

Bruchmechanische Untersuchung an stabilisiertem submikrokristallinem Zirkonoxid mittels akustischer Mikroskopieverfahren

A. Caron,* U. Rabe und W. Arnold, Fraunhofer Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren (IZFP) Saarbrücken

1. Einleitung

Die genaue Kenntnis der mechanischen Eigenschaften von Werkstoffen ist für ihren Einsatz unentbehrlich. Mit der Entwicklung nanoskaliger Werkstoffe wächst das Bedürfnis nach Prüfverfahren, deren Auflösungsvermögen im Nanometer-Bereich liegt. In der hier vorliegenden Arbeit wurden die bruchmechanischen Kennwerte von mit 3 mol % Yttrium stabilisiertem Zirkonoxid (3Y-ZrO₂) mittels akustischer Mikroskopieverfahren ermittelt. Wie in der Literatur behandelt, erfährt Zirkonoxid eine spannungsinduzierte Phasenumwandlung von einem tetragonalen ins monokline Raumgitter [1, 2, 3]. Eine weitere Fragestellung war es, zu untersuchen, ob die Korngröße im Nanometer- bis in den Submikrometerbereich die Phasenumwandlung beeinflusst.

In diesem Artikel zeigen wir, wie anhand des Rissöffnungsprofils (*Crack Opening Displacement*, COD) für spröde Materialien die kritische Bruchzähigkeit mit einem Rasterkraftmikroskop (*Atomic Force Microscope*, AFM) gemessen werden kann. Außerdem wird gezeigt, wie die Prozesszone in der Rissnähe mittels Ultraschall-Kraftmikroskopie (*Atomic Force Acoustic Microscopy*, AFAM) abgebildet werden kann. Um die Zuverlässigkeit dieser Methode zu überprüfen, wurde die Bruchzähigkeit derselben Proben aus Rissen von Vickerseindrücken berechnet.

Im ersten Teil dieses Artikels erläutern wir die werkstoffwissenschaftlichen Vorgänge in Zirkonoxid während des Bruchprozesses, weiter stellen wir die in dieser Arbeit angewendeten Untersuchungstechniken AFM, AFAM und Akustische Rastermikroskopie (*Scanning Acoustic Microscopy*, SAM) vor. Nach Erläuterung der Probenpräparation werden die Ergebnisse dargestellt und diskutiert. Schließlich werden die Ergebnisse zusammengefasst, und Überlegungen zur Fortsetzung dieser Arbeit werden geäußert.

2. Werkstoffwissenschaftliche Aspekte des Bruchs in Zirkonoxid

Die Theorie zur Bruchmechanik spröder Werkstoffe nach Griffiths besagt, dass Risswachstum stattfindet, wenn die an der Probe erbrachte Arbeit der Energie zur Erzeugung zweier neuer Oberflächen gleicht [4, 5]. Dies wird ausgedrückt in der Gleichung:

$$G_c = R_0 = \frac{dU}{dC} = 2\gamma_0 \quad (1)$$

Hier ist G_c der kritische Griffithssche Faktor, dU die dem System zugeführte Energie, C der Rissfortschritt und γ_0 die Oberflächenenergie.

Jedoch weisen manche technische Keramiken wie SiC, Al₂O₃ und ZrO₂ so genannte parallel zum Rissfortschritt ablaufende energiedissipative Prozesse auf.

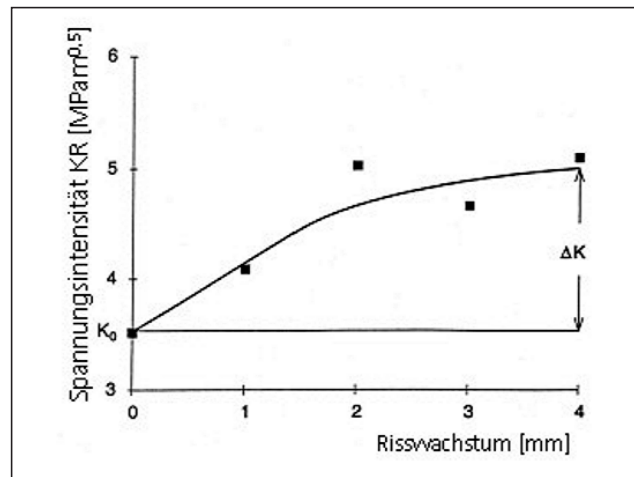


Abbildung 1: An grobkörnigem Aluminiumoxid gemessene R-Kurve [6]; K_0 ist die intrinsische Bruchzähigkeit und ΔK ist die durch energiedissipative Prozesse bedingte Bruchzähigkeitszunahme. Es sei an dieser Stelle der Spannungsintensitätsfaktor eingeführt, der aus der Arbeit von Irwin folgt. Der Griffithssche Faktor G und der Spannungsintensitätsfaktor K hängen folgendermaßen zusammen: $G = \kappa_I^2/E' + \kappa_{II}^2/E' + \kappa_{III}^2/(1+\nu)E'$. $\kappa_{I,II,III}$ sind die Spannungsintensitätsfaktoren für die drei verschiedenen Bruchmoden [8], E' ist der reduzierte Elastizitätsmodul und ν ist der Poissonzahl. In diesem Fall wurde im Bruchmode I (Opening mode) gearbeitet

