

Qualitative Schallemissionsuntersuchungen an textilverstärkten Keramiken

Werner HUFENBACH, Heiko RICHTER, TU Dresden, Institut für Leichtbau und
Kunststofftechnik (ILK), Dresden

Kurzfassung. Keramische Verbundwerkstoffe (CMC) weisen über einen breiten Temperaturbereich ein ausgewogenes Eigenschaftsprofil auf und besitzen darüber hinaus ein hohes Leichtbaupotential. Zudem lässt sich durch die gezielte Einbettung einer funktions- und beanspruchungsgerecht aufgebauten, textilen Verstärkungsarchitektur in eine Keramikmatrix ein so genanntes pseudoplastisches Bruchverhalten einstellen, was diese noch junge Werkstoffklasse aufgrund der verbesserten Bruchzähigkeit als interessante Alternative zu klassischen Ingenieurmaterialien für den Einsatz in innovativen Leichtbaustrukturen für den Hochleistungsbereich geradezu prädestiniert.

Durch die gezielte Wahl der Ausgangsmaterialien sowie die Anzahl der Nachinfiltrationen kann die Keramikmatrix kundenspezifisch und anwendungsbezogen eingestellt werden. In Abhängigkeit der Nachinfiltrationsschritte verändern sich dabei die mechanischen Eigenschaften der Textilverbundkeramikwerkstoffe, wodurch auch das Schädigungsverhalten beeinflusst wird. Zur Charakterisierung des so genannten quasiduktilen Bruchverhaltens in faser- und textilverstärkten Keramiken, welches infolge sukzessiver Mikrorissbildung und kontrolliertem Faserauszug entsteht, ist eine Identifizierung der entstehenden Energiedissipationsmechanismen eine wesentliche Voraussetzung. Diese Versagensmechanismen werden auf Mikroebene initiiert und führen zur Freisetzung elastischer Energie in Form von Schallemissionen. Daher stellt die Schallemissionsprüfung eine gute Möglichkeit dar, die verbundkeramiktypischen Schädigungsvorgänge online zu erfassen. Gegenüber anderen zerstörungsfreien Untersuchungsmethoden bietet sich ferner die Möglichkeit, den zeitlichen Verlauf der Schädigungsphänomenologie mit akustischen Aktivitäts- und Intensitätsparametern sowie mechanischen Kennwerten zu korrelieren.

Im Rahmen der durchgeführten experimentellen Untersuchungen wurde das Bruchverhalten ausgewählter textilverstärkter Keramiken in Abhängigkeit der Nachinfiltrationsanzahl anhand von Zugversuchen und Drei-Punkt-Biegeprüfungen untersucht und das Schallemissionsverhalten simultan aufgezeichnet. Auf Basis der Ergebnisse aus den werkstoffmechanischen Untersuchungen sowie den durchgeführten qualitativen Schallemissionsanalysen erfolgte eine Bewertung und Charakterisierung des Bruchverhaltens der getesteten Textilverbundkeramikmaterialien in Abhängigkeit der Fertigungsparameter.

1 Einführung

Bei der systematischen Entwicklung von Textilverbundkeramikkomponenten wurden in den letzten Jahren auf Basis neuartiger material- und strukturangepasster Auslegungsstrategien sowie kosteneffizienter Herstellungstechnologien erhebliche Fortschritte erzielt, wodurch neue Einsatzgebiete auch außerhalb klassischer Leichtbauanwendungen, wie etwa Thermalschutzsysteme und Brennkammerauskleidungen für Flugzeug- und Raketentriebwerke in der Luft- und Raumfahrt, erschlossen werden konnten [1, 2]. Aufgrund der hervorragenden spezifischen sowie thermo- und tribomechanischen Eigenschaften von textil-

armierten Keramiken wurde diese Entwicklung insbesondere im Automobilsektor sowie in der Chemie-, Energie- und Umwelttechnik intensiv forciert, was auch der serienmäßige Einsatz von sowohl tribologisch als auch thermisch hoch belasteten Komponenten aus Verbundkeramik wie etwa Gleitlager, Brems- und Kupplungsscheiben, Kolbenstangen für Stoßdämpfer, Heißgasdüsen sowie Brennerrohre (Bild 1) beweist [3, 4].



Bild 1 Thermisch und tribologisch hoch belastete Bauteile aus Faserverbundkeramik:
a) Kolbenstange für Stoßdämpfersysteme, b) Heißgasdüse, c) Brennerrohr

Die Auslegung derartiger keramischer Hochleistungsbauteile und die damit einhergehende Entwicklung beanspruchungsgerechter Verbundkeramikwerkstoffe setzt die Kenntnis des Zusammenhangs zwischen Herstellungsparametern, Mikrostruktur und makroskopischen Eigenschaften voraus. Das Ziel der Entwicklung von CMC-Materialien ist es, ein quasiduktiles, auch im Hochtemperaturbereich wirksames, schadenstolerantes Verformungsverhalten durch den reproduzierbaren Aufbau einer optimalen Faser-Matrix-Grenzfläche, geeigneter Faser-Matrix-Kombinationen sowie definierter Herstellungsprozesse zu erreichen. Dabei ist die Analyse des Verformungs- und Versagensverhaltens eine Grundvoraussetzung für das Verständnis der Schädigungsprozesse in CMC, welche auf Mikroebene initiiert werden und zur Freisetzung elastischer Energie in Form von Schallemissionen führen. Daher stellt die Schallemissionsanalyse eine gute Möglichkeit dar, diese verbundkeramiktypischen Schädigungsvorgänge online zu erfassen und auszuwerten [5].

