /181/. Dean und Lopez /182/ untersuchten die Güte der Beschreibung der Porositätsabhängigkeit des E-Moduls verschiedener Oxide durch die exponentiellen (a) und linearen Ansätze (c) in Tab. 20 sowie durch die Beziehungen

$$E = E_0 \frac{(1-P)}{(1+bP)}, \text{ GPa} \quad (31)$$

und nach dem Vorschlag von Martin und Haynes /183/

$$E = E_0(1 - b P^{2/3}), \text{ GPa}. \quad (32)$$

Formel (31) ist identisch mit der Formel (6) von Hasselman, wenn $b = A - 1$ gesetzt wird. Der Faktor b in Gleichung (32) nimmt je nach Material Werte zwischen 1,3 und 2,1 an /183/. Die besten Beschreibungen der experimentellen Ergebnisse, gemessen am Mittelwert der prozentualen Standardabweichungen aller untersuchten Materialien, erhielten Dean und Lopez mit dem linearen Ansatz (c) und der Formel (31). Eine Diskussion verschiedener Beziehungen anhand von Ergebnissen an $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ findet sich auch in /184/. Bis zu 25% Porosität liefert der lineare Ansatz hier die beste Beschreibung. Ebenfalls eine lineare Porositätsabhängigkeit des E-Moduls wird in /185,186/ gefunden.

Die Beziehung (31) wird auch von anderen Autoren angewandt. Dabei werden Koeffizienten $b = 6$ für UO_2 mit $P > 0,3$ /80/ und $b = 2,999$ /138/ bzw. $b = 2,13$ /151,153/ für B_4C gefunden.

Wagh et al. /187/ kommen zu dem Schluß, daß sich die Porositätsabhängigkeit des E-Moduls von Keramik durch die Beziehung

$$E = E_0(1 - P)^n \quad (33)$$

beschreiben läßt, wobei der Exponent n für Materialien mit typischen Poissonzahlen zwischen 0,2 und 0,3 Werte von 2 bis ca. 4 annimmt. Die hohen Werte von n treten offenbar immer dann auf, wenn eine Glasphase vorhanden ist oder wenn bei der Herstellung Sinterhilfen benutzt wurden. Der Exponent 3, der bei den eigenen Untersuchungen an den Lithiumsilikaten beobachtet wurde, ergibt sich zwanglos, wenn die Schallgeschwindigkeit linear von der Porosität nach folgender Beziehung

$$v = v_0(1 - P) \quad (34)$$

v_0 Schallgeschwindigkeit bei 0% Porosität

abhängt, wie von einigen Autoren beobachtet wurde /188,189/. Es ist aber nicht klar, ob diese Beziehung für jedes Material und für jede Porenstruktur gilt. Es werden auch andere lineare Abhängigkeiten angegeben, z.B. die Formel (9) für LiAlO_2 . In /190/ wird die Abhängigkeit der Schallgeschwindigkeit von der Porosität durch die Formel

$$v = v_0(1 - P)^{1,009} \quad (35)$$

beschrieben.

Tab. 20: Übersicht über die gebräuchlichsten empirischen Formeln zur Darstellung der Porositätsabhängigkeit und deren Koeffizienten für verschiedene Materialien

Material/ Quelle	(a) $E = E_0 e^{-bP}$	(b) $E = E_0 e^{-bP - cP^2}$	(c) $E = E_0 (1 - bP)$	(d) $E = E_0 \left[1 - \frac{AP}{1 + (A-1)P} \right]$	(e) $E = E_0 (1 - bP)^n$
Al ₂ O ₃ ¹⁾					
nach /30/	E ₀ = 502,55 GPa b = 5,432 Abw.: 26,57 ²⁾	E ₀ = 418,68 GPa b = 2,405 c = 7,376 Abw.: 13,72	E ₀ = 384,93 GPa b = 2,372 Abw.: 17,89	ergibt unrealistische E ₀ -Werte	E ₀ = 425,95 GPa b = 2,176 n = 1,365 Abw.: 12,24
nach /11/	E ₀ = 407,11 GPa b = 3,861 Abw.: 15,16	E ₀ = 407,82 GPa b = 3,955 c = -0,489 Abw.: 10,93	E ₀ = 385,80 GPa b = 2,319 Abw.: 21,27	E ₀ = 425,66 GPa A = 5,611 Abw.: 14,80	E ₀ = 402,28 GPa b = 1 n = 3,371 Abw.: 11,81
nach /2/	E ₀ = 428,92 GPa b = 2,969 Abw.: 6,80	kein Fit, weil Datensatz zu klein	E ₀ = 357,85 GPa b = 1,548 Abw.: 10,62	E ₀ = 498,40 GPa A = 4,435 Abw.: 12,68	E ₀ = 391,69 GPa b = 1 n = 2,143 Abw.: 1,77
nach /32/ ³⁾	E ₀ = 215,0 GPa b = 5,037 Abw.: 4,18	E ₀ = 213,59 GPa b = 4,840 c = 0,575 Abw.: 4,78	E ₀ = 192,32 GPa b = 2,353 Abw.: 11,1	E ₀ = 118,06 GPa A = 4,341 Abw.: 65,55	E ₀ = 208,22 GPa b = 1 n = 4,12 Abw.: 4,55
MgAl ₂ O ₄					
/53/ P ≤ 0,16	E ₀ = 278,5 GPa b = 3,14	nicht untersucht	E ₀ = 275,0 GPa b = 2,48 bester Fit	E ₀ = 280,5 GPa A = 3,46 schlechtester Fit	nicht untersucht
/49/ P ≤ 0,4	E ₀ = 298 GPa b = 4,1 bester Fit	nicht untersucht	E ₀ = 263 GPa zu niedrig	E ₀ = 246 GPa zu niedrig	nicht untersucht
AlN					
/88/ P ≤ 0,24	E ₀ = 322 GPa b = 2,44	nicht untersucht	nicht untersucht	nicht untersucht	nicht untersucht
/87,90/ P ≤ 0,2	E ₀ = 315 GPa b = 3,22	nicht untersucht	nicht untersucht	nicht untersucht	nicht untersucht
SiC					
s. Tab. 12	E ₀ = 337-481 GPa b = 2,73-4,19	nicht untersucht	nicht untersucht	nicht untersucht	nicht untersucht
B ₄ C					
/130/	E ₀ = 476,8 GPa b = 5,734	nicht untersucht	E ₀ = 470,2 GPa b = 4,58	nicht untersucht	nicht untersucht

¹⁾ entnommen aus /180/

²⁾ Abw. = Standardabweichung

³⁾ β-Al₂O₃

Neben den bisher aufgeführten Formeln für die Porositätsabhängigkeit ist auch das Fitten experimenteller Ergebnisse für einzelne Materialien mit einem Polynomansatz üblich /115,131/.

Die Abhängigkeit des relativen E-Moduls von der Porosität nach den verschiedenen Formeln ist in der Abb. 16 dargestellt, wobei Koeffizienten verwendet wurden, die innerhalb des Streubereiches der Werte in Tab 20 liegen. Mit Ausnahme des linearen Ansatzes, der wegen seines schnellen Abfalls auf null nur zur Beschreibung der Porositätsabhängigkeit bei relativ niedrigen Porositäten geeignet ist, ergeben alle anderen Beziehungen einen ähnlichen

Verlauf. Die wesentlichsten Unterschiede treten in der Geschwindigkeit der Abnahme des E-Moduls, besonders bei niedrigen Porositäten, auf. Die Formel (31) ergibt die höchste Abnahmegeschwindigkeit mit einem besonders steilen Abfall bei niedrigen Porositäten. Ähnlich starke Abnahmen bei niedrigen Porositäten können auch mit dem exponentiellen Ansatz und der Formel von Hasselman durch Wahl großer Koeffizienten b bzw. A verwirklicht werden. Bei beiden Formeln verringert sich die Abnahmegeschwindigkeit mit steigender Porosität jedoch stärker als bei Formel (31).

3.3 Temperaturabhängigkeit

Nach /191/ nimmt der E-Modul bei Oxiden mit steigender Temperatur zunächst relativ langsam ab. Erst bei Einsetzen von Korngrenzgleiten, bei 0,55-0,6 des absoluten Schmelzpunktes T_s , kommt es zu einer starken Zunahme des Abfalls bis zum Schmelzpunkt. Beim Einsetzen von Korngrenzgleiten macht sich dann auch ein Einfluß der Korngröße bemerkbar. Auch nach /15/ tritt eine starke Abnahme des E-Moduls ein, wenn ab ca. 0,5 T_s Korngrenzgleiten auftritt. Bei sehr reinen Materialien kann dieser Abfall jedoch erst bei höheren Temperaturen einsetzen, bei solchen mit Glasphasen an den Korngrenzen aber auch früher.

In der Abb. 17 ist die Abhängigkeit der relativen E-Moduln der besprochenen Materialien von der homologen Temperatur dargestellt. Die Darstellung basiert auf den in den Abbildungen 2, 6, 8, 9 und 11 gezeigten Daten, wobei beim Al_2O_3 und SiC jeweils die Kurven mit der am stärksten und am wenigsten ausgeprägten Temperaturabhängigkeit verwendet wurden. Der E-Modul bei Raumtemperatur wurde gleich eins gesetzt. Eine lineare Abhängigkeit des E-Moduls von der homologen Temperatur im Bereich von 0,2 bis 0,5 T_s wird nur bei den oberen Grenzkurven des Al_2O_3 und des SiC sowie beim UO_2 beobachtet. Hier erstreckt sich diese Linearität nach den Daten in /80/ sogar bis über 0,6 T_s . Der teilweise sehr früh einsetzende Abfall, insbesondere der beim TiB_2 und bei einigen Al_2O_3 - und SiC-Sorten, muß nach dem bisher Gesagten auf Verunreinigungen an Korngrenzen zurückgeführt werden.

Eine einheitliche Abnahmerate des E-Moduls der untersuchten Materialien mit der Temperatur im Bereich von 0,2 bis 0,5 T_s , die für eine Abschätzung der Temperaturabhängigkeit bei Materialien ohne experimentelle Datenbasis von Interesse wäre, ist nicht festzustellen. Beim Al_2O_3 beträgt die Abnahmegeschwindigkeit in diesem Temperaturintervall im Mittel aller untersuchten Sorten 52 MPa/K oder 0,013 %/K, beim UO_2 36 MPa/K oder 0,016 %/K. Auch die Abnahmeraten anderer Oxide, die sich aus Literaturdaten ableiten lassen, z.B. 30 MPa/K oder 0,02 %/K für stabilisiertes ZrO_2 nach /5/, zeigen, daß selbst innerhalb der Oxide keine eindeutige Systematik erkennbar ist. Die Abnahmegeschwindigkeit, die sich aus der oberen Grenzkurve des SiC berechnen läßt, liegt bei 21 MPa/K oder 0,005 %/K.

Zur Beschreibung der Temperaturabhängigkeit bis zur Debye-Temperatur eignet sich nach /9/ die Formel

$$E = E_0 - BT \exp\left(-\frac{T_0}{T}\right). \quad (36)$$

E_0 E-Modul bei 0 K

T Temperatur in K

T_0 experimentell zu bestimmender Wert in K

Diese Formel ergibt einen sehr langsamen Abfall des E-Moduls mit der Temperatur unterhalb Raumtemperatur, der dann in einen linearen Abfall übergeht. Die Gültigkeit dieser Beziehung endet damit spätestens bei ca. $0,5 T_0$. Für die Darstellung der Temperaturabhängigkeit bis zu Temperaturen über $0,5 T_0$ kann, wie in /151,153/ für B_4C , ein Polynomansatz gewählt werden.

3.4 Einfluß der Bestrahlung

Bei der Bestrahlung mit Neutronen treten Eigenschaftsänderungen infolge von Gitterstörungen und Transmutationen auf. Insbesondere die He-Blasenbildung durch (n,α) -Reaktionen kann über die Erhöhung der Porosität die mechanischen Eigenschaften entscheidend beeinflussen. Bei den Li-Keramiken, die als Brutmaterial in Fusionsreaktoren eingesetzt werden, spielt auch die Tritiumbildung eine Rolle. Trotz einer umfangreichen Literatur zum Einfluß einer Neutronenbestrahlung auf die physikalischen Eigenschaften, gibt es nur relativ wenige Veröffentlichungen, in denen über Änderungen elastischer Eigenschaften der hier untersuchten keramischen Materialien berichtet wird.