Solche Prozesse verbrauchen dann die dem System zur Verfügung stehende Energie, so dass insgesamt der kritische Griffithssche Faktor G_c steigt. In solchen Fällen spricht man von R-Kurvenverhalten (*Resistance Curve*). Hierbei kann der Griffithssche Faktor gegen den Rissfortschritt aufgetragen werden (siehe Abb. 1). Erweitert man Gleichung 1 um energiedissipative Prozesse, so ergibt sich Gleichung 2:

$$G_c = R_0 + R_\mu = 2\gamma_0 \quad (2)$$

Hierbei ist R_0 der intrinsische Beitrag zum Griffithsschen Faktor und R_μ der durch energiedissipative Prozesse bedingte Anteil.

Wie in der Einleitung erwähnt, erfährt Zirkonoxid eine reversible martensitische Phasenumwandlung von der tetragonalen Hochtemperaturphase in die monoklinische Phase. Die Phasenumwandlung findet im reinen ZrO₂ in einem Temperaturintervall statt, das bei 1220°C beginnt und bei 600°C endet. Diese Umwandlung ist sowohl mit einer Dehnung von 8% als auch mit einer Deformation von 3% verbunden. Durch Zulegierung von Stabilisierungselementen wie MgO, YO₂ und CaO oder CeO₂ kann die Umwandlungstemperatur so eingestellt werden, dass die Hochtemperaturphase bei Raumtemperatur noch stabil ist. Diese Mutterphase kann dann bei Raumtemperatur eine span-

* Arnaud Caron ist Träger der Ernst-Schiebold-Gedenkmünze 2004

nungsinduzierte Phasenumwandlung erfahren. Thermodynamisch wird gemäß Gl. 3 eine kritische Korngröße D_c vorhergesagt, unterhalb derer die Phasenumwandlung gehemmt wird [2].

$$D \geq D_c = \frac{6(\gamma_m - g_s \gamma_t)}{[\Delta G^c - \Delta U_{se}]} \quad (3)$$

Hierbei ist D_c die kritische Korngröße, $\gamma_{m,t}$ die Oberflächenenergien jeweils für die monoklinische und die tetragonale Phase, g_s ist das Verhältnis der Oberflächen der tetragonalen und monoklinischen Partikeln, ΔG^c ist die chemische freie Energie und ΔU_{se} ist die zur Umwandlung assoziierte Deformationsenergie.

Weil sich die spannungsinduzierte Phasenumwandlung während des Bruchs als ein energiedissipativer Prozess auswirkt, wird die kritische Korngröße D_c für technische Werkstoffe angestrebt. Da aber die notwendigen thermodynamischen Größen schwierig zu bestimmen sind, ist es oft nur möglich, die kritische Korngröße experimentell zu bestimmen, um eine optimale Mikrostruktur zu erzielen.

Zur Untersuchung der Bruchvorgänge haben wir die sich aus Irwins Arbeit zur Spannungskonzentration an einer Risspitze ableitende Methode des Rissöffnungsprofils (COD) angewandt [7]. Das Rissöffnungsprofil ist, vorausgesetzt es wirken keine Schließspannungen im Nahfeld an der Risspitze, parabolisch [8]. Für die halbe Rissöffnung u gilt:

$$u(X) = u_y(X) = \frac{K_{Tip}}{E'} \left(\frac{8X}{\pi} \right)^{1/2}, (X > 0) \quad (4)$$

X ist der Abstand von der Risspitze (Abb. 2), $E' = E/(1-\nu^2)$ ist der reduzierte Elastizitätsmodul und K_{Tip} die Bruchzähigkeit an der Risspitze. Im Fall einer parallel zum Rissfortschritt ablaufenden spannungsinduzierten Phasenumwandlung bilden sich als Folge der mit ihr verbundenen Ausdehnung Schließspannungen im Nahfeld an der Risspitze, so dass der Verlauf der Rissöffnung von der vorhergesagten Parabel abweicht; aus einer solchen Abweichung lassen sich die Schließspannungen quantifizieren [9].

3. Untersuchungstechniken

Es wurden in dieser Arbeit zur Untersuchung der Bruchzähigkeit drei Techniken angewandt. Mittels Rasterkraftmikroskopie wurde das Rissöffnungsprofil mit hoher Auflösung gemessen.