Die auftretenden Schallereignisse in keramischen Verbundwerkstoffen, hervorgerufen durch Schädigungen der Fasern, der Matrix sowie der Faser-Matrix-Grenzfläche, korrelieren dabei mit Anomalien im Spannungs-Dehnungs-Diagramm [6], wodurch der Nachweis sowohl der primären als auch nachbleibenden Rissbildung quasi zerstörungsfrei geführt werden kann [7, 8]. In jüngster Vergangenheit wurden bereits Schallemissionsuntersuchungen zur Schädigungsanalyse an Faserverbundwerkstoffen aus kohlenstofffaserverstärkten Kohlenstoffen (C/C) sowie siliziumkarbidfaserverstärkten Siliziumkarbiden (SiC/SiC) und Aluminiumoxiden (SiC/Al₂O₃) durchgeführt, wobei vor allem die Analyse der Schallemissionsamplitudenverteilung zur Unterscheidung unterschiedlicher Schädigungsphasen und Bruchmechanismen im Vordergrund stand [9-13]. Dabei trat in Abhängigkeit vom angewandten Testverfahren sowie der gewählten Herstellungstechnologie eine unterschiedlich große Anzahl an Schallemissionsereignissen auf [14-18]. Darüber hinaus wurden bereits Untersuchungen zur Analyse von Sprödbbruchmechanismen sowie Faser-Matrix-Interaktionen für den Einsatz von C/C-Verbundwerkstoffen als Plasma-Wandmaterialien in der Fusionstechnologie durchgeführt [19].

Im Rahmen der hier realisierten experimentellen Analysen wurde das sukzessive Bruchverhalten von kohlenstofffaserverstärkten Siliziumkarbid-Keramiken (C/SiC) in Abhängigkeit der Nachinfiltrationsanzahl anhand von Zugversuchen und Drei-Punkt-Biegeprüfungen untersucht und das entsprechende Schallemissionsverhalten ergänzend simultan aufgezeichnet. Auf Basis der Ergebnisse aus den werkstoffmechanischen Untersuchungen sowie den durchgeführten qualitativen Schallemissionsanalysen erfolgte die Charakterisierung des Bruchverhaltens der getesteten C/SiC-Materialien in Abhängigkeit der Fertigungsparameter.

2 Herstellung von C/SiC-Textilverbundkeramiken mittels PIP-Verfahren

Die Herstellung der hier untersuchten C/SiC-Materialien erfolgte im so genannten Polymerinfiltrations- und Pyrolyse-(PIP-)Verfahren (Bild 2a). Hierbei wurden textile Flächengebilde, wie beispielsweise Gewebe, mit einem flüssigen präkeramischen Schlicker, bestehend aus einem siliziumorganischen Polymer, einem geeigneten Lösungsmittel sowie einem passiven keramischen Füllstoff, imprägniert. Nach der Konsolidierung der so genannten Grünkörper erfolgte die Pyrolyse der hochmolekularen polymeren Ausgangsverbindungen in einem Hochtemperaturofen unter Sauerstoffausschluss zu einem keramischen Feststoff, der überwiegend aus amorphem Siliziumkarbid (SiC) besteht. Während dieser Direkt-synthese trat durch die Verdampfung niedermolekularer Anteile sowie durch die Freisetzung von Reaktionsgasen ein Dichtesprung auf, der zu einer Volumenreduktion und der damit verbundenen Porenbildung im C/SiC-Material führte. Um diese fertigungsbedingt auftretende offene Porosität zu reduzieren, wurden die so genannten Bräunlinge anschließend mit Hilfe mehrerer Nachinfiltrations- und Keramisierungsschritte mit dem Matrixwerkstoff aufgefüllt.

Diese auf der Polymerpyrolyse basierende Fertigungstechnologie bietet unter wirtschaftlichen Aspekten den Vorteil, dass für die Herstellung des so genannten Grünlings auf entsprechende Formgebungstechnologien der Faserverbundkunststoff-Fertigung wie etwa Wickel-, Flecht-, Press- oder Harzinjektionsverfahren zurückgegriffen werden kann. Durch die Wahl der Polymerverbindung, die gezielte Zugabe passiver oder aktiver Füllstoffe sowie die Anzahl der Nachinfiltrationsschritte kann die Matrix kundenspezifisch und anwendungsbezogen eingestellt werden. Ferner bietet diese Fertigungstechnologie ein gutes Verhältnis zwischen den Herstellungskosten und den realisierbaren thermomechanischen Materialeigenschaften und kann zur Nachverdichtung mit anderen Infiltrationsmethoden kombiniert werden.