In der Tab. 21 sind die prozentualen Änderungen der E-Moduln der im IMF untersuchten Materialien unter Bestrahlung aufgeführt, wobei Unterschiede im Reinheitsgrad oder im Herstellungsverfahren, mit Ausnahme des B-Zusatzes beim HIP-SiC, nicht berücksichtigt wurden. Man erkennt, daß bei niedriger Bestrahlungsdosis sowohl beim Al_2O_3 , als auch beim AlN keine Änderungen des Elastizitätsmoduls bei 300 °C Bestrahlungstemperatur auftreten und daß bei beiden Materialien im Temperaturbereich zwischen 420 und 530 °C die Abnahme des E-Moduls einem Sättigungswert zustrebt. Die prozentuale Abnahme ist beim AlN deutlich höher als beim Al_2O_3 ; das dürfte jedoch mit einer Mehrphasigkeit durch die hohe Al_2O_3 -Verunreinigung (ca. 5%) des verwendeten HIP-AlN zusammenhängen. Das SiC zeigt im erwähnten Temperaturbereich die geringste Abnahme des E-Moduls.

Für den Temperaturbereich über 1200 °C liegen nur Ergebnisse für das SiC vor. Auf Grund von Ausheilvorgängen fällt die Abnahme des E-Moduls der Materialien ohne Borzusatz hier geringer aus als bei niedrigen Temperaturen. Die Sättigung der Schädigung tritt offenbar schon nach niedrigen Dosen ein und ist temperaturabhängig. Das SiC mit B-Zusatz dagegen zeigt trotz der hohen Bestrahlungstemperatur schon nach niedriger Dosis einen deutlich verringerten E-Modul. Die Ursache hierfür ist in der He-Blasenbildung durch die (n,α) -Reaktion des B-10 zu suchen.

Tab. 21: Abnahme des E-Moduls der im IMF untersuchten Materialien unter Bestrahlung

Material	Bestrahlungs= Experiment	dpa	Temperatur °C	% Abnahme des E-Moduls
Al ₂ O ₃	LAMPF	0,5	300	0
	COCCINELLE	13	550	5,4
	CERAM D 217/1	24	420	14,3
	Phenix MAT 6	39	430	12,6
AlN	LAMPF	0,5	300	0
	CERAM D 217/1	24	420	32,7
	Phenix MAT 6	34-48	470-530	32,4
SiC	Phenix MAT 6	19-23	420-540	9,0
	CERAM D 217/1	17	1220	3,0
	CERAM D 217/2	4	1420	3,8
	CERAM D 217/2	4	1520	1,9
HIP-SiC mit B	CERAM D 217/2	3	1520	17,8

4 Zusammenfassung

Die E-Moduln und die Poissonzahlen verschiedener Keramiken wurden bei Raumtemperatur gemessen und mit Daten aus der Literatur verglichen. Es wird ein Überblick aus Literaturdaten über die Abhängigkeiten der E-Moduln der untersuchten Materialien von der Porosität und von der Temperatur gegeben. Zur Darstellung der Porositätsabhängigkeit existiert eine Reihe von Formeln, die in der Lage sind, Meßdaten für jedes Material hinreichend genau wiederzugeben. Die einfache Beziehung $E = E_0 (1-P)^3$ erscheint als allgemein geeigneter Kompromiß für Abschätzungen. Die Temperaturabhängigkeit des E-Moduls einphasiger Keramiken ist bis etwa $0,5 T_m$ (T_m in K) ziemlich gering und läßt sich allgemein durch eine lineare Abnahme in den Grenzen zwischen $5 \cdot 10^{-5}/K$ und $2 \cdot 10^{-4}/K$ beschreiben.

Bis zu einer Neutronendosis von ca. $4 \cdot 10^{24}$ n/m² ($E < 0,1$ MeV) wird der E-Modul praktisch nicht verändert. Mit steigender Neutronendosis nimmt er in einphasigem Material um maximal 10 bis 15% ab, wobei er anscheinend einen Sättigungswert erreicht, der von der Bestrahlungstemperatur abhängt. Die Abnahme des E-Moduls ist am geringsten beim SiC.

5 Literatur

- /1/ S. Spinner, W.E. Tefft
A Method for Determining Mechanical Resonance Frequencies and for
Calculating Elastic Moduli from these Frequencies
Am. Soc. Test. Mat. 61 (1961) 1221-1238
- /2/ R.L. Coble, W.D. Kingery
Effect of Porosity on Physical Properties of Sintered Alumina
J. Am. Ceram. Soc. 39 (1956) 377-385
- /3/ W.B. Crandall, J. Ging
Thermal Shock Analysis of Spherical Shapes
J. Am. Chem. Soc. 38 (1955) 44-54
- /4/ E. Glenny, M.G. Royston
Transient Thermal Stresses Promoted by the Rapid Heating and Cooling of
Brittle Circular Cylinders
Trans. Brit. Ceram. Soc. 57 (1958) 645-677
- /5/ J.B. Wachtman, D.G. Lam
Young's Modulus of Various Refractory Materials as a Function of Tem-
perature
J. Am. Ceram. Soc. 42 (1959) 254-260
- /6/ S.M. Lang
Properties of High-Temperature Ceramics and Cermets - Elasticity and
Density at Room Temperature
National Bur. Std. Monograph, No. 6, 1960
- /7/ E. Ryshkewitch
Oxide Ceramics
Academic Press, New York, London, 1960
- /8/ R.M. Spriggs, T. Vasilos
Effect of Grain Size and Porosity on Transverse Bend Strength of Hot-
Pressed Alumina and Magnesia
Am. Ceram Soc. Bull. 40 (1961) 187
- /9/ J.B. Wachtman, W.E. Tefft, D.G. Lam, C.S. Apstein
Exponential Temperature Dependence of Young's Modulus for Several
Oxides
Phys. Rev. 122 (1961) 1754-1759
- /10/ R. Spriggs
Expression for Effect of Porosity on Elastic Modulus of Polycrystalline
Refractory Materials, Particularly Aluminum Oxide
J. Am. Ceram. Soc. 44 (1961) 628-629

- /11/ F.P. Knudsen
Effect of Porosity on Young's Modulus of Alumina
J. Am. Ceram. Soc. 45 (1962) 94-95
- /12/ R. Spriggs
Effect of Open and Closed Pores on Elastic Moduli of Polycrystalline Alumina
J. Am. Ceram. Soc. 45 (1962) 454
- /13/ D.P.H. Hasselman
On the Porosity Dependence of the Elastic Moduli of Polycrystalline Refractory Materials
J. Am. Chem. Soc. 45 (1962) 452-453
- /14/ Z. Hashin
The Elastic Moduli of Heterogeneous Materials
J. Appl. Mech. 29 (1962) 143-150
- /15/ J.B. Wachtman
Mechanical Properties of Ceramics: An Introductory Survey
Ceramic. Bull. 46 (1967) 756-774
- /16/ D.H. Chung, G. Simmons
Pressure and Temperature Dependence of the Isotropic Elastic Moduli of Polycrystalline Alumina
J. Appl. Phys. 39 (1968) 5312-5326
- /17/ N. Soga, O.L. Anderson
High-Temperature Elastic Properties of Polycrystalline MgO and Al₂O₃
J. Am. Chem. Soc. 49 (1966) 355-359
- /18/ E. Schreiber, O.L. Anderson
Pressure Derivatives of the Sound Velocities of Polycrystalline Alumina
J. Am. Chem. Soc. 49 (1966) 184-190
- /19/ R.W. Dickson, E. Schreiber
Alumina Standard Reference Material for Resonance Frequency and Dynamic Elastic Moduli Measurement - I. For Use at 25 °C
J. Res. Nat. Bur. Stand. 75A (1971) 155-162
- /20/ G.V. Samsonov
The Oxide Handbook
Plenum Press, New York - Washington - London, 1973
- /21/ W.H. Gust, E.B. Royce
Dynamic Yield Strengths of B₄C, BeO, and Al₂O₃ Ceramics
J. Appl. Phys. 42 (1971) 276-295

- /22/ R.W. Dickson, E. Schreiber
Alumina Standard Reference Material for Resonance Frequency and Dynamic Elastic Moduli Measurement - II. Characteristic Values for Use from 25 °C to 1000 °C
J. Res. Nat. Bur. Stand. 77A (1973) 391-394
- /23/ W. Grellner
Elastische Kenngrößen und Bruchverhalten von Werkstoffen des Systems Al_2O_3+TiC bei erhöhten Temperaturen
Ber. Dtsch. Keram. Ges. 55 (1978) 484-487
- /24/ H.A. Lindner, H.-J. Thoma
Charakterisierung der mechanischen Hochtemperatureigenschaften keramischer Werkstoffe durch dynamische Elastizitätsmodulmessungen bis 1400 °C
Ber. Dt. Keram. Ges. 55 (1978) 515-517
- /25/ R.P. Wahl, B. Ilschner
Fracture Behaviour of Composites Based on Al_2O_3-TiC
J. Mater. Sci. 15 (1980) 875-885
- /26/ E.D. Case, J.R. Smyth, O. Hunter
Microcracking in Large-Grain Al_2O_3
Mater. Sci. Eng. 51 (1981) 175-179
- /27/ J.P. Singh, Y. Tree, D.P.H. Hasselman
Effect of Bath and Specimen Temperature on the Thermal Stress Resistance of Brittle Ceramics Subjected to Thermal Quenching
J. Mater. Sci. 16 (1981) 2109-2118
- /28/ D.W. Richerson
Modern Ceramic Engineering - Properties, Processing and Use in Design
Marcel Decker Inc., New York - Basel, 1982
- /29/ An Assessment of Ceramic Materials Technology for Heat Exchangers
EGG-SE-6367 (1984)
- /30/ J.C. Wang
Young's Modulus of Porous Materials
Part 1: Theoretical Derivation of Modulus-Porosity Correlation
J. Mater. Sci. 19 (1984) 801-808
Part 2: Young's Modulus of Porous Alumina with Changing Pore Structure
J. Mater. Sci. 19 (1984) 809-814
- /31/ M. Shimada et al.
Temperature Dependence of Young's Modulus and Internal Friction in Alumina, Silicon Nitride, and Partially Stabilized Zirconia Ceramics
J. Am. Chem. Soc. 67 (1984) C23-C24

- /32/ J.R.G. Evans, R. Stevens, S.R. Tan
A Study of Sintering of β -Alumina: Microstructure and Mechanical Properties
Br. Ceram. Trans. J. 83 (1984) 43-49
- /33/ C. Gault, F. Platon, D. Le Bras
Ultrasonic Measurements of Young's Modulus of Al_2O_3 -based Refractories at High Temperatures
Mater. Sci. Eng. 74 (1985) 105-111
- /34/ H. Wieninger, K. Kromp, R.F. Pabst
Crack Resistance Curves of Alumina and Zirconia at Room Temperature
J. Mater. Sci. 21 (1986) 411-418
- /35/ G. Brandt, R. Warren
Fracture Behaviour of Selected Mixed-Ceramic Tool Materials up to 1200 °C
Mater. Sci. Eng., A 105/106 (1987) 193-200
- /36/ H. Zimmermann, KfK-interner Bericht, 1988
- /37/ L.L. Hench
Bioceramics: from Concept to Clinic
J. Am. Ceram. Soc. 74 (1991) 1487-1510
- /38/ S. Sakaguchi, N. Murayama, Y. Kodama, F. Wakai
The Poisson's Ratio of Engineering Ceramics at Elevated Temperatures
J. Mater. Sci. Lett. 10 (1991) 282-284
- /39/ I.M. Blaunshtein, M.B. Kishinevskaya, M.I. Muminov, V.P. Tibeikin
Mechanical Properties of Electroceramic Materials Subjected to Nuclear Radiation
Inorg. Mater. (Engl. Transl.) 22 (1986) 779-782
- /40/ N.S. Kostyukov, E.V. Pozdeeva, A.A. Botaki, V.L. Ulyanov
Elastic Properties of High-Alumina Ceramics Irradiated with Neutrons
Glas and Ceramics, New York, 37 (1980) 261-262
- /41/ E.V. Pozdeeva, V.L. Ulyanov
Influence of Neutron Irradiation on the Elastic Properties of High-Alumina and Steatite Ceramics
At. Energ. (Engl. Transl.) 64 (1988) 277-280
- /42/ A. Krell, E. Pippel, J. Woltersdorf
On Crack-Propagation-Related Phenomena in $Al_2O_3+ZrO_2$ and Al_2O_3 , Sintered in Air and Hydrogen
Phil. Mag. A 53 (1986) L11-L16