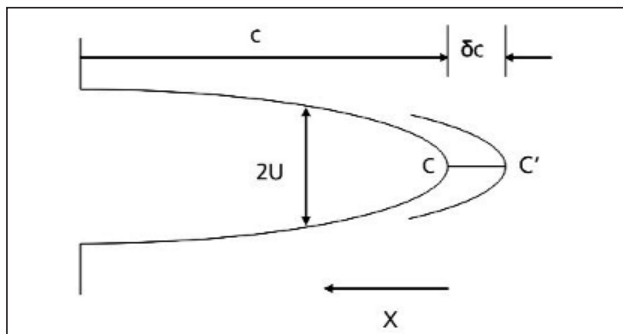


Abbildung 2: Definition des Rissöffnungsprofils $u(X)$ (Crack opening displacement, COD); die Strecke CC' stellt ein inkrementelles Risswachstum δc dar

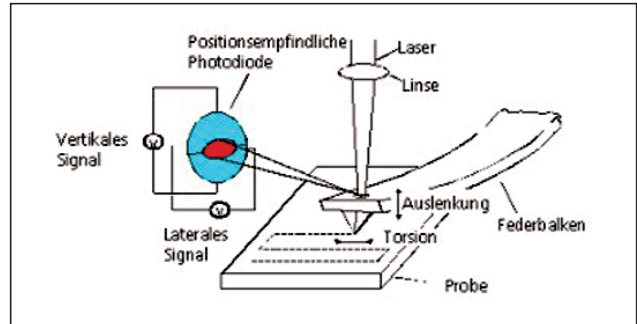


Abbildung 3: Prinzip des Rasterkraftmikroskops

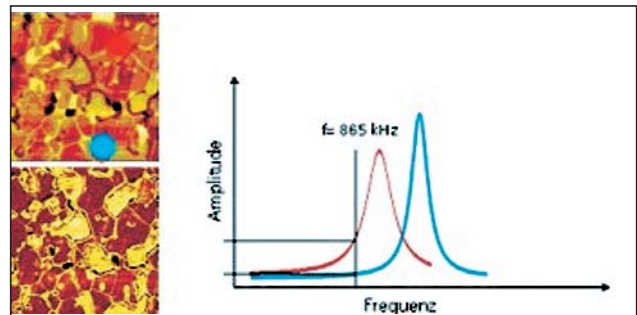


Abbildung 4: Kontrastbildung in der Ultraschall-Kraftmikroskopie am Beispiel eines zweiphasigen Werkstoffes ($TiC-Al_2O_3$); Bildgröße: $5 \times 5 \mu m^2$. Das obere Bild stellt die Topographie dar, das untere die Ultraschallamplitude. Die Spektren zeigen schematisch die Entstehung des Kontrastes

Mit der Ultraschall-Kraftmikroskopie wurde versucht, die Prozesszone im Rissnahfeld abzubilden. Schließlich wurden die aus dem Rissöffnungsprofil erhaltenen Ergebnisse mit Messungen an Indentationsrissen verglichen, die am akustischen Rastermikroskop durchgeführt wurden.

In dieser Arbeit wurde ein Dimension 3000 Rasterkraftmikroskop von Digital Instruments/Veeco benutzt [10]. Abbildung 3 stellt den schematischen Aufbau eines Kraftmikroskops dar. Die scharfe Sensorspitze am Ende eines mikrofabricierten Federbalkens wird über eine Probenoberfläche gerastert. Der vordere Krümmungsradius der Sensorspitze beträgt wenige nm. Die durch die Wechselwirkungen zwischen Sensorspitze und Probenoberfläche hervorgerufenen Auslenkungen des Sensors werden mit einem Lichtzeigerdetektor gemessen. Wird nun die Auslenkung des Federbalkens über eine Rückkopplerschleife konstant gehalten, kann die Topographie der Probe mit nanoskaliger Auflösung gemessen werden.

In der Ultraschall-Kraftmikroskopie wird der Federbalken zusätzlich über einen Ultraschallprüfkopf unter der Probe [11] oder über ein Piezoelement im Halter des Federbalkens [12] in Resonanzschwingung gebracht. Im Kontakt mit der Probenoberfläche hängt die Resonanzfrequenz des Sensorbalkens außer von seinen Abmessungen und den elastischen Eigenschaften von der Kontaktsteifigkeit zwischen Sensorspitze und Probe, d.h. auch von den elastischen Eigenschaften der Probenoberfläche ab. Das Ultraschall-Kraftmikroskop lässt sich in zwei Arbeitsmodi betreiben. Im spektroskopischen Modus werden an einem Punkt auf der Probenoberfläche Resonanzspektren aufgenommen, anhand derer Aussagen über die elastischen Eigenschaften der Probe und über Reibungseigenschaften ge-

