

Faserverstärkte keramische Werkstoffe: Leichtbauwerkstoffe für hohe Temperaturen

Von Martin Schmücker

Nichtoxidkeramiken wie Nitride, Carbide, Boride oder elementarer Kohlenstoff sind aufgrund ihrer überwiegend kovalenten chemischen Bindung thermisch und mechanisch äußerst stabil, jedoch generell anfällig gegenüber Oxidation bei hohen Temperaturen. Seit vielen Jahren werden Anstrengungen unternommen, durch externe Schutzschichten die Oxidationsbeständigkeit nichtoxidischer Keramikwerkstoffe zu verbessern (z.B. STRIFE und SHEEHAN 1988). Langzeitstabilität gegenüber Oxidation, insbesondere unter thermischer oder mechanischer Wechselbelastung, ist jedoch aus prinzipiellen Gründen schwer zu erreichen: Die zum Oxidationsschutz eingesetzten oxidischen Materialien haben häufig eine höhere thermische Ausdehnung als die nichtoxidischen Substrate (TAYLOR 1984), so dass die Gefahr der Delamination beim Temperaturwechsel groß ist. Zwar existieren auch oxidische Materialien mit geringer Wärmedehnung (z. B. silikatische Gerüststrukturen), jedoch ist hier der Diffusionskoeffizient für Sauerstoff relativ hoch (GANGULI 1991), so dass auch diese Materialien zum langzeitigen Oxidationsschutz nur begrenzt geeignet sind. Für Langzeitanwendungen bei thermischer Wechselbelastung und oxidierender Atmosphäre sollten daher oxidkeramische Werkstoffe eingesetzt werden. Oxidkeramiken haben prinzipiell ein hohes Anwendungspotential sowohl als Strukturwerkstoffe als auch zum thermischen Schutz von Brennkammern sowie für heißgasleitende Komponenten in Flugzeugtriebwerken und in stationären Gasturbinen. Hier treten Temperaturen über 1200 °C auf sowie thermomechanische Materialbelastungen durch schnelle Temperaturwechsel und lokale thermische Beaufschlagung.

Monolithische Oxidkeramiken sind jedoch aufgrund ihrer Sprödigkeit für den technischen Hochtemperatureinsatz in sicherheitsrelevanten Fällen ungeeignet. Daher werden seit den 90er Jahren weltweit Anstrengungen unternommen, oxidkeramische Werkstoffe mit schadenstolerantem, d.h. quasiduktilem Verhalten zu entwickeln. Eine praktikable Möglichkeit, Keramikwerkstoffe mit ausreichender „Zähigkeit“ herzustellen, liegt in der Verstärkung durch keramische Fasern (CHAWLA 1998). Obwohl in diesem Fall beide Komponenten, d.h. keramische Faser und Matrix, inhärent spröde sind, verhält sich der Verbund duktil, sofern die Mikrostruktur des Verbundes bewirkt, dass sich Risse bevorzugt parallel zur Belastungsrichtung ausbreiten (GORDON 1968). Neben der Rissablenkung leistet in faserverstärkten Keramiken der Faser-pull-out einen wesentlichen Beitrag zur Zähigkeitssteigerung (CHAWLA 1998): Hierbei wird die elastische Energie des verformten Werkstücks schrittweise abgebaut, indem während des Bruchvorgangs Faserbruchstücke aus der Matrix herausgezogen werden. Die skizzierten Mechanismen zur Reduzierung der Sprödigkeit von keramischen Materialien setzen voraus, dass eine kontrolliert schwache Faser-Matrix-Haftung vorliegt. Um eine zu starke Faser/Matrix-Bindung zu verhindern, werden die keramischen Fasern häufig mit geeigneten Beschichtungen versehen (s. u.).

Konventionelles CMC-Design

Wie eingangs erwähnt, sind zähigkeitssteigernde Effekte wie Rissverzweigung oder Faser-pull-out in faserverstärkten Keramiken nur möglich, wenn

die Bindung zwischen keramischen Fasern und der Matrix relativ schwach ist. Andererseits muss die Faser/Matrix-Haftung noch so stark sein, dass Lastübertragung möglich und eine ausreichende Festigkeit des Verbundwerkstoffs parallel zur Faserorientierung gegeben ist. Um die Stärke der Faser/Matrix-Bindung zu beeinflussen, werden die keramischen Fasern beschichtet. Der faserverstärkte Keramikwerkstoff besteht somit aus drei Komponenten: Faser, Matrix und Faserbeschichtung.

