

Bruchmechanismen in keramischen Werkstoffen mit Eigenspannungen.

by F. E. Buresch, Stuttgart

Referring to recent literature Carniglia (3) has shown that fracture in simple ceramic oxides follows an Orowan-Petch behavior. That means a dependence for the strength-vs-grain-size ($\sigma = f(d)$) following two-branched curves. In the case of large grain-size materials ($d \geq 25 \mu\text{m}$) the stress σ is attributed to the Orowan behavior while in most cases for fine grain-size materials ($d \leq 25 \mu\text{m}$) the Petch behavior is valid: $\sigma = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$. k_y is a micromechanical stress intensity factor for "inhomogeneous yielding". The fracture is mainly intergranular and k_y has the range of 0,1 to 1 $\text{kp/mm}^{3/2}$.

The present work shows that the micromechanical stress-intensity-factor for intergranular cracking which is caused by residual stress, follows

$$k_E = \frac{E \epsilon}{\sqrt{\pi} \sigma (1-\nu^2)} \sqrt{\frac{d}{2}}$$

The value of k_E in the case of irradiated fine grain size and unirradiated large grain size BeO has been computed. It has the same magnitude as k_y for "inhomogeneous yielding". The reason for this mode of cracking is the very low intergranular fracture energy which has been computed.

Die Entstehung inter- und/oder transkristalliner Mikrorisse bei "einphasiger" Keramik z. B. aus Al_2O_3 , BeO oder MgO u. a. durch Versetzungsmechanismen bei Spannungen unterhalb der Bruchfestigkeit ist bekannt (1-5). Die Bruchfestigkeit bei Zug- oder Biegespannungen folgt bei dieser Keramik im Bereich kleiner Korngrößen ($\lesssim 25\mu\text{m}$) einer Hall-Petch-Beziehung (3), wobei der Bruch vorwiegend interkristallin verläuft. In keramischen Werkstoffen mit anisotroper Struktur wie z. B. Al_2O_3 - oder BeO -Keramik, entstehen Eigenspannungen durch Restdehnungen. Übersteigen diese Eigenspannungen die Kohäsionsfestigkeit, so entstehen Mikrorisse, welche vorwiegend interkristallin verlaufen. Für den mikroskopischen Spannungsintensitätsfaktor dieser interkristallinen Mikrorisse wird eine Beziehung abgeleitet. Es wird gezeigt, dass bei reiner BeO -Keramik der Wert für den mikroskopischen Spannungsintensitätsfaktor der Hall-Petch-Beziehung mit dem Wert, welcher der Entstehung von Mikrorissen durch Eigenspannungen zuzuordnen ist, größenordnungsmäßig übereinstimmt.

Entsteht durch einen Versetzungstau an einer Korn- oder Phasengrenze ein interkristalliner Riß, so ist die Bruchenergie σ_{KR} klein, da die Korngrenzenenergie γ_{GK} bei kovalent und/oder ionisch gebundenen Strukturen groß ist. Der mikroskopische kritische Spannungsintensitätsfaktor k_{IC} und der mikroskopische Spannungsintensitätsfaktor für "inhomogenes Gleiten" der Hall-Petch-Beziehung $\sigma = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$ für diesen Bruchmechanis-

mus sind dann gleich; nach einer Zusammenstellung (3) beträgt der Wert für k_y etwa 0,1 bis 1 $\text{kp/mm}^{3/2}$. Dieser Wert ist um einen Faktor 5 bis 10 geringer als der des makroskopischen kritischen Spannungsintensitätsfaktors keramischer Werkstoffe, wie unsere Messungen ergeben haben (6). Eigenspannungen, welche Stufenversetzungen im Bereich ihrer Gleitebenen erzeugen, entstehen auch im Bereich einer Korngrenze durch Restdehnungen ϵ (7). Die Restdehnungen resultieren z. B. bei Al_2O_3 - und BeO -Keramik oder bei Graphit aus anisotropen thermischen Ausdehnungskoeffizienten oder aus einer anisotropen Gitterdehnung während einer Bestrahlung mit schnellen Neutronen. Übersteigen die Zugeigenspannungen an einer interkristallinen Pore die Trennfestigkeit, so öffnet sie sich zu einem interkristallinen Riß. Für die Zugeigenspannungen bei einem ebenen Dehnungszustand und einer im Verhältnis zur Korngröße kleinen Porengröße wird in dieser Arbeit die Beziehung für ($d > 1$)

$$\sigma_E = \frac{E \epsilon}{\sqrt{\pi} 6 (1-\nu^2)} \sqrt{\frac{d}{2}}^{-1/2} \quad (1)$$

abgeleitet. Eine interkristalline Pore mit einem scharfen Rand öffnet sich also durch Eigenspannungen zu einem interkristallinen Mikroriß, wenn der mikroskopische Spannungsintensitätsfaktor

$$k_{\text{I}} = \frac{E \epsilon}{\sqrt{\pi} 6 (1-\nu^2)} \sqrt{\frac{d}{2}} \quad (2)$$

den materialspezifischen kritischen Schwellwert k_{IC} überschreitet.