macht werden können [13, 14]. Der andere Arbeitsmodus, der in dieser Arbeit hauptsächlich verwendet wurde, ist ein Abbildungsmodus. Hierbei wird eine feste Frequenz eingestellt, die nah an der Kontaktresonanzfrequenz des Balkens liegt. Durch lokale Variation der Elastizität der Probenoberflächen verschiebt sich diese Resonanzfrequenz. Dies hat zur Folge (siehe hierzu Abb. 4), dass die Schwingungsamplitude der Balken sich ändert und so als Abbildungssignal ausgenutzt werden kann. Im Gegensatz zum spektroskopischen Arbeitsmodus können aus solchen Bildern nur qualitative Aussagen hinsichtlich der elastischen Eigenschaften der Probe gewonnen werden.

Bei den ersten Arbeiten zur Ultraschall-Kraftmikroskopie wurden Biegemoden des Federbalkens angeregt, indem longitudinale Ultraschallwellen durch die Probe transmittiert wurden, die Auslenkungen senkrecht zur Probenoberfläche erzeugen. Zur Untersuchung der Reibung können Torsionsmoden des Balkens angeregt werden [14]. Torsionsmoden werden mit einem Transversalprüfkopf angeregt, der laterale Auslenkungen der Probenoberfläche erzeugt. Es zeigte sich ferner, dass auch Lateralmoden des Balkens verwendet werden können [15]. Hierfür wurden mit einem 5 MHz Transversalprüfkopf (Krautkrämer V156) laterale Auslenkungen auf der Probenoberfläche erzeugt. Im letzten Abschnitt dieses Aufsatzes werden die Unterschiede zwischen den jeweiligen Moden hinsichtlich ihrer Aussagekraft über elastische Eigenschaften diskutiert.

Als letzte Untersuchungsmethode wurde die akustische Rastermikroskopie angewandt; hierbei wurde ein SAM 2000 von Krämer Scientific Instruments benutzt [16]. Ultraschallwellen, deren Frequenz zwischen 100 MHz und 1 GHz liegt, werden über einen piezoelektrischen Kristall erzeugt und mittels einer Linse aus Saphir fokussiert (siehe Abbildung 5).

Zur Abbildung wird die Linse über die Probenoberfläche gerastert, und es wird an jedem Punkt ein Reflexionssignal aufgenommen, verstärkt und anschließend digitalisiert. Falls der Fokus auf der Probenoberfläche liegt, hängt das Reflexionssignal von der akustischen Impedanz der Probe, d.h. von ihren mechanischen Eigenschaften ab. Wenn der Fokus in die Probe hinein verschoben wird, werden zusätzlich Rayleigh-Wellen angeregt. Trägt man nun das vom Piezokristall empfangene Signal als Funktion der Defokussierung auf, entsteht ein Interferenzmuster, anhand dessen die Rayleighgeschwindigkeit ausgerechnet werden kann [17]; es handelt sich hierbei um das so genannte $V(z)$ -Verfahren. Außerdem können Oberflächenwellen im Abbil-

dungsmodus ausgenutzt werden, um Poren und Risse mit höherer Auflösung sichtbar zu machen; dies wurde in dieser Arbeit zur genaueren Messung von Rissen um Vickersseindrucke ausgenutzt.

4. Proben und Präparation

Bei den hier untersuchten Proben handelte es sich um mit 3mol% Yttrium stabilisiertes Zirkonoxid. Zwei Proben mit verschiedenen Korngrößen (500 nm und 98 nm) wurden untersucht, um den Einfluss der Korngröße auf die martensitische Phasenumwandlung und auf die Bruchzähigkeit zu beobachten.

Die Proben wurden mit SiC Papier geschliffen und danach mit Diamantlösung bis zu einer Partikelgröße von 1 μm bzw. 0,25 μm poliert. Anschließend wurden die Proben mit Tonerde poliert, so dass im Kraftmikroskop die Kornstruktur sichtbar wurde.

4.1 Härtemessungen und Risserzeugung mit Vickersseindruck

Die Härtemessungen wurden an einer Mikrohärtemaschine von Leica des Typs VMHT Mot mit niedrigen Auflagekräften von 4,9 N bzw. 9,8 N durchgeführt, um die Messungen nicht durch Rissbildung zu verfälschen. Die Risserzeugung erfolgte durch Vickersseindrücke mit einer Last von 20 kg.

5. Messungen und Diskussion

Abbildungen 6 und 7 stellen die mit dem Kraftmikroskop gemessene Rissöffnung als Funktion des Abstandes zur Risspitze für beide Proben dar. An der Probe mit 98 nm Korngröße wurden mehrere Risse, an der Probe mit 500 nm Korngröße ein Riss zu verschiedenen Zeiten gemessen. Zur Auswertung der Rissöffnungsprofile nach Gl. 4 wurden ein E-Modul von Zirkonoxid von 210 GPa und eine Poissonzahl von 0,29 angenommen. Tabelle 1 fasst die Ergebnisse der Bruchzähigkeitsmessungen zusammen.