- /43/ F.F. Lange
Transformation Toughening. Pt. 4. Fabrication, Fracture Toughness and Strength of Al_2O_3 - ZrO_2 Composites
J. Mater. Sci. 17 (1982) 247-254
- /44/ M. Bengisu, O.T. Inal, J.R. Hellmann
Effect of Dynamic Compaction on the Retention of Tetragonal Zirconia and Mechanical Properties of Alumina/Zirconia Composites
J. Am. Ceram. Soc. 73 (1990) 346-351
- /45/ T. Ono et al.
Internal Friction, Crack Length of Fracture Origin and Fracture Surface Energy in Alumina-Zirconia Composites
J. Mater. Sci. 24 (1989) 1974-1978
- /46/ S. Bartsch
Bestimmung thermischer und mechanischer Kennwerte von Al_2O_3 -Schneidkeramik
Sprechsaal 120 (1987) 186-191
- /47/ K. Tsukuma, K. Ueda, K. Matsushita, M. Shimada
High-Temperature Strength and Fracture Toughness of Y_2O_3 -Partially-Stabilized $\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ Composites
J. Am. Ceram. Soc. 68 (1985) C56-C58
- /48/ J.J. Mecholsky, S.W. Freiman, R.W. Rice
Fracture Surface Analysis of Ceramics
J. Mater. Sci. 11 (1976) 1310-1319
- /49/ D.F. Porter, J.S. Reed, D. Lewis
Elastic Moduli of Refractory Spinels
J. Am. Ceram. Soc. 60 (1977) 345-349
- /50/ J.A. Savage
Preparation and Properties of Hard Crystalline Materials for Optical Applications - A Review
J. Cryst. Growth 113 (1991) 698-715
- /51/ E. Schreiber
Comments on the Elastic Modulus - Porosity Relation
J. Am. Ceram. Soc. 51 (1968) 541-542
- /52/ E. Schreiber
Elastic Moduli of Single-Crystal Spinel at 25 °C and to 2 kbar
J. Appl. Phys., 38 (1967) 2508-2511
- /53/ D.R. Petrak, D.T. Rankin, R. Ruh, R.D. Sisson
Effect of Porosity on the Elastic Moduli of CoO , CoO-MgO Solid Solutions, and CoAl_2O_4
J. Am. Ceram. Soc. 58 (1975) 78-79

- /54/ R.L. Stewart, M. Iwasa, R.CL. Bradt
Room-Temperature K_{1c} Values for Single-Crystal and Polycrystalline
 $MgAl_2O_4$
J. Am. Ceram. Soc. 64 (1981) C22-C23
- /55/ W.D. Kingery
Factors Affecting Thermal Stress Resistance of Ceramic Materials
J. Am. Ceram. Soc. 38 (1955) 3-15
- /56/ J.B. Wachtman, D.G. Lam
Young's Modulus of Various Refractory Materials as a Function of Tem-
perature
J. Am. Ceram. Soc. 42 (1959) 254-260
- /57/ B. Rasneur
Tritium Breeding Ceramic Porous Gamma Lithium Aluminate
Fusion Technology 1984, Vol. 2, Pergamon Press, 1985, 1017-1021
- /58/ B. Rasneur
Tritium Breeding Material: γ $LiAlO_2$
Fusion Technology 8 (1985) 1909-1914
- /59/ B. Rasneur
Ceramique Tritigene: L'Aluminate de Lithium Poreux
Ann. Chim. Fr. 10 (1985) 463-471
- /60/ C. Denuziere, N. Roux
Data and Properties of Lithium Aluminate $LiAlO_2$
CEA-N-2548(E), 1988
- /61/ B. Rasneur
Fabrication of Large $LiAlO_2$ Pellets, and Properties of $LiAlO_2$ and Li_2ZrO_3
as Tritium Breeders for a Solid Blanket
in: G.W. Hollenberg, I.J. Hastings (Ed.)
Fabrication and Properties of Lithium Ceramics, Advances in Ceramics,
Vol. 27, Columbus, 1990
- /62/ C. Alvani, S. Casadio, C. Ciavila, F. Croce, V. Violante
Physico-Chemical Properties of $LiAlO_2$ for a Ceramic Type Tritium Bree-
ding Blanket
Mater. Sci. Monogr. Vol. 38 C, 1987, 2933-2940
- /63/ M.B. Caracciolo, C. Alvani, S. Casadio
Mechanical Properties of $LiAlO_2$ Ceramic Breeder Pellets
Fusion Technology 14 (1988) 360-363
- /64/ F. Botter, F. Lefevre, B. Rasneur, M. Trotabas, E. Roth
Effects of Radiation on Lithium Aluminate Samples Properties
J. Nucl. Mat. 141-143 (1986) 364-368

- /65/ D. Vollath, H. Wedemeyer
On the Preparation of the Lithium Silicates Series from Li_2SiO_3 to Li_8SiO_6 in Alcoholic Media
J. Nucl. Mat. 141-143 (1986) 334-338
- /66/ D. Vollath, H. Wedemeyer
On the Preparation of the Lithium Silicates Series from Li_2SiO_3 to Li_8SiO_6 in Alcoholic Media
J. Nucl. Mat. 141-143 (1986) 334-338
- /67/ H. Zimmermann
Mechanical Properties of Lithium Silicates
in: G.W. Hollenberg, I.J. Hastings (Ed.)
Fabrication and Properties of Lithium Ceramics, Advances in Ceramics, Vol. 27, Columbus, American Ceramic Society, 1990, 161-172
- /68/ H. Zimmermann
Mechanische Eigenschaften von Lithiumsilikaten für Fusionsreaktor-
Brutblankets
KfK 4528 (1989)
- /69/ W. Dienst, H. Zimmermann
Investigation of the Mechanical Properties of Ceramic Breeder Materials
J. Nucl. Mat. 155-157 (1988) 476-479
- /70/ S. Haussühl, J. Liebertz, S. Stähr
Single Crystal Growth and Pyroelectric, Dielectric, Piezoelectric,
Elastic and Thermoelastic Properties of Orthorhombic Li_2SiO_3 , Li_2GeO_3 ,
and Na_2GeO_3
Crystal Res. and Technol. 17 (1982) 521-526
- /71/ W. Voigt
Lehrbuch der Kristallphysik
Leipzig, 1928
- /72/ P. Kennedy, F. Rigby, K.E. Gilchrist
The Preparation and Characterisation of Lithium Metasilicate and
 γ -Aluminate Pellets
ND-R-1519 (S), 1988
- /73/ D. Vollath, H. Wedemeyer, H. Zimmermann, H. Werle
Doped Lithium Orthosilicate, Preparation and Properties
J. Nucl. Mat. 174 (1990) 86-91
- /74/ C.Y. Chu, K. Bär, J.P. Singh, K.C. Goretta, M.C. Billone, R.B. Poeppel,
J.L. Routbort
Mechanical Properties of Polycrystalline Lithium Orthosilicate
J. Nucl. Mat. 72 (1989) 1643-1648

- /75/ C.Y. Chu, R.B. Poeppel, J.P. Singh, K.C. Goretta
Mechanical Properties of Solid Breeder Materials
DOE/ER--0313/4, 1988
- /76/ K. Bär, C.Y. Chu, J.P. Singh, K.C. Goretta, J.L. Routbort, M.C. Billone,
R.B. Poeppel
Mechanical Properties and Deformation of Polycrystalline Lithium Or-
thosilicate
Fus. Eng. Des. 8 (1989) 371-374
- /77/ M.C. Billone, W.T. Grayhack
Summary of Mechanical Properties Data and Correlations for Li_2O , Li_4SiO_4 ,
 LiAlO_2 , and Be
ANL/FPP/TM-218 (1988)
- /78/ M.C. Billone, W.T. Grayhack
Mechanical Performance of Fusion Solid Breeder and Multiplier Materials
Fus. Technol. 15 (1988) 1205-1211
- /79/ D.L. Hagrman, E.T. Laats, C.S. Olsen
Elastic Moduli
NUREG/CR-5273 EGG-2555, Vol. 4, 1990, 2.6-1-2.6-20
- /80/ D.G. Martin
The Elastic Constants of Polycrystalline UO_2 and (U,Pu) Mixed Oxides:
A Review and Recommendations
High Temp. - High Pressure 21 (1989) 13-24
- /81/ V.M. Baranov et al.
In-Reactor Measurements of the Uranium Dioxide Young Modulus
At. Energ. (Engl. Transl.) 40 (1976) 37-40
- /82/ K.M. Taylor, C. Lenie
Some Properties of Aluminium Nitride
J. Electrochem. Soc. 107 (1960) 308-314
- /83/ R. Kieffer, W. Wruss, B. Willer
Propriétés physiques et mécaniques de céramiques $\text{AlN-Al}_2\text{O}_3$ obtenues par
compression a chaud
Rev. Int. Hautes Temp. Refract. 13 (1976) 97-107
- /84/ J.C. Glandus
Rupture fragile et resistance aux chocs thermiques de ceramiques a
usages mecaniques
These, Université de Limoges, 1981
- /85/ W. Rafaniello, K. Cho, A.V. Virkar
Fabrication and Characterization of SiC-AlN Alloys
J. Mater. Sci. 16 (1981) 3479-3488

- /86/ G. De With, N. Hattu
Mechanical Behaviour of Hot-Pressed AlN Ceramics
in: R. Carlsson, S. Karlsson (Eds.)
Science of Ceramics Series, Vol. 11 (1981) 489-494
J. Mater. Sci. 18 (1983) 503-507
- /87/ P. Boch, J.C. Glandus, J. Jarrige, J.P. Lecompte, J. Mexmain
Sintering, Oxidation Behaviour and Mechanical Properties of Hot Pressed
Aluminium Nitride
Ceram. Int. 8 (1982) 34-40
- /88/ R. Ruh, A. Zangvil, J. Barlowe
Elastic Properties of SiC, AlN, and their Solid Solutions and Parti-
culate Composites.
Am. Ceram. Soc. Bull. 64 (1985) 1368-1373
- /89/ Y. Gotoh, H. Hoven, K. Koizlik, J. Linke, U. Samm, B. Thiele, E. Wallura
Studies on Properties of Low-Z Ceramics as Limiter Materials - Electron
Beam and Textor Limiter Tests.
J. Nucl. Mater. 133/134 (1985) 257-262
- /90/ M. Billy, J. Mexmain
Processing and Properties of Aluminium Nitride, a New Candidate For High
Temperature Applications
Sprechsaal 118 (1985) 245-248
- /91/ D. Gerlich, S.L. Dole, G.A. Slack
Elastic Properties of Aluminium Nitride
J. Phys. Chem. Solids 47 (1986) 437-441
- /92/ W. Dienst, T. Fett, R. Heidinger, H.D. Röhrig, B. Schulz
Investigations on Ceramic Materials for Fusion Technology
J. Nucl. Mat. 174 (1990) 102-109
- /93/ E. Schreiber, N. Soga
Elastic Constants of Silicon Carbide
J. Am. Ceram. Soc. 49 (1966) 342
- /94/ H.E. Rosinger, I.G. Richie, A.J. Shillinglaw
Systematic Study of the Room Temperature Elastic Moduli of Silicon
Carbide
Mater. Sci. Eng. 16 (1974) 143-154
- /95/ R.R. Wills, J.M. Wimmer
Controlled Surface Flaw-Initiated Fracture in Reaction-Densified Si-
licon Carbide
J. Am. Ceram. Soc. 59 (1976) 437-440
- /96/ MCIC Battelle
Engineering Property Data on Selected Ceramics, Volume 2: Carbides,
Vol. 2, 1979

- /97/ W.M. Stacey
International Tokamak Reactor Phase 2A, Vol. 1.2
FED-INTOR/82-1, 1982, 340-354
- /98/ K.A. Schwetz, K. Reinmuth, A. Lipp
Polykristalline, porenfreie Sinterkörper aus Alpha-SiC, Borcarbid und
Kohlenstoff, Herstellung und Eigenschaften
Sprechsaal 12 (1983) 1063-1070
- /99/ An Assessment of Ceramic Materials Technology for Heat Exchangers
EGG-SE-6367 (1984)
- /100/ T.D. Gulden
Mechanical Properties of Polycrystalline β -SiC
J. Am. Ceram. Soc. 52 (1969) 585-590
- /101/ M.L. Torti
Silicone Nitride and Silicone Carbide - Properties and Capability
Powder Metall. Int. 6 (1974) 186-189
- /102/ J.W. Edington, D.J. Rowcliffe, J.L. Henshall
The Mechanical Properties of Silicon Nitride and Silicon Carbide - Part
I: Materials and Strength
Powder Metall. Int. 7 (1975) 82-96
- /103/ J.J. Mecholsky, S.W. Freiman, R.W. Rice
Fracture Surface Analysis of Ceramics
J. Mater. Sci. 11 (1976) 1310-1319
- /104/ A.G. Evans
Fracture Toughness: The Role of Indentation Techniques
ASTM Special Technical Publication 678, 1978
- /105/ K.A. Schwetz, A. Lipp
The Effect of Boron and Aluminium Sintering Additives on the Properties
of Dense Sintered Alpha Silicon Carbide
Sci. Ceram. 10 (1980) 149-158
- /106/ W. Rafaniello, K. Cho, A.V. Virkar
Fabrication and Characterization of SiC-AlN Alloys
J. Mater. Sci. 16 (1981) 3479-3488
- /107/ R. Ruh, A. Zangvil, J. Barlowe
Elastic Properties of SiC, AlN, and Their Solid Solutions and Parti-
culate Composites.
Am. Ceram. Soc. Bull. 64 (1985) 1368-1373
- /108/ M.J. Slavin, G.D. Quinn
Mechanical Property Evaluation at Elevated Temperature of Sintered
Beta-Silicon Carbide
Int. J. High Technol. Ceram. 2 (1986) 47-63