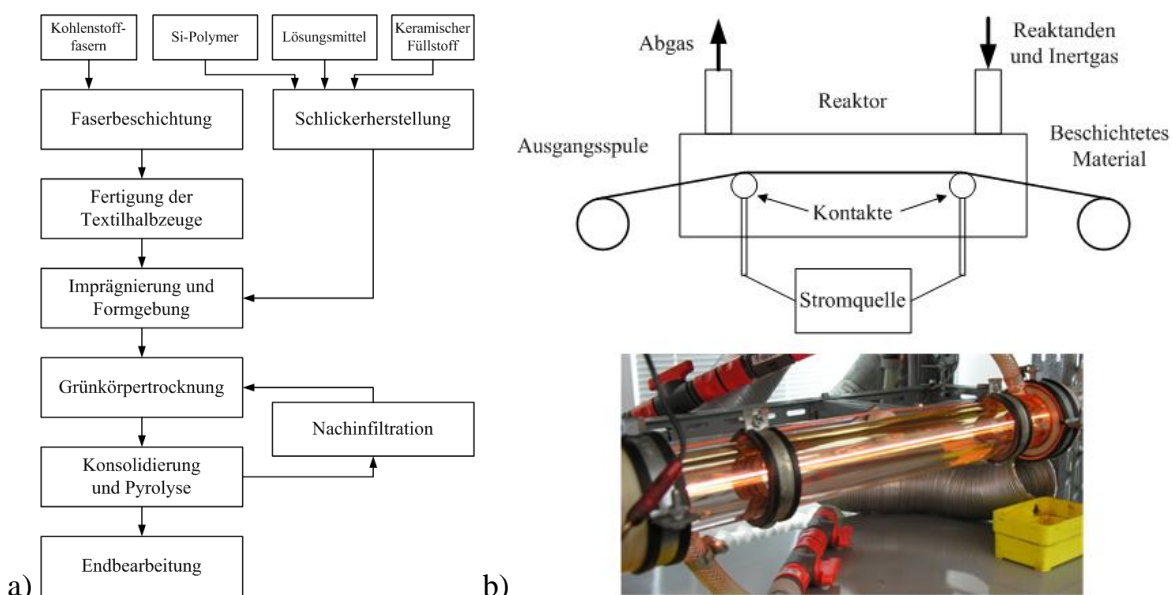


Bild 2 a) Schematischer Ablauf der CMC-Herstellung mittels PIP-Verfahren, b) Prinzipieller Aufbau eines CVD-Kaltwandreaktors (oben) und glühende Kohlenstofffaser im Kaltwandreaktor (unten)

Eine Voraussetzung für die Herstellung der untersuchten gewebeverstärkten SiC-Keramiken war die Beschichtung der verwendeten Kohlenstofffasern mit pyrolytischem Kohlenstoff (pyC). Diese Funktionalisierung der Faseroberfläche wurde mit Hilfe der chemischen Gasphasenabscheidung unter Normaldruck (AP-CVD-Verfahren) in einem Kaltwandreaktor (Bild 2b) der institutseigenen Faserbeschichtungsanlage realisiert. Diese abgeschiedene Kohlenstoffschicht besitzt eine so genannte turbostratische Struktur und dient

während der Pyrolyse als Diffusionsbarriere zwischen den Verstärkungsfasern und der Keramikmatrix. Zusätzlich sorgt sie im späteren Verbundmaterial für eine definiert schwache Adhäsion zwischen Fasern und Matrix, wodurch Energiedissipationsmechanismen begünstigt werden und ein so genanntes quasiduktiler Bruchverhalten erzeugt wird.

3 Das quasiduktile Bruchverhalten von kohlenstofffaserverstärkter SiC-Keramik

Obwohl sowohl Fasern als auch Matrixmaterial separat ein sprödes Bruchverhalten aufweisen zeichnen sich faser- und textilverstärkte keramische Verbundwerkstoffe gegenüber monolithischen Keramiken durch ihr quasiduktiler und damit gewissermaßen metalltypischer Bruchverhalten aus [20, 21]. Durch ihre Eigenschaft, auf entsprechende Belastungen mit Verformung statt mit sprödem Bruch zu reagieren, lässt sich ein gutmütiger Versagen bei höheren Schadenstoleranzen erzielen. Spannungsspitzen führen somit nicht zum katastrophalen Versagen des Bauteils, da sie durch verschiedene energieabsorbierende Mechanismen und Verstärkungseffekte wie Faser-Matrix-Ablösung (Debonding, Delamination), Mehrfachrissbildung, Rissüberbrückung, Rissverzweigung und Risspitzenabschirmung sowie Faserbruch und Faser-Pull-Out (Bild 3a) lokal abgebaut werden, was für die Betriebssicherheit von CMC-Bauteilen von großer Bedeutung ist [22]. Dabei werden insbesondere Debonding- und Pull-Out-Prozesse durch die spezifischen Gleiteigenschaften des Faser-Matrix-Interfaces gesteuert, dessen Struktur und Zusammensetzung sowohl von thermochemischen Transportreaktionen als auch durch eine Oberflächenfunktionalisierung wie etwa eine dünne Fremdbeschichtung mit pyrolytischem Kohlenstoff (Bild 3b) bestimmt wird [23]. Diese Beschichtung hat atomar angeordnete, lamellenartige Gleitebenen und bildet somit das Schmiermittel zwischen Fasern und Matrix.