Die Bruchzähigkeiten aus dem Rissöffnungsprofil wurden zur Prüfung der Zuverlässigkeit dieser Methode mit Messwerten aus Vickersseindrücken verglichen. Bei dieser Methode wird die Länge der radialen Risse, die von dem Vickersseindruck ausgehen, ausgewertet [19]. Es gilt für radiale Risse:

$$K_{Ic} = 0,067 \left(\frac{c}{a} \right)^{-3/2} HV a^{1/2} \left(\frac{HV}{E} \right)^{2/5} \quad (5)$$

Hier ist HV die Vickers Härte, E der elastische Modul, a und c werden in Abbildung 9 dargestellt. Abbildung 8 zeigt außerdem die vom akustischen Rastermikroskop bei verschiedenen Defokussierungen gelieferten Ergebnisse; in Abbildung 9 sind die Risskennwerte als Funktion der Defokussierung z aufgetragen. Aus Abbildung 9 lässt sich eindeutig entnehmen, wie der Beitrag der Oberflächenwellen bzw. ihrer Reflektion an den Rissfronten die Genauigkeit der Vermessung von der Risslänge steigert. Die aus den verschiedenen Risslängen berechneten Bruchzähigkeiten wurden gemittelt. Der Mittelwert liegt geringfügig unter dem Wert aus der COD-Methode (siehe Tabelle 1).

Ein weiteres Anliegen dieser Arbeit bestand in der Ermittlung der Prozesszone im Rissnahfeld. Wie im ersten Kapitel angedeutet, führt die martensitische spannungsinduzierte Phasenumwandlung zu Schließspannungen im Nahfeld der Risspitze, da diese Phasenumwandlung mit einer Volu-

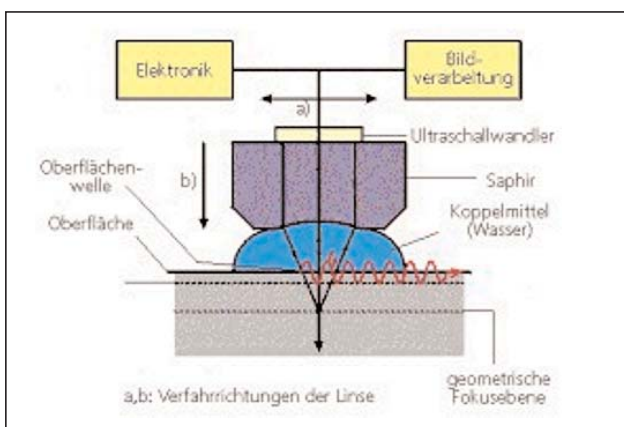


Abbildung 5: Prinzip des akustischen Rastermikroskops

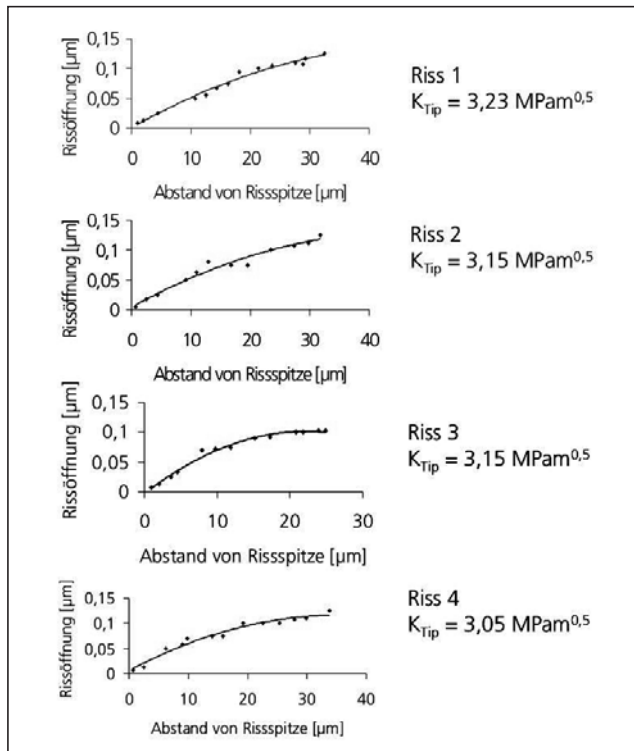


Abbildung 6: Rissöffnung als Funktion des Abstandes zur Risspitze $u(x)$ von verschiedenen Rissen für 3Y-ZrO₂ mit 98 nm Korngröße