- /109/ S.G. Seshadri, K-Y. Chia
Tensile Testing of Ceramics
J. Am. Ceram. Soc. 70 (1987) C242-C244
- /110/ N.L. Hecht, D.E. McCullum, G.A. Graves
Investigation of Selected Si₃N₄ and SiC Ceramics
Ceramic Materials and Components for Engines, Proc. Third Intern.
Symp., Las Vegas, USA, Nov. 27-30, 1988, 806-816
- /111/ K.A. Schwetz, H. Knoch
Borcarbid, Siliciumcarbid und ihre Werkstoffvarianten, Teil II
Werkstoffe & Konstruktion 2 (1988) 339-345
- /112/ J. Li, R. Watanabe
Preparation and Mechanical Properties of SiC-AlN Ceramic Alloy
J. Mater. Sci. 26 (1991) 4813-4817
- /113/ S. Sakaguchi, N. Murayama, Y. Kodama, F. Wakai
The Poisson's Ratio of Engineering Ceramics at Elevated Temperatures
J. Mater. Sci. Lett. 10 (1991) 282-284
- /114/ P. Kennedy, J.V. Shennan
Engineering Applications of REFEL Silicon Carbide
in: R.C. Marshall (Ed.), Silicon Carbide, Univ. S. C. Press, Columbia,
1974
- /115/ W.S. Coblenz
Elastic Moduli of Boron-Doped Silicon Carbide
J. Am. Ceram. Soc. 58 (1975) 530-531
- /116/ K.D. McHenry, R.E. Tressler
Fracture Toughness and High-Temperature Slow Crack Growth in SiC
J. Am. Ceram. Soc. 63 (1980) 152-156
- /117/ J.S. Goela, M.A. Pickering, R.L. Taylor, B.W. Murray, A. Lompad
Properties of Chemical-Vapor-Deposited Silicon Carbide for Optics
Applications in Severe Environments
Appl. Opt. 30 (1991) 3166-3175
- /118/ R.D. Carnahan
Elastic Properties of Silicon Carbide
J. Am. Ceram. Soc. 51 (1968) 223-224
- /119/ M. Yarahmadi
Gefüge und mechanische Eigenschaften von SiC-Werkstoffen
Dissertation, Technische Universität Berlin, 1985
- /120/ S. Sakaguchi, F. Wakai, Y. Matsuno
Elastic Properties of Engineering Ceramics at Elevated Temperature
J. Ceram. Soc. Jpn. 95 (1987) 476-479

- /121/ J.D.B. Veldkamp, W.F. Knippenberg
Anomalous Young's Modulus Behaviour of SiC at Elevated Temperatures
J. Phys. D: Appl. Phys. 7 (1974) 407-411
- /122/ J.D.B. Veldkamp, M.I.L. Uijterschout
The Variation of Young's Moduli with Temperature of α -SiC
Proc. Brit. Ceram. Soc. 25 (1975) 211-216
- /123/ P.T.B. Shaffer, C.K. Jun
The Elastic Modulus of Dense Polycrystalline Silicon Carbide
Mat. Res. Bull. 7 (1972) 63-70
- /124/ R.J. Price
Properties of Silicon Carbide for Nuclear Fuel Particle Coatings
Nucl. Technol. 35 (1977) 320-336
- /125/ R.B. Matthews, W.G. Hutchings
Neutron Irradiation Reduces the Mechanical Properties of Reaction-Bonded Silicon Carbide
J. Nucl. Mat. 45 (1972/73) 341-342
- /126/ R.B. Matthews
Irradiation Damage in Reaction-Bonded Silicon Carbide
J. Nucl. Mat. 51 (1974) 203-208
- /127/ K. Okamura, T. Matsuzawa, M. Sato, Y. Higashiguchi, S. Morozumi
Effects of Neutron Irradiation on SiC Fibers
J. Nucl. Mat. 133/134 (1985) 705-708
- /128/ K. Okamura, T. Matsuzawa, M. Sato, S. Morozumi
Effects of Neutron Irradiation on Fine Structure and Strength of SiC Fibers
J. Nucl. Mat. 155/157 (1988) 329-333
- /129/ K. Minato, K. Fukuda, K. Ikawa
Strength of Silicon-Carbide Coating Layers of Fuel Particles for High Temperature Gas-Cooled Reactors
J. Nucl. Sci. Technol. 19 (1982) 69-77
- /130/ A. Lipp
Borkarbid
Techn. Rundschau Nr. 14,28,33/1965 und 7/1966
- /131/ R.S. Liebling
Effect of Low Porosity on the Elastic Properties of Boron Carbide
Mater. Res. Bull. 2 (1967) 1035-1040
- /132/ R.N. Katz, W.A. Brantley
Fractography of High Boron Ceramics Subjected to Ballistic Load
Mater. Sci. Res. 5 (1971) 271-282

- /133/ W.H. Gust, E.B. Royce
Dynamic Yield Strengths of B₄C, BeO, and Al₂O₃ Ceramics
J. Appl. Phys. 42 (1971) 276-295
- /134/ T. Vasilos
Manufacturing Method for Improved Forming of Boron Carbide
U.S. Nat. Tech. Inform. Serv., AD Rep. No. 763237, 1973
- /135/ T. Vasilos, S.K. Dutta
Low Temperature Hot Pressing of Boron Carbide and its Properties
Amer. Ceram. Soc. Bull. 53 (1974) 453-454
- /136/ I.A. Bairamashvili et al.
An Investigation of the Physicomechanical Properties of Boron Oxide
and Silicone Tetraboride
J. Less-Common Met. 67 (1979) 455-459
- /137/ H. Suzuki, T. Maruyama, T. Wakasa
Postirradiation Annealing of Boron Carbide Pellet Irradiated in Fast
Breeder Reactor
J. Nucl. Sci. Technol. 16 (1979) 588-595
- /138/ G.W. Hollenberg, G. Walther
The Elastic Modulus and Fracture of Boron Carbide
J. Am. Ceram. Soc. 63 (1980) 610-613
- /139/ G. De With
High Temperature Fracture of Boron Carbide: Experiments and Simple
Theoretical Models
J. Mater. Sci. 19 (1984) 457-466
- /140/ M. Bougoin, F. Thevenot
Synthesis and Characterization of Dense Boron Carbide Ceramics
J. Less-Common Met. 114 (1985) 257-271
- /141/ J. Dubois, G. Fantozzi
Microstructure and Properties of Pressureless Sintered B₄C-SiC Cera-
mics
Proc. Int. Conf. on Science of Ceramics, Orleans, 9-11 Sep. 1985
- /142/ M. Bougoin, F. Thevenot
Synthese et propriétés thermomécaniques de ceramiques denses compo-
sites carbure de bore-carbure de silicium
J. Less-Common Met. 132 (1987) 209-228
- /143/ F. Thevenot
Sintering of Boron Carbide and Boron Carbide - Silicon Carbide Two-
Phase Materials and their Properties
J. Nucl. Mat. 152 (1988) 154-162

- /144/ G.A. Gogotsi et al.
Complex Investigation of Hot-Pressed Boron Carbide
J. Less-Common Met. 117 (1986) 225-230
- /145/ K.A. Schwetz, W. Grellner
Mechanical Properties of HIP Treated Sintered Boron Carbide
Science of Hard Materials, Proceedings, 1986, 413-426
- /146/ K.A. Schwetz, H. Knoch
Borcarbid, Siliciumcarbid und ihre Werkstoffvarianten, Teil 1
Werkstoffe & Konstruktion 2 (1988) 271-275
- /147/ J.H. Gieske, T.L. Aselage, D. Emin
Elastic Properties of Boron Carbides
AIP Conference Proceedings 231, Boron-Rich Solids, New York, 1991
- /148/ S.R. Murthy
Elastic Properties of Boron Carbide
J. Mater. Sci. Lett. 4 (1985) 603-605
- /149/ K.A. Schwetz, W. Grellner
The Influence of Carbon on the Microstructure and Mechanical Properties
of Sintered Boron Carbide
J. Less-Common Met. 82 (1981) 37-47
- /150/ M. Beauvy
Propriétés mécaniques du carbure de bore "fritte"
Rev. Int. Hautes Temp. Refract. 19 (1982) 301-310
- /151/ G.W. Hollenberg
Thermally Induced Stresses and Fractures in Boron Carbide Pellets
Bull. Am. Ceram. Soc. 59 (1980) 538-541, 548
- /152/ Nuclear Systems Materials Handbook, Vol. 1, Design Data, TID-26666
- /153/ P. Dünner, R. Häbel, M. Hörle, H. Zimmermann
Material Correlations for the Irradiation Behaviour of B_4C , Eu_2O_3 and
 EuB_6 as Used in LMFBR Absorber Pin Design
IWGFR Specialists Meeting on Fast Reactor Absorber Materials and
Control Rods, Obninsk, SU, June 7-10, 1983
- /154/ R.H.J. Hannink, M.J. Murray
Elastic Moduli Measurements of some Cubic Transition Metal Carbides
and Alloyed Carbides
J. Mater. Sci. 9 (1974) 223-228
- /155/ H. Endo, M. Ueki, H. Kubo
Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Pressed SiC-TiC Com-
posites
J. Mater. Sci. 26 (1991) 3769-3774

- /156/ J.J. Gilman, B.W. Roberts
Elastic Constants of TiC and TiB₂
J. Appl. Phys. 32 (1961) 1405
- /157/ J. de Klerk
Elastic Constants and Debye Temperature of TiC Using a New Ultrasonic
Coherent Pulse/cw Technique
Rev. Sci. Instrum. 36 (1965) 1540-1545
- /158/ R. Chang, L.J. Graham
Low-Temperature Elastic Properties of ZrC and TiC
J. Appl. Phys. 37 (1966) 3778-3783
- /159/ L.E. Toth
Transition Metal Carbides and Nitrides
Academic Press, New York, London, 1971, 146
- /160/ Y. Kumashiro, H. Tokumoto, A. Itoh
The Elastic Constants of TiC, VC, and NbC Single Crystals
Proc. Intern. Conf. on Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in
Crystalline Solids, Tokyo, 4.-7.7.1977, 395-399
- /161/ F.W. Vahldiek
Electrical Resistivity, Elastic Modulus, and Debye Temperature of
Titanium Diboride
J. Less-Common Met. 12 (1967) 202-209
- /162/ D.E. Wiley, W.R. Manning, O. Hunter
Elastic Properties of Polycrystalline Titanium Boride, Zirconium Bo-
ride, and Hafnium Boride from Room Temperature to 1300 K
J. Less-Common Met. 18 (1969) 149-157
- /163/ V.J. Tennery, C.B. Finch, G.W. Clark
Structure-Property Correlation for TiB₂-Based Ceramics Densified Using
Active Liquid Metals
Science of Hard Materials, Proceedings, 1983, 891-909
- /164/ R.A. Andrievski, B.U. Asanov
Temperature Dependence of the Young's Modulus of the Composite TiB₂-Fe
J. Mater. Sci. Lett. 10 (1991) 147-148
- /165/ P.F. Becher, M.K. Ferber
Effect of Residual Nickel Content on the Grain Size Dependent Mecha-
nical Properties of TiB₂
J. Mater. Sci. Lett. 5 (1986) 195-197
- /166/ R.K. Williams, P.F. Becher, C.B. Finch
Study of the Kondo Effect and Intrinsic Electrical Conduction in Ti-
tanium Diboride
J. Appl. Phys. 56 (1984) 2295-2302