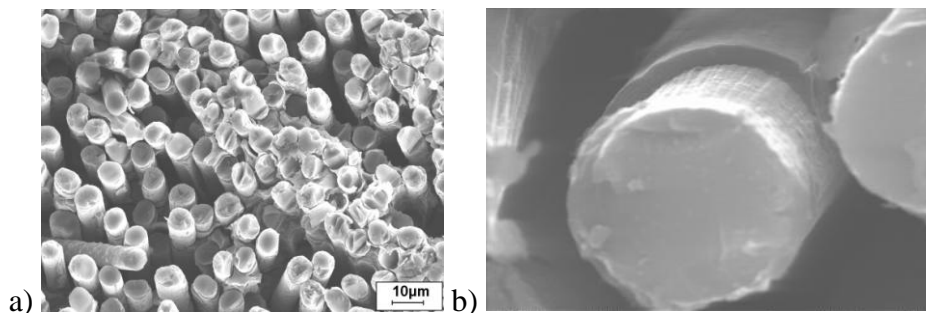


Bild 3 a) Bruchfläche einer C/SiC-Keramik mit herausgezogenen Kohlenstofffilamenten, b) Kohlenstofffilament mit abgeschiedener pyC-Schicht

Im Gegensatz zu faserverstärkten Kunststoffen ist die Bruchdehnung der Siliziumkarbidmatrix aufgrund von Defekten grundsätzlich kleiner als die der Kohlenstofffaser [24]. Beim Erreichen einer kritischen Belastung bilden sich demzufolge zuerst Matrixrisse. Der durch die Einbettung von Kohlenstofffasern hervorgerufene Verstärkungseffekt wird dabei maßgeblich durch die Adhäsion zwischen Faser und Matrix bestimmt. Bei zu starker Faser-Matrix-Anbindung wirken die primären Mikrorisse als Kerben an der Faseroberfläche, bewegen sich dabei ohne Ausnutzung der hohen Faserfestigkeiten durch die Fasern hindurch und führen zu einem glatten Trennbruch und dem damit einhergehenden Sprödebruchversagen [25]. Gleiches gilt im entgegen gesetzten Fall, da bei fehlender Bindung zwischen Fasern und Matrix der C/SiC-Werkstoff allein durch Faserauszug versagt. Wird dagegen mittels einer Faserbeschichtung eine definierte Faser-Matrix-Haftung generiert und ist dabei der Risswiderstand der Faser-Matrix-Grenzfläche geringer als der der Kohlenstofffaser, wird der Riss abgelenkt und breitet sich in bzw. an der Grenzfläche aus, wodurch ein so genannter Rissstoppeffekt entsteht. Darüber hinaus treten Rissverzweigungen und Rissum-

lenkungen auf, welche häufig zu einem so genannten Stufenbruch führen. Da es hierbei auch zu einer Überbrückung der Rissflanken durch die noch intakten Kohlenstofffasern kommt und dabei zusätzliche Riss-schließkräfte auf die Rissflanken wirken, werden die Fasern zunächst nicht geschädigt [26]. Die Rissöffnung sowie der Rissfortschritt werden somit erschwert. Bei einer stärkeren Rissöffnung wird schließlich die Bruchdehnung der Kohlenstofffaser erreicht, infolgedessen diese bricht und es zu Faserauszug-Vorgängen kommt, bei denen Reibungsenergie in Form von Wärme verbraucht und damit Bruchenergie abgebaut wird [27].

Durch eine partielle Lastübertragung auf die Fasern kann die Matrix ferner auch unmittelbar vor der Rissspitze entlastet werden. Diese so genannte Rissabschirmung kann die Rissausbreitung weiter verlangsamen. Dieser Mechanismus ist insbesondere dann wirksam, wenn der Elastizitätsmodul der Verstärkungsfaser wesentlich höher ist als der der Matrix. Sämtliche, mit einer Faserablösung verbundenen Bruchmechanismen entziehen dem Riss Energie, da neue Oberflächen geschaffen werden müssen. Diese Energie steht dem Riss für eine weitere Ausbreitung nun nicht mehr zur Verfügung. Ob und in welchem Maße diese zähigkeitssteigernden Versagensmechanismen wirksam werden, hängt neben den Faser- und Matrixeigenschaften vor allem von deren Wechselwirkung ab. Faserbeschichtungen wie etwa mit pyrolytischem Kohlenstoff beeinflussen dabei sowohl die Spannungszustände im keramischen Verbundmaterial als auch die Faser-Matrix-Anbindung.

4 Schallemissionsuntersuchungen an gewebeverstärkten SiC-Keramiken

Zur experimentellen Analyse des sukzessiven Versagensverhaltens textilverstärkter Keramiken wurden gewebeverstärkte C/SiC-Probekörper unter quasistatischer Zug- und Biegebeanspruchung untersucht und deren zeit- und belastungsabhängige Versagensvorgänge mit Hilfe der Schallemissionsprüfung simultan aufgezeichnet (Bild 4). Zur Durchführung von Schallemissionsuntersuchungen steht am ILK das modulare, mehrkanalige Schallemissionsprüfsystem VALLEN AMSY-5 zur Verfügung [28]. Als Schallaufnehmer kommen dabei hochempfindliche, piezoelektrische Sensoren vom Typ PAC-15 zum Einsatz, deren aufgenommene akustische Signale mit Hilfe von Signalverstärkern intensiviert werden [29]. Die akustische Ankopplung der Piezosensoren, die mit Befestigungsklemmen auf der Prüfoberfläche appliziert werden, erfolgt mittels eines gebräuchlichen Silikonfettes. Während der Prüfung wird das Kraft-Verformungs-Verhalten mit Hilfe externer Wegaufnehmers ermittelt, dessen Daten unmittelbar sowohl vom Schallemissionsmesssystem als auch von einem separaten Mehrstellenmessgerät registriert werden [30]. Aufgrund der Vielzahl an getesteten C/SiC-Prüfkörpern wird hier lediglich auf ausgewählte Versuchsergebnisse aus den durchgeführten standardisierten Drei-Punkt-Biegeprüfungen eingegangen.