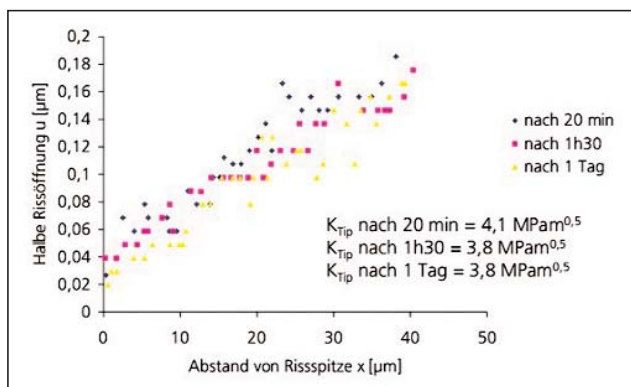


Abbildung 7: Rissöffnung als Funktion des Abstandes zur Risspitze und der Zeit für die 3Y-ZrO₂ Probe mit 500 nm Korngröße

menänderung verbunden ist. Diese Spannungen beeinflussen das Rissöffnungsprofil so, dass dieses von der parabolischen Form abweicht [9]. Wie die Abbildungen 6 und 7 zeigen, weichen die Rissöffnungsprofile beider Proben von der parabolischen Form ab, wobei dieser Effekt bei der Probe mit 500 nm Korngröße weit ausgeprägter ist. Weiter konnte in der Probe mit 500 nm Korngröße mit Kraft-

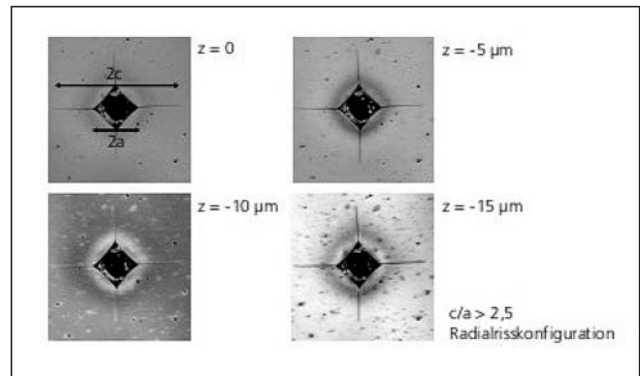


Abbildung 8: Akustische Rissabbildungen bei verschiedenen Defokussierungen z zur Risslängemessung. Die Bildgröße beträgt jeweils $500 \times 500 \mu\text{m}^2$. Es wurde eine 1 GHz-Linse verwendet

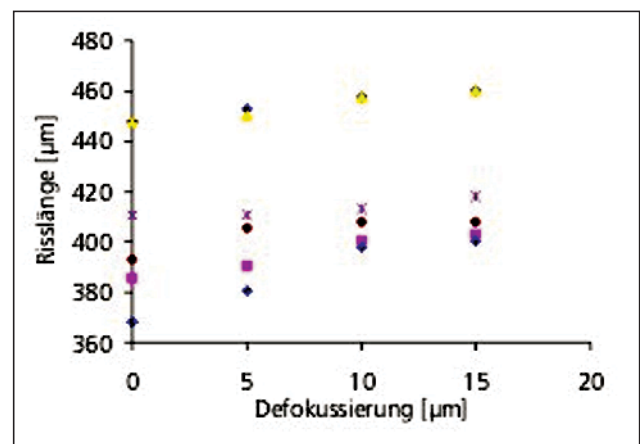


Abbildung 9: gemessene Risslänge als Funktion der Defokussierung

mikroskop eine Vertiefung in der Nähe der Rissfronten und von der Risspitze ausgehend festgestellt werden (siehe Abbildung 10a); diese Topographie wurde als Folge der von der martensitischen Umwandlung hervorgerufenen Deformation gedeutet. Anhand dieser Messung konnte die Prozesszone in dieser Probe auf 600 nm breit geschätzt werden. Es wurden außerdem AFAM-Bilder an der gleichen Stelle mit Lateral- ($f = 676 \text{ kHz}$) und Biegemoden ($f = 349 \text{ kHz}$) aufgenommen. Aus diesen Bildern (siehe Abbildungen 10b, c) konnte noch keine direkte Aussage über die Prozesszone gemacht werden, obwohl manche Zonen an den Rissfronten einen erhöhten Kontrast aufweisen; diese Zonen stimmen auch mit den deformierten Zonen überein.