- /167/ F. Birch
The Velocity of Compressional Waves in Rocks to 10 Kilobars, Part 2
J. Geophys. Res. 66 (1961) 2199-2224
- /168/ H.F. Wang
Elastic Constants Systematics
Phys. Chem. Minerals 3 (1978) 251-261
- /169/ O.L. Anderson, E. Schreiber, R.C. Liebermann
Some Elastic Constant Data on Minerals Relevant to Geophysics
Rev. Geophys. 6 (1968) 491-524
- /170/ W. Dienst, H. Heidinger
Ceramic Insulator Materials for RF Windows
IAEA-TECDOC-417 (1987)
- /171/ T. Vasilos, J.B. Mitchell, R.M. Spriggs
Mechanical Properties of Pure, Dense Magnesium Oxide as a Function of
Temperature and Grain Size
Sci. Sintering 18 (1986) 50-60
- /172/ W.P. Minnear, R.C. Bradt
Elastic Properties of Polycrystalline TiO_{2-x}
J. Am. Ceram. Soc. 60 (1977) 458-459
- /173/ O.L. Anderson
An Approximate Method of Estimating Shear Velocity from Specific Heat
J. Geophys. Res. 70 (1965) 4726-4728
- /174/ G.A. Slack
The Thermal Conductivity of Nonmetallic Crystals
Solid State Physics 34 (1979) 1-71
- /175/ M. Hoch
High-Temperature Specific Heat of UO_2 , ThO_2 , and Al_2O_3
J. Nucl. Mat. 130 (1985) 94-101
- /176/ S.M. Lages, P.M. Guedes
Integrated Thermal Conductivity of Uranium Dioxide
Ceramica 17 (1971) 67-73
- /177/ A.F. Demidenko, V.I. Koshchenko, L.D. Sabanova, Yu.M. Gran
Low-Temperature Specific Heat, Entropy and Enthalpy of AlN and GaN
Zhur. Fiz. Khim. 49 (1975) 1585-1586
- /178/ G.J. Lin, J.C. Ho, D.P. Dandekar
Low-Temperature Heat Capacities of Silicon Carbide
J. Appl. Phys. 61 (1987) 5198

- /179/ G.F. Davies
The Estimation of Elastic Properties from Analogue Compounds
Geophys. J. 44 (1976) 625-647
- /180/ K.K. Phani, S.K. Niyogi
Youngs's Modulus of Porous Brittle Solids
J. Mater. Sci. 22 (1987) 257-263
- /181/ K.K. Phani, S.K. Niyogi
Elastic Modulus-Porosity Relationship in Brittle Solids
P. Vincenzini (ed.), High Tech Ceramics, Amsterdam, 1987, 1391-1404
- /182/ E.A. Dean, J.A. Lopez
Empirical Dependence of Elastic Moduli on Porosity for Ceramic Materials
J. Am. Ceram. Soc. 66 (1983) 366-369
- /183/ R.B. Martin, R.R. Haynes
Confirmation of Theoretical Relation Between Stiffness and Porosity in Ceramics
J. Am. Ceram. Soc. 54 (1971) 410-411
- /184/ P. Boch, J.C. Glandus
Elastic Properties of Silicone Oxynitride
J. Mater. Sci. 14 (1979) 379-385
- /185/ D.R. Biswas, R.M. Fulrath
Mechanical Properties of Porous PNZT Polycrystalline Ceramics
in: R.C. Bradt, D.P.H. Hasselman, F.F. Lange (Ed.)
Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 4 (1978) 933-943
- /186/ R.W. Scheidecker
Elastic Properties of Partially-Stabilized HfO₂ Compositions
J. Mater. Sci. 14 (1979) 2284-2288
- /187/ A.S. Wagh, R.B. Poepfel, J.P. Singh
Open Pore Description of Mechanical Properties of Ceramics
J. Mater. Sci. 26 (1991) 3862-3868
- /188/ A. Nagarajan
Ultrasonic Study of Elasticity-Porosity Relation in Polycrystalline Alumina
J. Appl. Phys. 42 (1971) 3693-3696
- /189/ J. Boisson, I. Platon, P. Boch
Firing Temperature and Mechanical Properties of Limoges Porcelain: Characterization by Dynamic Methods
Sci. Ceram. 8 (1976) 303-316

- /190/ K.K. Phani, S.K. Niyogi, A.K. Maitra, M. Roychaudhury
Strength and Elastic Modulus of a Porous Brittle Solid: An Acousto-
Ultrasonic Study
J. Mater. Sci. 21 (1986) 4335-4341
- /191/ O.H. Krikorian
Estimation of the Thermophysical and Mechanical Properties and the
Equation of State of LiO_2
UCRL-90681 (1984)