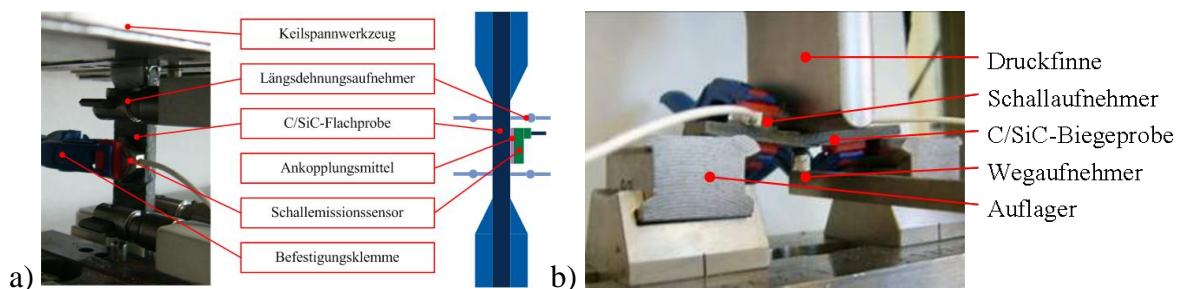


Bild 4 Experimenteller Aufbau zur begleitenden Schallemissionsprüfung im Rahmen von Zugversuchen (a) und Drei-Punkt-Biegeprüfungen (b) an gewebeverstärkten C/SiC-Keramiken

Es liegt in der Natur der Herstellung faser- und textilverstärkter Keramiken begründet, dass die Verbundkomponenten Faser und Matrix keine gleichwertigen Partner in Bezug auf die

mechanischen Eigenschaften sein können [31]. Die gängigen Fertigungsverfahren hinterlassen grundsätzlich eine Restporosität und häufig auch Verdichtungsgradienten vom Bauteilrand zum Bauteilinneren. Unter Einwirkung einer mechanischen Belastung wird daher das primäre Versagen generell durch Rissbildung im keramischen Matrixmaterial eingeleitet. Wie aus Bild 5 ersichtlich wird, ist der Schädigungsbeginn am Ende des linear elastischen Bereiches und damit der Rissinitiierungspunkt mit dem Auftreten erster intensiver Schallemissionen verbunden. Na diesem Punkt tritt nun der Verstärkungseffekt der eingelagerten Kohlenstofffasern ein, der die Rissausbreitung behindert.

Treffen die erzeugten Matrixrisse auf die Kohlenstofffasern, so wird die definiert schwache Faser-Matrix-Bindung unter dem Einfluss der dort induzierten Spannungen gelöst. Die Rissfront passiert die Faser ohne diese zu schädigen, wodurch über die Rissebene hinweg weiterhin Kräfte übertragen werden können. Eine weitere Laststeigerung wird dabei in den Fasern kompensiert. Die abgelöste Zone im Faser-Matrix-Interface wird hierbei verlängert, wodurch die auftretenden Belastungen teilweise aus der Grenzfläche heraus zurück in die Matrix übertragen werden können. Schließlich versagen die Kohlenstofffasern beim Erreichen der Maximallast, was wiederum mit einem charakteristischen Sprung im akustischen Intensitätsverlauf verbunden ist. Anschließend finden verbundkeramiktypische Faser-Pull-Out-Vorgänge statt, die eine gewisse Pseudoplastizität im C/SiC-Material generieren und zu einem kontinuierlichen Anstieg der Schallemissionsaktivität und -intensität führen.

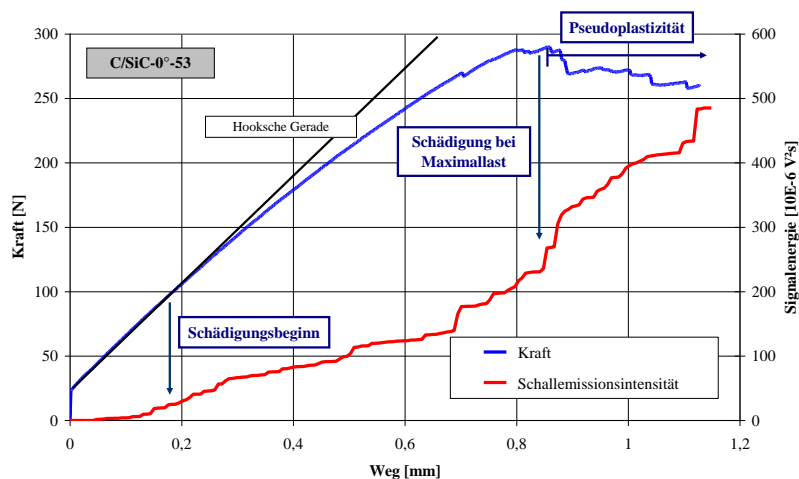


Bild 5 Kraft-Weg-Diagramm und Schallemissionsverhalten eines C/SiC-Probe in 0°-Prüfrichtung