Außerdem weisen die Abbildungen 10b und 10c unterschiedliche Strukturen auf - in Abbildung 10c ist die Kornstruktur viel deutlicher zu erkennen. Der Strukturunterschied zwischen beiden Abbildungen ist darauf zurückzuführen, dass im Biege-AFAM eine Anisotropie des E-Moduls

Probe	Messmethode	Mittlere Härte	K_{Ic} bzw. K_{tip} [MPa $\sqrt{\text{m}}$]
3Y-ZrO ₂ 98 nm	COD-Messung	1373	3,15
3Y-ZrO ₂ 98 nm	Vickerseindruckmodell		2,01
3Y-ZrO ₂ 500 nm	COD-Messung		4,1

Tabelle 1: Ergebnisse zu den Bruchzähigkeitsmessungen

Anzeige Nosbüsch

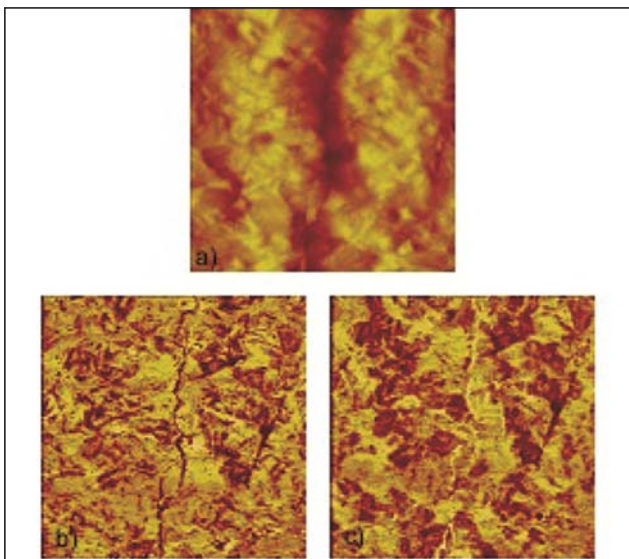


Abbildung 10: a) AFM-Topographiebild der Prozesszone um die Rissfronten in der $3Y\text{-ZrO}_2$ Probe mit 500 nm Korngröße (Z-Skala: 70 nm); b) AFAM-Bild an der gleichen Stelle mit Kontaktbiegemode ($f = 349$ kHz); c) AFAM-Bild an der gleichen Stelle mit Kontaktlateralmode ($f = 676$ kHz). Beide AFAM-Bilder wurden mit einer statischen Auflagekraft des Federbalkens von 147 nN aufgenommen. Bildgröße: $5 \times 5 \mu\text{m}^2$

jedoch im Lateral-AFAM eine Anisotropie des Schermoduls abgebildet wird. Es liegen außerdem zwei Hypothesen zur Erklärung des Strukturunterschieds vor: die Empfindlichkeit des Lateralmodus reagiert empfindlicher auf Elastizitätsänderungen als der Biegemode oder die Anisotropie des Schermoduls ist in unserem Fall wesentlich stärker als die des E-Moduls.

5. Zusammenfassung

Es wurde in dieser Arbeit die Anwendbarkeit der am AFM betriebenen COD-Methode nachgewiesen; weiter wurde diese Methode an zwei $3Y\text{-ZrO}_2$ Proben mit verschiedenen Korngrößen (98 nm und 500 nm) durchgeführt. Es konnte gezeigt werden, dass die Bruchzähigkeit der Probe mit 500 nm Korngröße geringfügig höher war als bei der Probe mit der Korngröße von 98 nm. Daraus konnte geschlossen werden, dass in letzterer Probe die martensitische Phasenumwandlung, wenn nicht vollkommen unterdrückt, so

doch stark gehemmt wurde. So konnte die Korngrößenabhängigkeit der Phasenumwandlung nachgewiesen werden, ohne jedoch die kritische Korngröße zu bestimmen, da dazu nicht genug Proben mit verschiedenen Korngrößen geprüft wurden; dies stellt den nächsten Schritt dieser Arbeit dar. Es konnte außerdem die Breite der Prozesszone mittels AFM-Messungen ermittelt werden, Korrelationen mit den AFAM-Messungen werden erarbeitet.

Danksagung

Die Proben wurden von J. Eichler und Prof. J. Rödel aus der Technischen Universität Darmstadt zur Verfügung gestellt.

6. Referenzen

- [1] D.J. Green, R.H. Hannik, and M.V. Swain, „Transformation Toughening of Ceramics“, CRC, Boca Raton, Florida, 1989
- [2] F.F. Lange, „Transformation Toughening. Part 1: Size Effects Associated with the Thermodynamics of Constrained Transformations“, *J. Mat. Sci.*, **17** (1982) 225
- [3] F.F. Lange, „Transformation Toughening. Part 2: Contribution to Fracture Toughness“, *J. Mat. Sci.*, **17** (1982) 235
- [4] A.A. Griffiths, „The Phenomena of Rupture and Flaw in Solids“, *Philos. Trans. R. Soc. London*, **A221** (1920) 163
- [5] A.A. Griffiths, „The Theory of Rupture“, in *Proceeding of the first International Congress on Applied Mechanics* (ed. C.B. Biezeno and J.M. Burgers), John Waltman Jr. Deft, S. 55 (1924)
- [6] E. Babilon, G. Kleist, R.W. Steinbrech, and H. Nickel, „Untersuchung von Mikrorissfeldern in der Umgebung eines Makrorisses in Al_2O_3 -Keramik mittels der Röntgenkleinwinkelstreuung“, DFG-Abschlusskolloquium, Konferenzbericht des FZ Jülich, Band 7, herausgegeben von H. Nickel und R.W. Steinbrech, (1991) 175