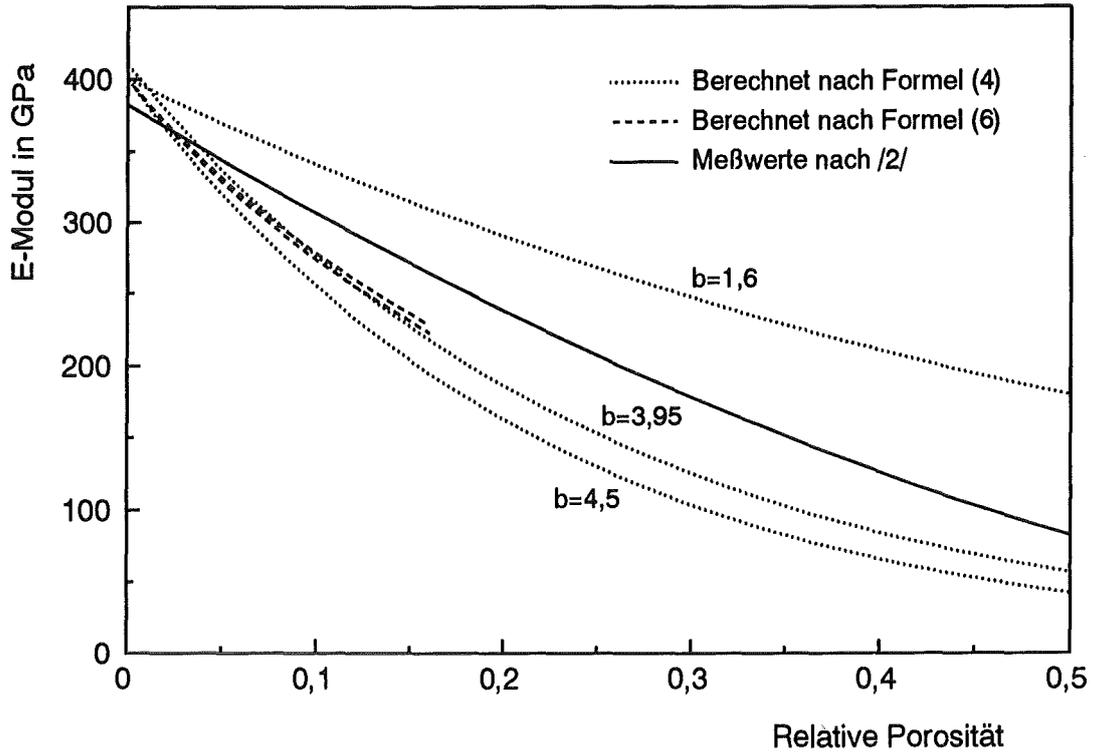


Abb. 1: E-Modul von Al_2O_3 in Abhängigkeit von der Porosität

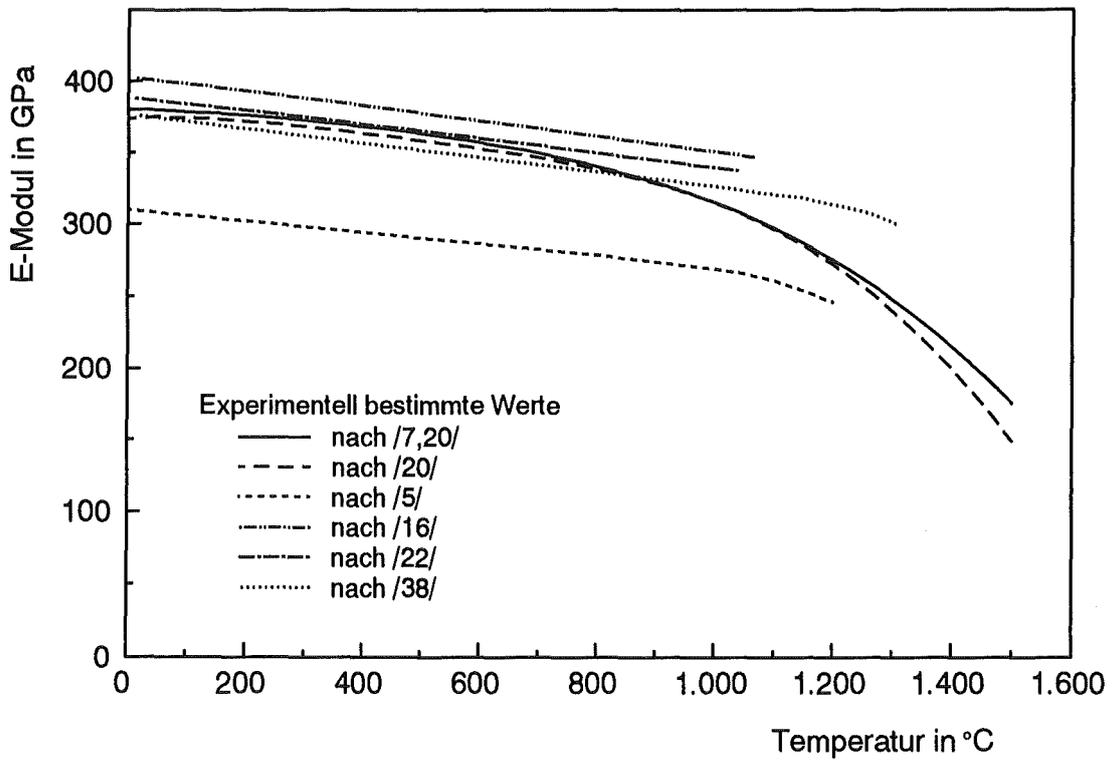


Abb. 2: E-Modul von Al_2O_3 in Abhängigkeit von der Temperatur

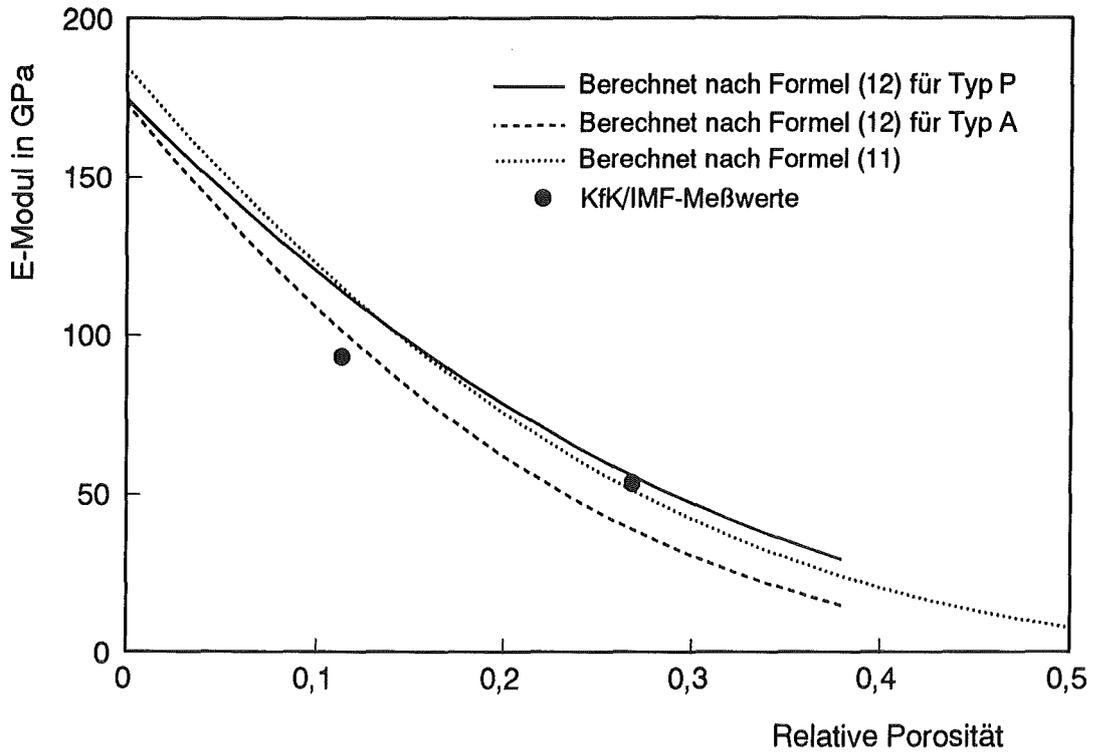


Abb. 3: E-Modul von LiAlO_2 in Abhängigkeit von der Porosität

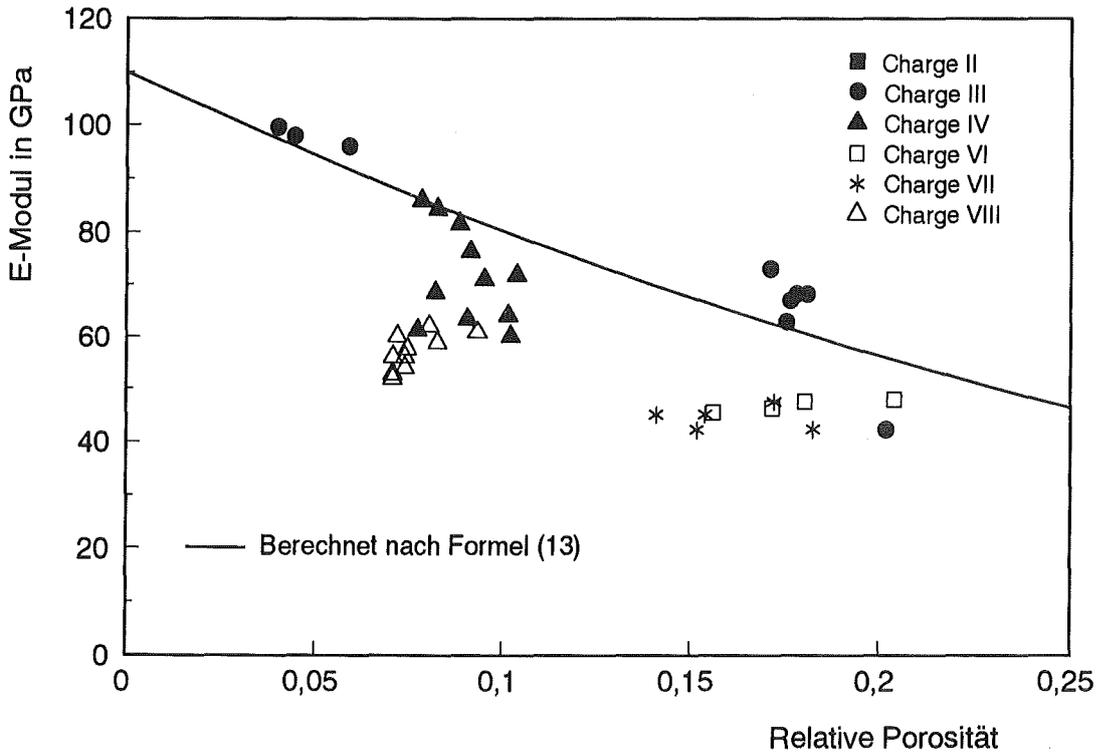


Abb. 4: E-Modul von Li_2SiO_3 in Abhängigkeit von der Porosität

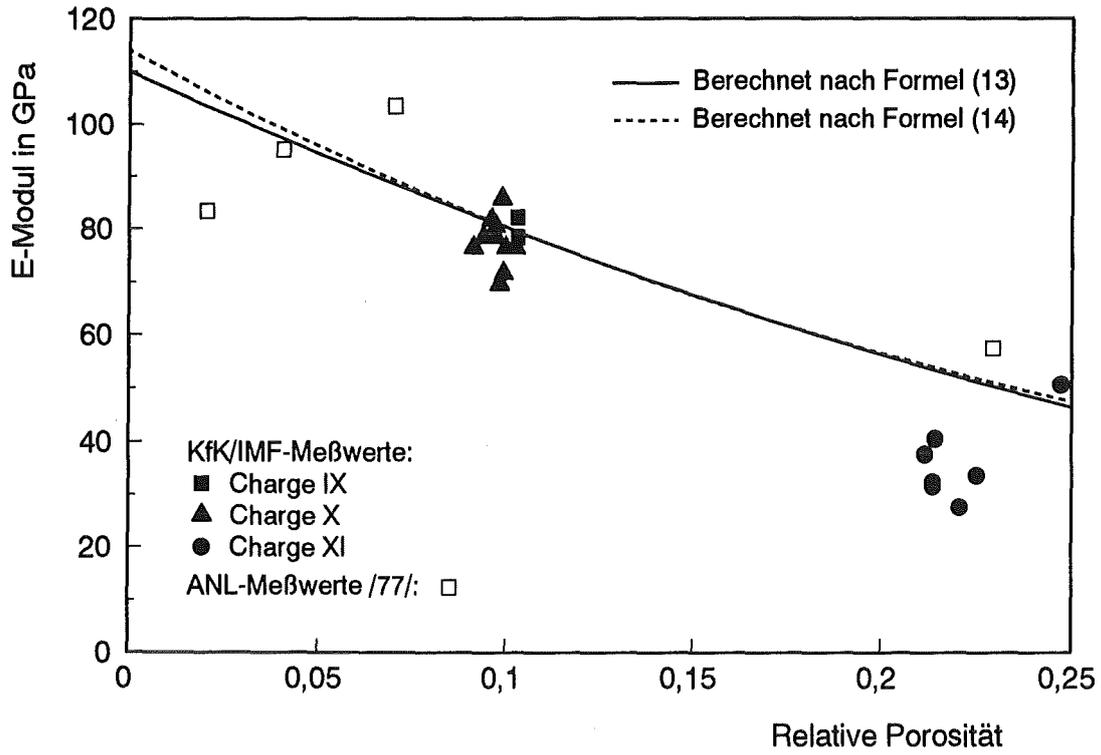


Abb. 5: E-Modul von Li_4SiO_4 in Abhängigkeit von der Porosität

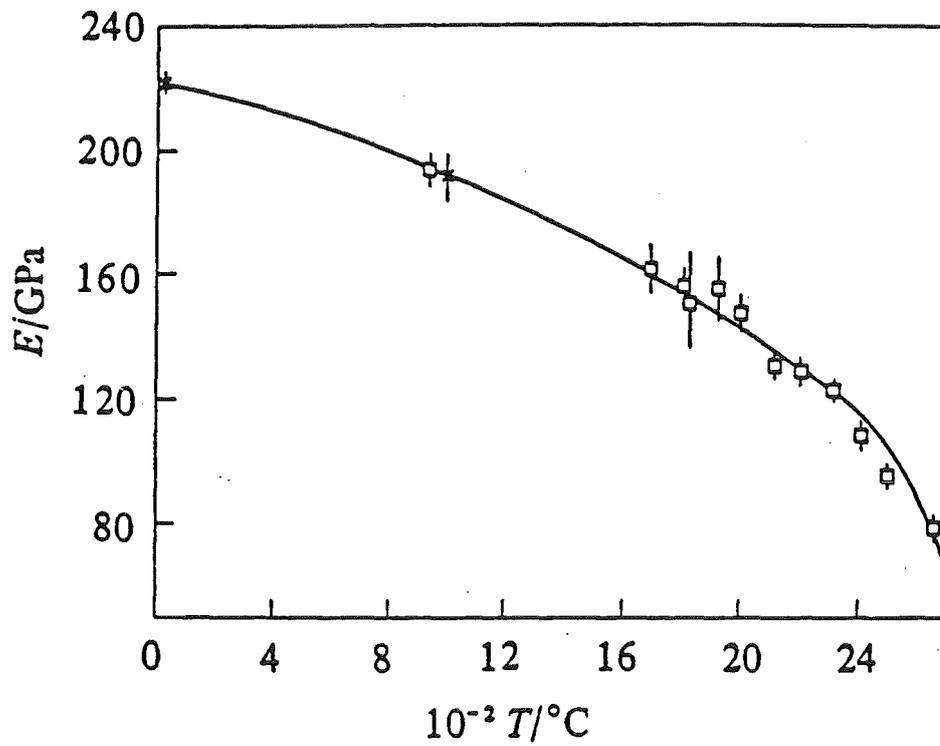


Abb. 6: E-Modul von UO_2 in Abhängigkeit von der Temperatur (entnommen aus /80/)