Mit Hilfe der Schallemissionsanalyse lässt sich ferner das graduelle Versagensverhalten der untersuchten C/SiC-Keramiken über die für CMC-Werkstoffe charakteristischen Schädigungsphasen primäre Mikrorissbildung, nachbleibendes Matrixversagen, Faserbruch sowie sukzessiver Faser-Pull-Out analysieren. Wie aus Bild 6 ersichtlich ist, wird das primäre Matrixversagen in einer 45°-C/SiC-Probe durch ein sehr intensives Schallemissionsverhalten begleitet. Im Anschluss daran steigt die Schallemissionsenergiekurve kontinuierlich an, was mit dem verstärkten Auftreten energieabsorbierender Bruchmechanismen wie beispielsweise multipler Rissbildungen, Rissüberbrückungen, Rissumlenkungen, Rissverzweigungen sowie Faser-Matrix-Ablösungen verbunden ist. Das Versagen der Kohlenstofffasern tritt beim Erreichen der maximalen Belastung auf, was mit einem kleinen charakteristischen Knickpunkt in der akustischen Intensitätskurve übereinstimmt. Eine weiterführende äußere Belastung der untersuchten 45°-C/SiC-Werkstoffprobe führt infolge des eintretenden kontrollierten Faserauszugs zur Ausbildung eines quasiduktilen Verformungsverhal-

tens, welches durch einen linearen Anstieg in der Schallemissionsintensitätskurve gekennzeichnet ist.

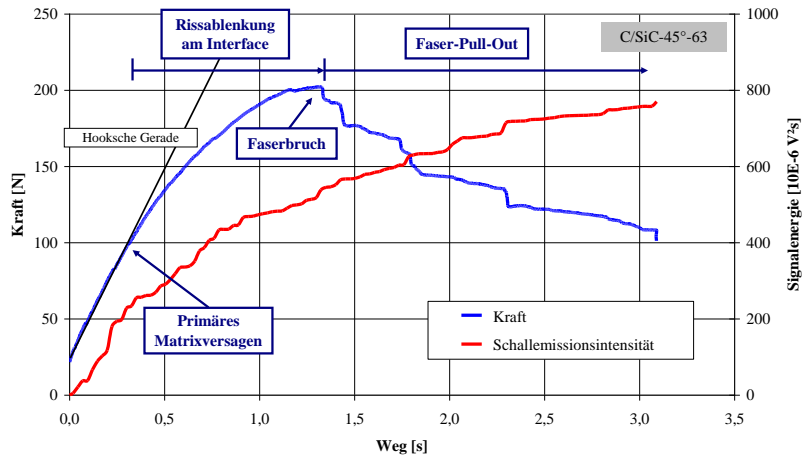


Bild 6 Kraft-Weg-Diagramm und Schallemissionsverhalten eines C/SiC-Probekörpers in 45°-Prüfrichtung

Darüber hinaus wird aus Bild 7 ersichtlich, dass die Gesamtanzahl an detektierten Schallemissionen mit wachsender Anzahl an Reinfiltrations- und Keramisierungsschritten charakteristisch ansteigt. Durch die stetige Auffüllung der herstellungsbedingt verbleibenden Risse und Poren mit dem Matrixmaterial und der damit einhergehenden Verdichtung des Verbundwerkstoffes entstehen zwangsläufig an der Faser-Matrix-Grenzfläche mehr Gleitflächen, die bei einer externen mechanischen Belastung des C/SiC-Materials wirksam werden können. Dadurch werden energiedissipative Bruchprozesse wie etwa Rissüberbrückungs- und Rissumlenkungsmechanismen sowie das Pull-Out-Verhalten begünstigt, in dessen Folge die Schallemissionsaktivität ansteigt.

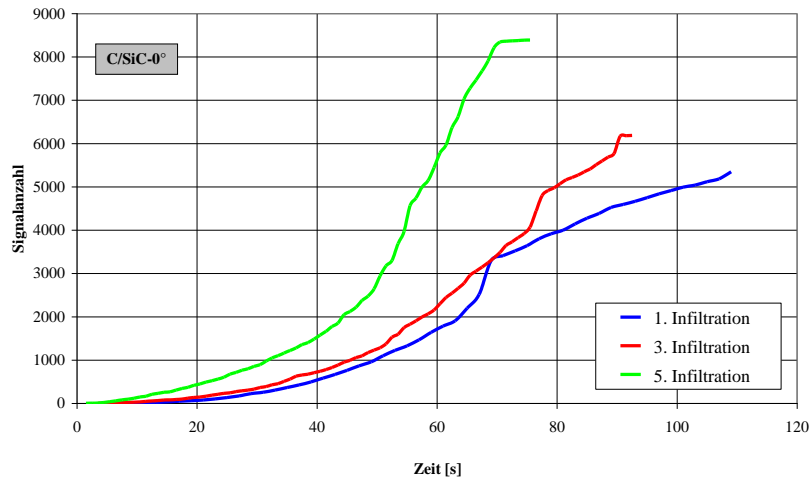


Bild 7 Akustisches Aktivitätsverhalten von C/SiC-Keramiken in Abhängigkeit der Reinfiltrationsanzahl