Anzeige



www.interflux.de

**Bestellen auch Sie
schnell & bequem in unserem
Interflux-Internet-Shop**

Alles für MP & FE

[7] G.R. Irwin, „Fracture“, Handbuch der Physik, Springer Verlag, Berlin, Vol. 6, S. 551, (1958)

[8] B. R. Lawn, „Fracture of Brittle Solids - Second Edition“, Cambridge University Press, Solid State Science Series, (1993)

[9] J. Rödel, I.G. Kelly, B.R. Lawn, „In-Situ Measurements of Bridged Cracked Interfaces in SEM“, J. Am. Ceram. Soc., **73** (1990) 3313

[10] AFM - Digital Instrument, www.veeco.com

[11] U. Rabe, „Akustische Kraftmikroskopie im Ultraschallfrequenzbereich“, Dissertation, Technische Fakultät, Universität des Saarlandes und IZFP-Bericht Nr. 970109-TW, 1996

[12] K. Yamanaka, H. Ogiso, and O. Kosolov, „Analysis of Subsurface Imaging Effect of Contact Elasticity in the Ultrasonic Force Microscopy“, J. Appl. Phys. **33** (1994) 3197

[13] U. Rabe, S. Amelio, E. Kester, V. Scherer, S. Hirsekorn, and W. Arnold, „Quantitative Determination of Contact Stiffness Using Atomic Force Acoustic Microscopy“, Ultrasonics, **38** (2000) 430

[14] M. Reinstädler, U. Rabe, V. Scherer, U. Hartmann, A. Goldade, B. Bushan, and W. Arnold, „On the Nanoscale Measurement of Friction Using Atomic Force Microscope Canti-lever torsional resonances“, Appl. Phys. Lett., **82** (2003) 2604

[15] A. Caron, U. Rabe, M. Reinstädler, J.A. Turner, J. Rödel, and W. Arnold, „Imaging using lateral bending modes of AFM cantilevers“, Appl. Phys. Lett., wird veröffentlicht

[16] Krämer Scientific Instrument, www.KSI-Germany.com; K. Krämer and S. Fassbender, „New Developments in Acoustic Microscopy“, in Proc. 27th Int. Symp. Acoustical Imaging; Eds. W. Arnold and S. Hirsekorn, Plenum Kluwer Press, N.Y., wird veröffentlicht

[17] S. Hirsekorn, S. Pangraz, „Materials Characterization with the Acoustic Microscope“, Appl. Phys. Lett., **64** (1994) 1632

[18] M. Dietz and H.-D. Tietz, „Characterization of Engineering Ceramics by Indentation Methods“, J. Mat. Sci., **25** (1990) 3731

Der Autor:

Arnaud Caron wurde am 7. Oktober 1976 in Châlons sur Marne, Frankreich, geboren.



1979 - 1987 École maternelle et École primaire Lafontaine in Châlons en Champagne, Frankreich

1987 - 1991 Collège Louis Perrot d'Ablancourt in Châlons en Champagne, Frankreich

1991 - 1994 Lycée d'enseignement général Pierre Bayen in Châlons en Champagne

1994 Abschluss Baccalauréat C in Naturwissenschaften

1994 - 1998 Studium der Metallurgie an der Universität Henri Poincaré in Nancy, Frankreich

1996 Vordiplom in Maschinenbau

1996 - 1998 Maîtrise Science et Technique „Métallurgie“

1998 - 1999 Gaststudent der Produktionstechnik an der Universität Bremen, Deutschland

1999 - 2004 Studium der Werkstoffwissenschaft an der Universität des Saarlandes

2002 Studienarbeit am Fraunhofer-Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren in Saarbrücken unter der Leitung von Prof. W. Arnold; Thema: „Impedanzkalibrationsmessungen am akustischen Rastermikroskop“

2003 Diplomarbeit am Fraunhofer-Institut für zerstörungsfreie Prüfverfahren in Saarbrücken unter der Leitung von Prof. W. Arnold; Thema: „Bruchmechanische Untersuchungen von mit 3 mol % Yttrium stabilisiertem Zirkonoxid mittels akustischen Mikroskopieverfahren“

Seit 2004 Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Universität des Saarlandes und Vorbereitung einer Doktorarbeit im Rahmen des SFB 277 „Grenzflächenbestimmten Materialien“ unter der Leitung von Prof. W. Arnold