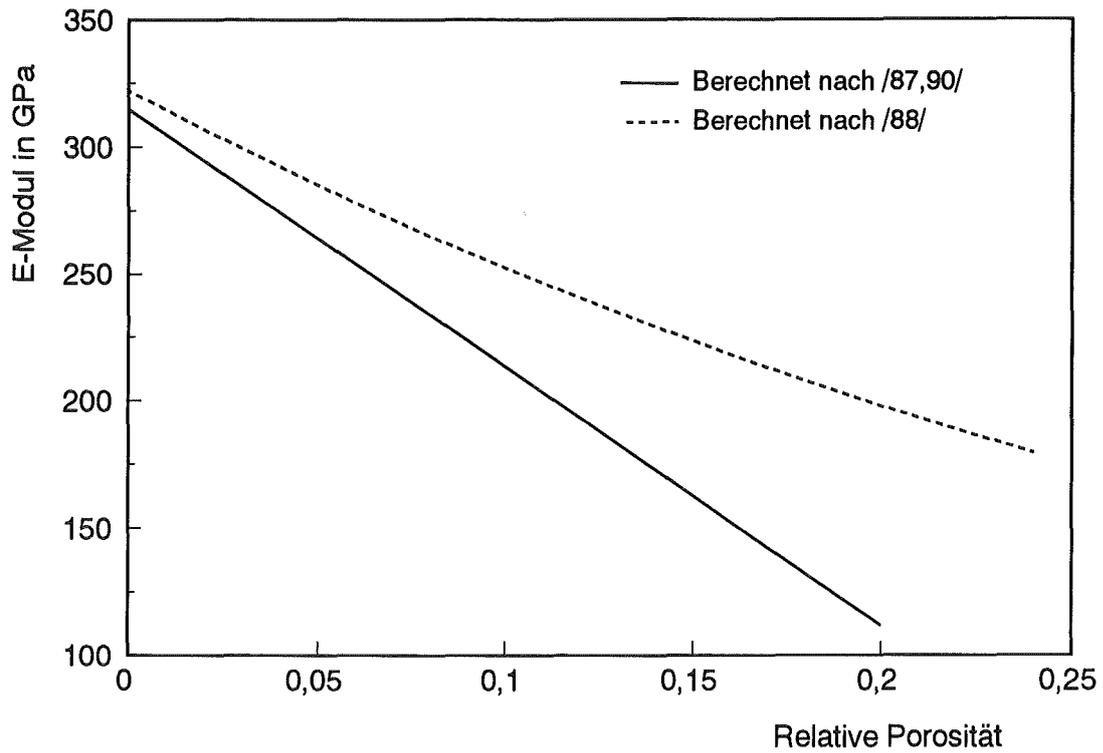


Abb. 7: E-Modul von AlN in Abhängigkeit von der Porosität

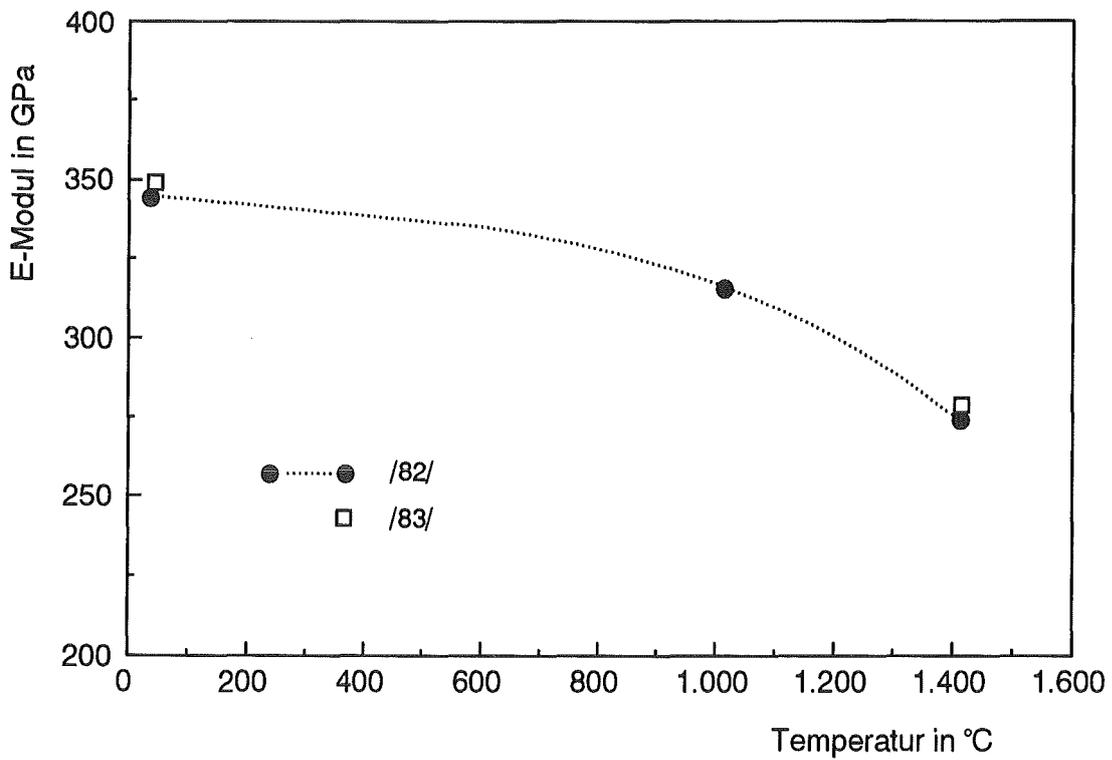


Abb. 8: E-Modul von AlN in Abhängigkeit von der Temperatur

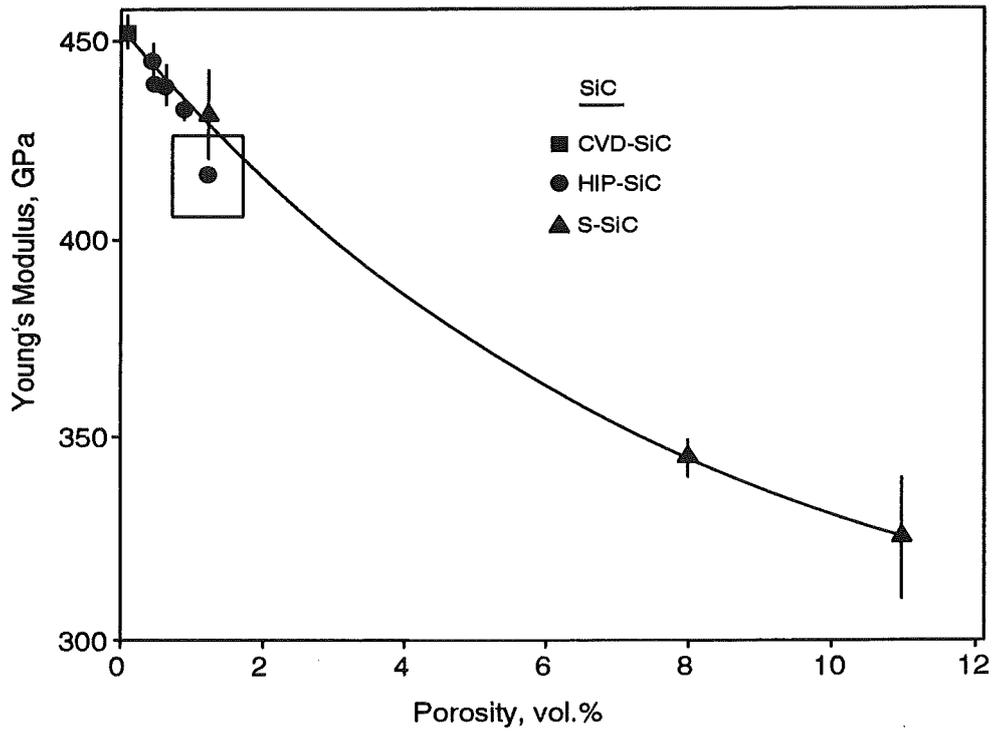


Abb. 9: E-Modul von SiC (KfK/IMF-Werte) in Abhängigkeit von der Porosität (entnommen aus /92/)

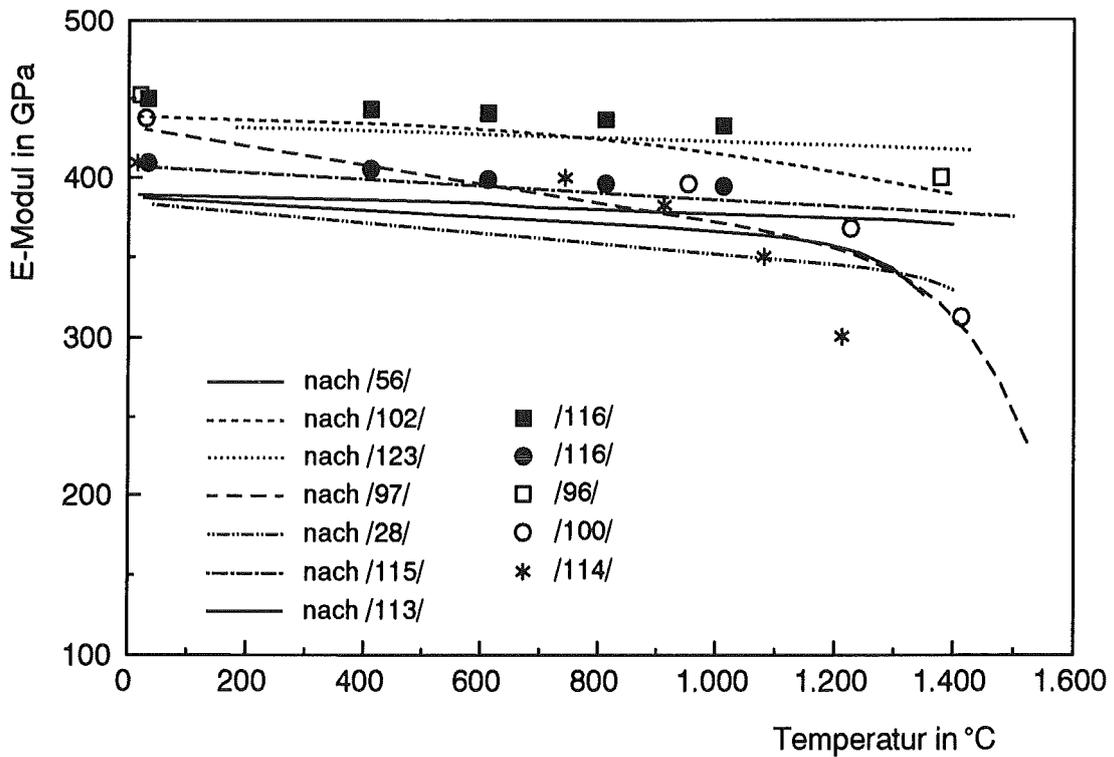


Abb. 10: E-Modul von SiC in Abhängigkeit von der Temperatur

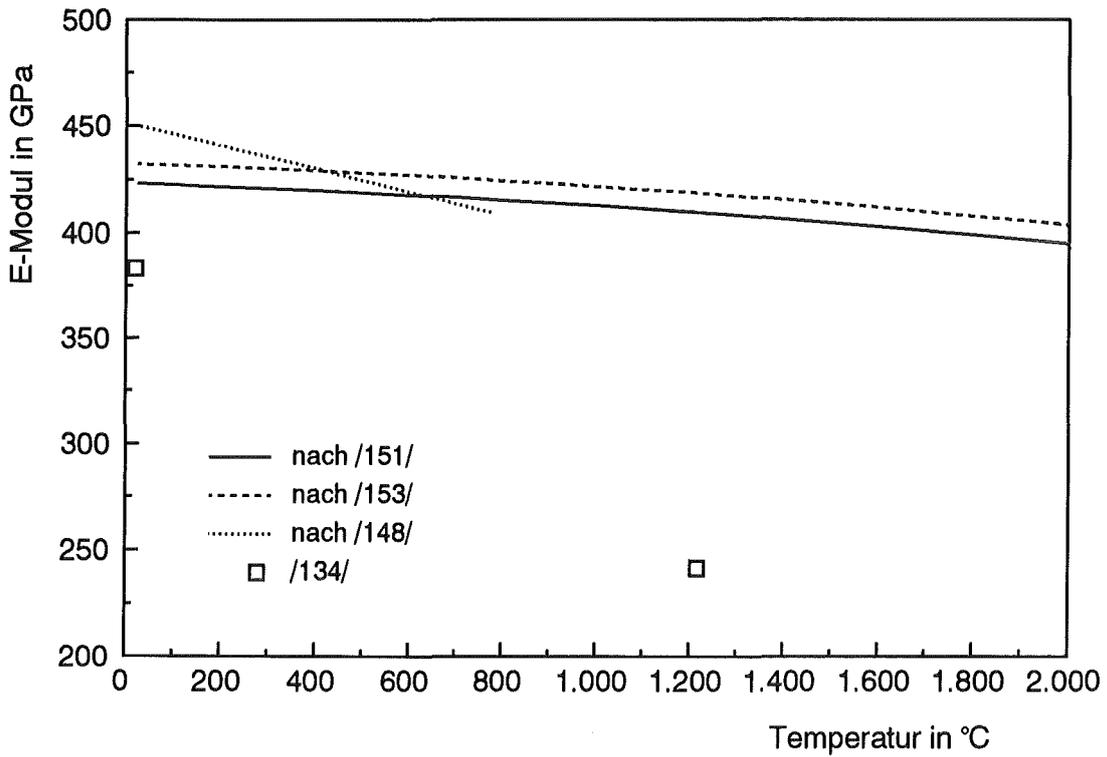


Abb. 11: E-Modul von B₄C in Abhängigkeit von der Temperatur

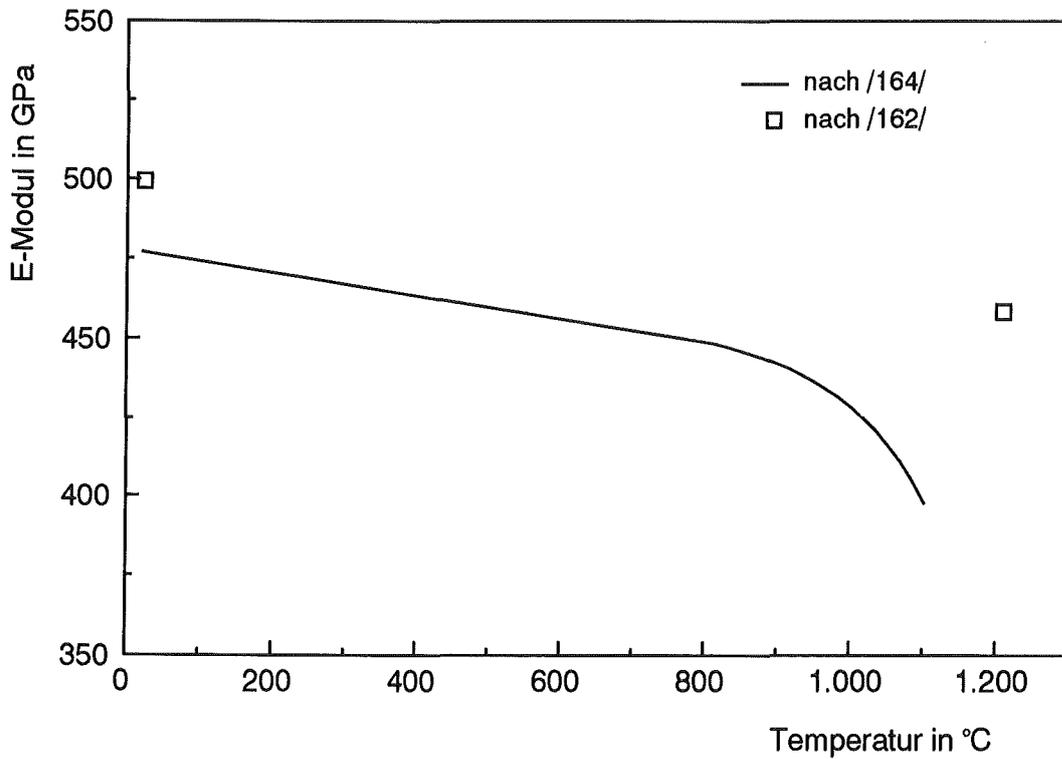


Abb. 12: E-Modul von TiB₂ in Abhängigkeit von der Temperatur

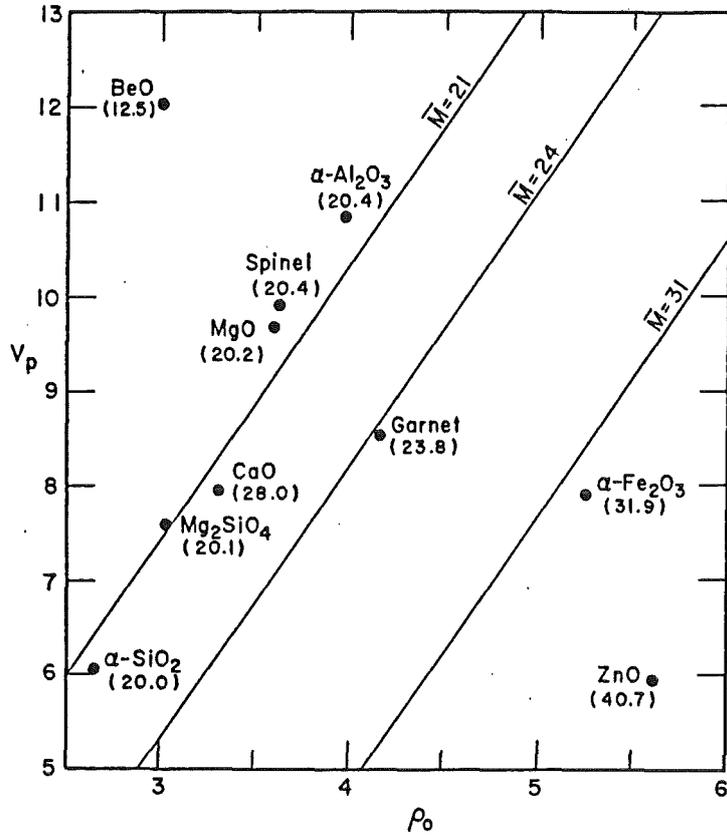


Abb. 13: Longitudinale Schallgeschwindigkeit (in km/s) in Abhängigkeit von der Dichte (in g/cm³) für verschiedene mittlere Atomgewichte nach Birch (entnommen aus /169/)