5 Zusammenfassung

Die hier vorgestellten experimentellen Untersuchungen geben einen kurzen Einblick in die Anwendung der Schallemissionsprüfung bei der Schädigungsanalyse an textilverstärkten Keramiken. Anhand von Unstetigkeiten im akustischen Intensitätsverlauf konnten sowohl der Schädigungsbeginn und das Versagen bei Maximallast als auch die verbundkeramiktypischen Schädigungsphasen Primärmatrixversagen, sukzessives Sekundärmatrixversagen,

Faserbruch sowie gradueller Faserauszug nachgewiesen werden. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass die Schallemissionssumme mit wachsender Anzahl an Nachinfiltrationen signifikant ansteigt. Da mit der Anzahl der Nachinfiltrationsschritte eine kontinuierliche Auffüllung der offenen Poren im C/SiC-Verbundmaterial einhergeht, wird damit die Menge an wirksamen Grenzflächen stetig erhöht, wodurch schallemissionsaktive energie-dissipative Bruchmechanismen begünstigt werden. Auf Basis der registrierten Schallemissionen konnte das Versagensverhalten der untersuchten C/SiC-Verbunde daher hinsichtlich ihrer akustischen Aktivität und Intensität bewertet werden. Die einzelnen Prozesse der sukzessiven Schädigung von textilverstärkten SiC-Keramiken besitzen in Abhängigkeit bestimmter Fertigungsparameter, wie etwa der Anzahl der Nachinfiltrationen, eine individuelle Charakteristik hinsichtlich ihres Schallemissionsverhaltens. Mit Hilfe der Schallemissionsanalyse besteht somit die Möglichkeit sowohl einzelne Schädigungsphasen von textilverstärkten keramischen Verbundwerkstoffen als auch unterschiedliche Fertigungsqualitäten anhand des Schallemissionsverhaltens zu identifizieren, was die Schallemissionsprüfung zu einem geeigneten Hilfsmittel für den Ingenieur macht.

6 Referenzen

- [1] KRENKEL, W.: *Keramische Verbundwerkstoffe*. Weinheim: Wiley-VCH, 2003. – ISBN 3-527-30529-7
- [2] CHAWLA, K. K.: *Ceramic matrix composites*. 2nd ed. Berlin: Springer, 2003. – ISBN 978-1402072628
- [3] HUFENBACH, W., LANGKAMP, A., THAN, E., et al.: Textilverbundkeramik – ein Leichtbauwerkstoff für den Einsatz unter extremen Bedingungen. In: *11. Dresdner Leichtbausymposium „Materialeffizienz durch Systemleichtbau – Den Fortschritt nachhaltig gestalten“ (Dresden 2007)*
- [4] HUFENBACH, W., WEIMANN, C., RICHTER, H., et al.: Entwicklung einer Leichtbaukomponente aus textilverstärkter Keramik für hochleistungsfähige Stoßdämpfersysteme im Automobilbau, Teil 1. In: *Keramische Zeitschrift* 59 (2007), Nr. 2, S. 100-103
- [5] MILLER, R. K., MOORE, P. O., MCMASTER, R. C. (Ed.): *Acoustic emission testing*. 3rd ed. Columbus: ASNT, 2005 (Nondestructive testing handbook, Vol. 6). – ISBN 1-571-17106-1
- [6] KRYNICKI, J. W., NAGLE, D. C., GREEN, R. E.: Acoustic emission of discrete failure modes in ceramic/ceramic composites. In: ASNT (Veranst.): *Conference on Nondestructive Evaluation of Modern Ceramics (Columbus 1990)*. – ISBN 0-931403-97-9
- [7] RUF, H., SCHOLZE, H.: Prüfung der Temperaturwechselbeständigkeit keramischer Bauteile mittels Schallemissionsanalyse. In: *CFI – Ceramic Forum International* 62 (1985), Nr. 2, S. 98-103
- [8] BÜHLING, L., DIETZ, M., TIETZ, H.-D.: Verfolgung des Rißwachstums in Konstruktionskeramik mit der Schallemissionsanalyse. In: *Fortschrittsberichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft* 69 (1992), Nr. 5/6, S. 205-209
- [9] GORMAN, M. R.: Acoustic emission in 2-D carbon/carbon coupons in tension. In: *Journal of Composite Materials* 25 (1991), No. 6, pp. 703-714
- [10] SHIWA, M., CHEN, O. Y., KISHI, T., et al.: Fracture mechanisms in unnotched and notched SiC/SiC composites studied by acoustic emission analysis. In: *Materials Transactions* 36 (1995), No. 4, pp. 511-517
- [11] RAY, A. K., BHATTACHARYA, D. K., DAS, G.: Acoustic emission studies during indentation on ceramics and ceramic composite. In: *Trends in NDE Science and Technology : Proceedings of the 14th World Conference on Non-Destructive Testing (New Delhi 1996)*. Vol. 4. New Delhi: Oxford & IBH Publ., S. 2455-2458. – ISBN 80-204-1126-9
- [12] PAPPAS, Y. Z., KOSTOPOULOS, V.: Toughness characterisation and acoustic emission monitoring of a 2-D carbon/carbon composite. In: *Engineering Fracture Mechanics* 68 (2001), Nr. 14, S. 1557-1573
- [13] KOSTOPOULOS, V., LOUTAS, T., DASSIOS, K.: Fracture behavior and damage mechanisms identification of SiC/glass ceramic composites using AE monitoring. In: *Composite Science and Technology* 67 (2007), No. 7-8, pp. 1740-1746
- [14] FUJITA, H., ENOKI, M., KISHI, T.: Microfracture analysis of SiC reinforced glass composites by acoustic emission. In: *Materials Transactions* 37 (1996), No. 4, pp. 776-781
- [15] KAYA, F.: Damage assessment of oxide fibre reinforced oxid ceramic matrix composites using acoustic emission. In: *Ceramics International* 33 (2007), No. 2, pp. 279-284
- [16] KOO, J.-H., ENOKI, M., KISHI, T., et al.: Three dimensional acoustic emission signal analysis in C/C composites with anisotropic structures. In: *Journal of Acoustic Emission* 16 (1998), No. 1-4, pp. S269-S276