Auf Stroh geht eine Beziehung zur Berechnung des mikroskopischen Spannungsintensitätsfaktors $k_S = (3\pi E / 1-\nu^2)^{1/2}$ für den Spröbruch zurück. Für metallische Werkstoffe z. B. für Stahl zeigen die mit $\gamma = 1600 \text{ erg/cm}^2$ berechneten Werte mit gemessenen eine gute Übereinstimmung. Bei keramischen Hochtemperaturwerkstoffen sind die berechneten Werte um eine Zehnerpotenz zu hoch, wenn für $\gamma = 10^3 \text{ erg/cm}^2$ gesetzt wird. Eine bessere Übereinstimmung ergibt sich jedoch mit der hier berechneten niedrigeren Oberflächenenergie für den interkristallinen Trennbruch. In Übereinstimmung mit röntgenographischen Spannungsmessungen (8) entstehen in BeO-Keramik interkristalline Mikrorisse, wenn die Zugeigenspannungen $\sigma_E \sim 20 \text{ kp/mm}^2$ betragen. Dieser Wert gilt für porenarme ($P \leq 0,05$) und grobkörnige ($d > 100 \mu\text{m}$) BeO- wie auch Al_2O_3 -Werkstoffe hoher Reinheit ($> 99\%$) mit einem E-Modul $E \geq 36\,000 \text{ kp/mm}^2$. Der mikroskopische Spannungsintensitätsfaktor nach Gl. (2) errechnet sich für diese Ribentstehung zu $k_E \sim 2 \text{ kp/mm}^{3/2}$ und ist somit gleich oder größer als der kritische materialspezifische Schwellwert k_{Ic} . Interkristalline Mikrorisse entstehen bei diesen Werkstoffen auch durch Bestrahlung mit schnellen Neutronen, weil Atome aus Frenkeldefekten bevorzugt Zwischengitterlagen parallel der Basisebene einnehmen, sodass eine anisotrope Gitterdehnung resultiert. Nach Bestrahlung mit einer Dosis schneller Neutronen von $\geq 10^{20} \text{ n}_s/\text{cm}^2$ bei steigenden Temperaturen von 200 bis 950 °C entstehen

auch in feinkörniger BeO-Keramik ($d \leq 5 \mu\text{m}$) interkristalline Mikrorisse (9), wenn der E-Modul Werte von $36\,000 \text{ kp/mm}^2$ entsprechend einer Porosität von $P = 0,05$ übersteigt, wobei sich nach Gl. (2) $k_E \geq 1 \text{ kp/mm}^{3/2}$ ergibt. Der kritische materialspezifische mikroskopische Spannungsintensitätsfaktor für interkristallinen Trennbruch liegt somit bei den angeführten Werkstoffen in der Größenordnung von $k_{Ic} \sim 1 \text{ kp/mm}^{3/2}$. (10)

1. N. M. Parikh: S. 31-56 in Proc. of the conf. on nucl. appl. of nonfiss. ceram. 1966, Amer. Nucl. Soc.
2. R. Ku u. T. L. Johnston: Phil. Mag. 9, 1964, 231
3. S. C. Carniglia: Jour. Amer. Ceram. Soc. 55, 1972, 243
4. A. Briggs, F. J. P. Clarke, H. G. Pattersall: Phil. Mag. 9, 1964, 1041
5. A. S. Argon u. E. Orowan: Phil. Mag. 9, 1964, 1023
6. F. E. Buresch u. R. Pabst: diese Konferenz
7. J. F. Nye: Proc. Roy. Soc., Ser. A 200, 1949/50, 47
8. D. K. Smith u. S. Weissmann: Jour. Amer. Ceram. Soc. 51, 1968, 330
9. F. E. Buresch: Ber. DKG 46, 1971, 53
10. U. Wegner: USAF Contr. AF 61 (052)-280, Final Report, 1964

F. E. Buresch
 Universität Stuttgart, Inst.
 für Mechanik (Bauwesen), Lehrstuhl I