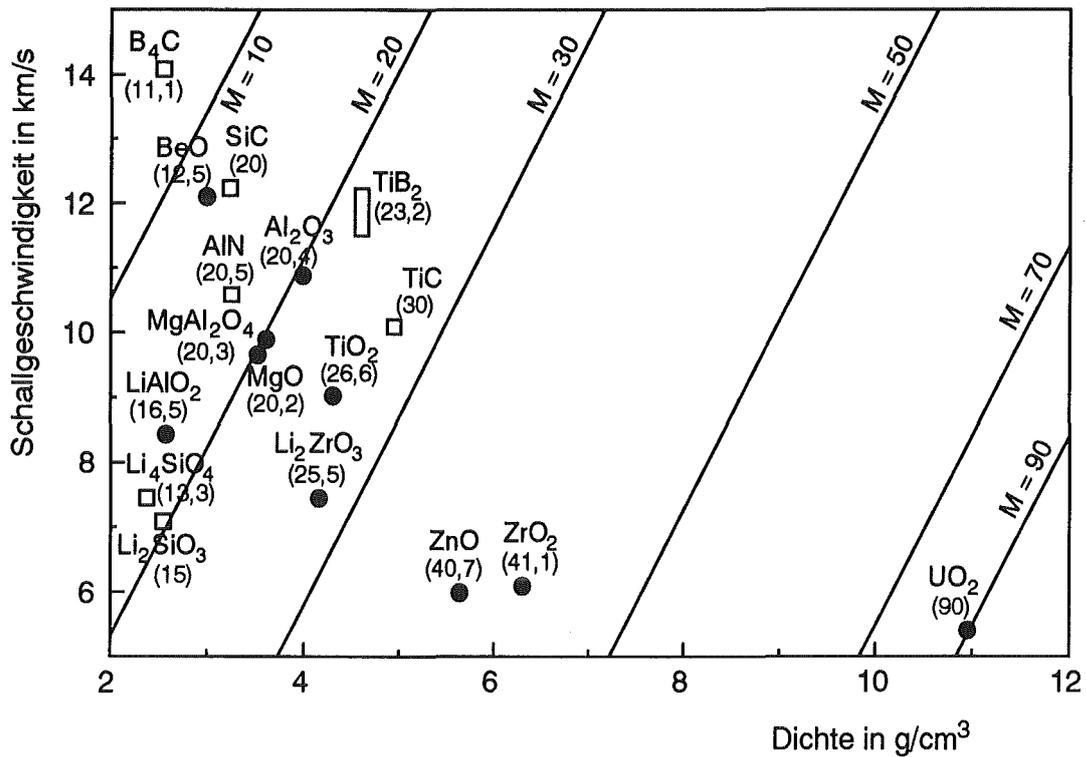


Abb. 14: Longitudinale Schallgeschwindigkeiten verschiedener Keramiken in Abhängigkeit von der Dichte (ergänzt Birch-Diagramm)

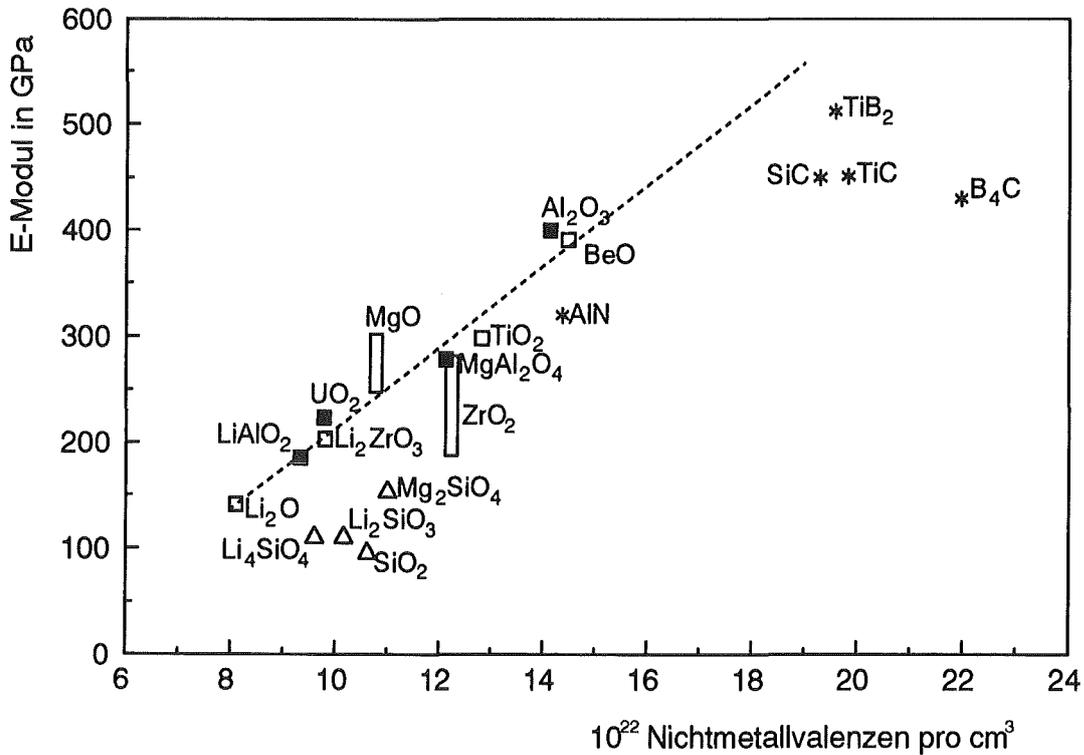


Abb. 15: E-Modul verschiedener Keramiken in Abhängigkeit von der Zahl der Nichtmetallvalenzen pro Volumeneinheit

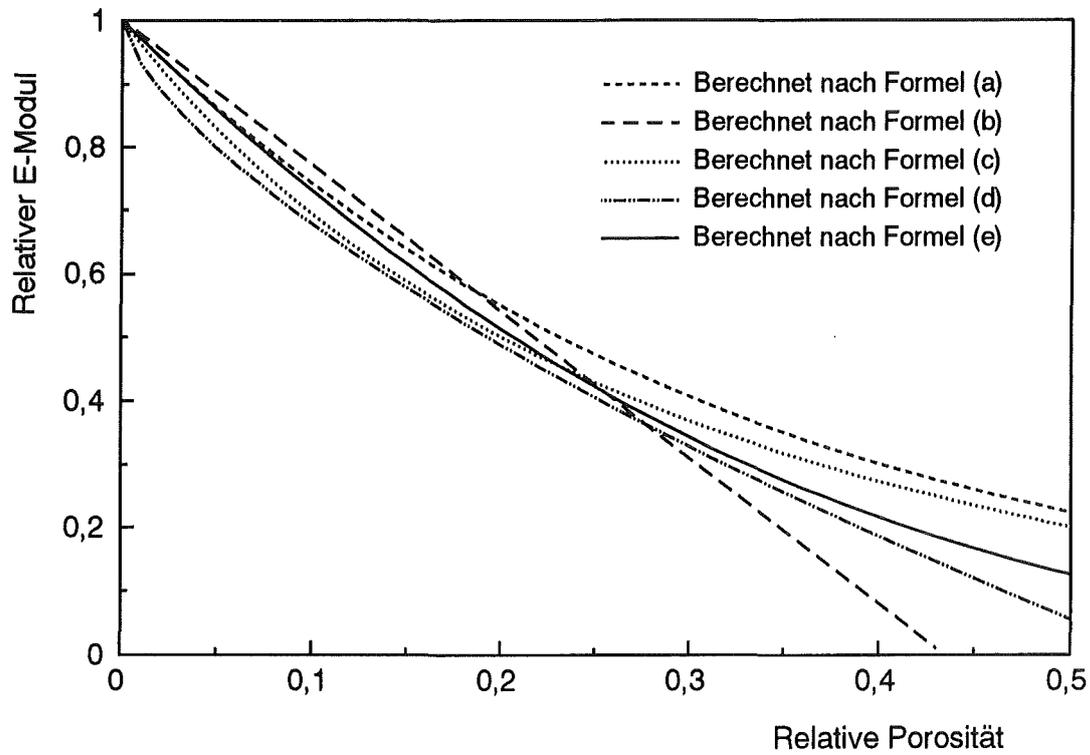


Abb. 16: Relativer E-Modul in Abhängigkeit von der Porosität, berechnet nach folgenden Formeln:

(a) $E = E_0 e^{-bP}$ mit $b = 3$

(b) $E = E_0 (1 - bP)$ mit $b = 2,3$

(c) $E = E_0 \left[1 + \frac{AP}{1 - (A + 1)P} \right]$ mit $A = 4$

(d) $E = E_0 (1 - bP^{2/3})$ mit $b = 1,5$

(e) $E = E_0 (1 - P)^b$ mit $b = 3$

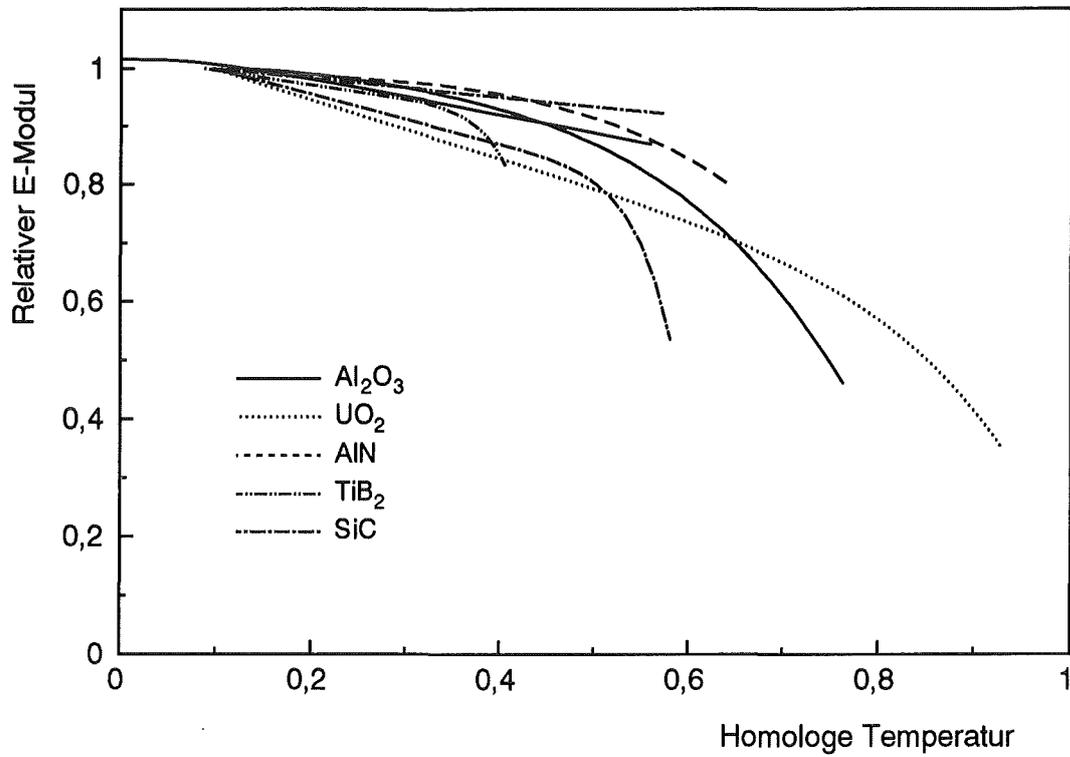


Abb. 17: Relativer E-Modul (Wert bei 25 °C gleich 1 gesetzt) in Abhängigkeit von der homologen Temperatur