- [17] SATO, K., KAGAWA, Y., IBA, H., et al.: Acoustic emission and fracture behaviour of SiC fiber-reinforced Si-N-C matrix composite fabricated by PIP process. In: *Ceramic Engineering and Science Proceedings* 21 (2000), Nr. 3, S. 407-414
- [18] LUO, J. J., WOOH, S. C., DANIEL, I. M.: Acoustic emission study of failure mechanisms in ceramic matrix composites under longitudinal tensile loads. In: *Journal of Composite Materials* 29 (1995), Nr. 15, S. 1946-1961
- [19] MAJERUS, P., COMPAN, J., TAKESHI, H., et al.: Acoustic emission studies on fracture behaviour of CFC-materials under various loads. In: DGZfP (Hrsg.): *Proceedings of the 26th International Conference on Acoustic Emission Testing*. Berlin: DGZfP, 2004 (DGZfP-Berichtsband BB 90-CD). – ISBN 3-931381-57-9
- [20] INFORMATIONSZENTRUM TECHNISCHE KERAMIK (Hrsg.): *Brevier Technische Keramik*. Lauf: Fahner, 2003. – ISBN 3-924158-77-0
- [21] KRENKEL, W.: Fasern erzeugen bei Keramik ein quasiduktilen Bruchverhalten. In: *Maschinenmarkt* 107 (2001), Nr. 5, S. 34-36
- [22] PIPPEL, E., WOLTERS DORF, J., Hähnel, A.: Struktur und Funktion des Interface in Faserverbundsystemen mit keramischen und glasigen Matrices. In: LEONHARDT, G. (Hrsg.): *Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*. Oberursel: DGM, 1993, S. 425-432. – ISBN 3-88355-188-0
- [23] HAUG, T., OSTERTAG, R.: Faserverstärkte Keramik – ein schadenstoleranter Hochtemperaturwerkstoff. In: VDI-GES. WERKSTOFFTECHNIK (Hrsg.): *Ingenieur-Werkstoffe im technischen Fortschritt*. Düsseldorf: VDI, 1990; S. 165-179 (VDI-Berichte, Bd. 797). – ISBN 3-18-090797-5
- [24] KOCH, D., TUSHTEV, K., KUNTZ, M., et al.: Modeling of deformation and damage evolution of CMC with strongly anisotropic properties. In: *Ceramic Engineering and Science Proceedings* 26 (2005), No. 2, pp. 107-114
- [25] HEIDE, J.: *Untersuchungen zur industriellen Herstellbarkeit von endlosfaserverstärkter Keramik im System SiC-Si₃N₄*. Düsseldorf: VDI, 2000 (Fortschrittsberichte VDI, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe/Kunststoffe, Bd. 598). – ISBN 3-18-359805-1
- [26] SALMANG, H., SCHOLZ, H.: *Keramik*. 6. Aufl. Berlin : Springer, 2007. – ISBN 3-540-63273-5
- [27] NEUMANN, N.: *Reaktionsgebildete SiC-Matrices für Faserverbundkeramiken*. Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2002
- [28] HUFENBACH, W.; LANGKAMP, A., BÖHM, R., et al.: Einsatz der Schallemissionsanalyse zur Untersuchung von Schädigungsvorgängen bei faser- und textilverstärkten Verbundwerkstoffen. In: DGZfP (Hrsg.): *15. Kolloquium Schallemission : Statusberichte zur Entwicklung und Anwendung der Schallemissionsanalyse (Berlin-Adlershof 2005)*. Berlin: DGZfP, 2005, S. 33-44 (DGZfP-Berichtsband 99-CD). – ISBN 3-931381-69-2
- [29] HUFENBACH, W., RICHTER, H., PROTZ, R., et al.: Schädigungsanalyse an textilverstärkten Verbundwerkstoffen auf Basis aktiver und passiver akustischer ZfP-Verfahren. In: *DGZfP-Jahrestagung 2007 (Fürth 2007)*
- [30] HUFENBACH, W., RICHTER, H., LANGKAMP, A., et al.: Application of acoustic emission analysis for damage investigations in fibre and textile reinforced composites. In: *NDT.net - The e-Journal of Non-destructive Testing* 11 (2006), No. 12
- [31] KUNTZ, M.: Keramische Faserverbundwerkstoffe. In: REH, H. (Hrsg.): *Das Keramiker-Jahrbuch 2001*. Baden-Baden: Göller, 2001. – ISBN 3-87264-012-7