Keramische Fasern

Hochfeste oxidkeramische Endlosfasern sind zum Preis von 500 bis 1000 €/kg kommerziell erhältlich (3M, USA; Sumitomo, Japan). Die Dicke der keramischen Einzelfasern liegt bei 10 µm (Bild 1); die Faserfestigkeiten betragen 2000 bis 3000 MPa (CLAUß 2002). Die Fasern bestehen aus submikrometerskaligem γ - oder α - Al_2O_3 ggf. mit Zusätzen von Mullit, ZrO_2 oder nichtkristallinem SiO_2 . Thermodynamisch sind die Mikrostrukturen dieser Fasern nicht stabil: Allgemein erfolgt bei Temperaturen oberhalb 1200 bis 1300 °C eine deutliche Kornvergrößerung; zusätzlich treten bei manchen Zusammensetzungen Phasenumwandlungen (z. B. $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{Mullit}$) auf. Aufgrund der Kornvergrößerung nimmt die Festigkeit der Fasern oberhalb 1200 bis 1300 °C signifikant ab (Bild 2).

menschliches
Haar

Al_2O_3 -
Faser

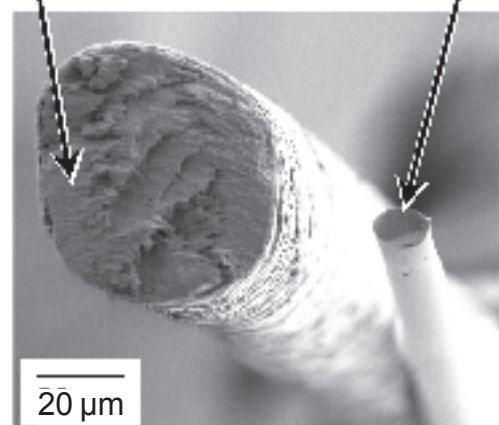


Bild 1: Keramische Faser und menschliches Haar im Größenvergleich

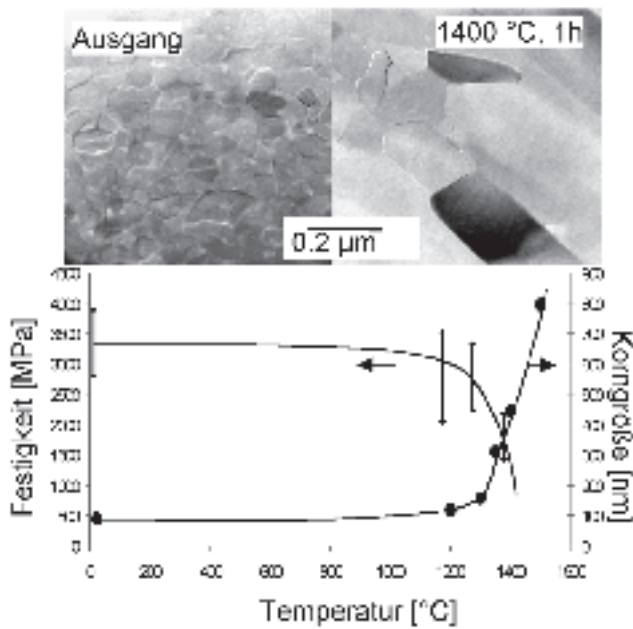


Bild 2: Kornwachstum und Festigkeitsverlust der Al_2O_3 -Faser Nextel 610 als Funktion der Glühtemperatur

Faserbeschichtungen

Gute Erfahrungen wurden mit hochgradig anisotropen Beschichtungsmaterialien wie hexagonalem bzw. turbostratischem Kohlenstoff oder Bornitrid gemacht (BRENNAN 1982). Diese Phasen lassen sich im CVD-Prozß in gewünschter Orientierung auf die jeweiligen Fasersubstrate aufbringen. Die Basalebenen von C oder BN sollten dabei parallel zur Faser Oberfläche orientiert sein, so dass zwischen Faser und Matrix nur schwache Bindungskräfte vorliegen, womit Rissumleitungen entlang der Fasern und Faser-pull-out ermöglicht werden. BN und C sind allerdings nicht oxidationsbeständig und daher für den Einsatz des Verbundsystems in oxidierender Atmosphäre allenfalls kurzzeitig geeignet. Durch eine weitere Schutzschicht aus SiC (Bild 3) kann die Oxidationsbeständigkeit von BN zwar deutlich verbessert werden, Langzeitstabilität bei Temperaturen oberhalb 1200 °C wird jedoch auch mit Hilfe dieses aufwendigen Doppelschichtsystems nicht erreicht (SCHMÜCKER et al. 1997). Als Alternative zu BN oder Kohlenstoff wird versucht, strukturell und mechanisch anisotrope Oxide als Faserbeschichtungen einzusetzen (CINIBULK und HAY 1996). Hier gelten die sog. Hexaaluminatphasen als relativ aussichtsreich; das sind strukturell schichtartig aufgebaute Verbindungen, die in der $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ oder in der Magnetoplumbitstruktur kristallisieren. Es ist jedoch sehr schwierig, Hexaaluminatphasen bei niedrigen Prozesstemperaturen in der geforderten Orientierung auf dünne (ca. 10 µm) keramische Fasern aufzubringen. Weiterhin ist die mechanische Anisotropie der Hexaaluminatphasen weit weniger ausgeprägt als im Fall von Graphit oder turbostratischem BN. Ein weiteres Konzept zur Kontrolle der Faser-Matrix-Bindung sind poröse Faserbeschichtungen. Durch Ausbrennen flüchtiger Bestandteile kann eine hohe Porosität innerhalb der Faserbeschichtung eingestellt werden, wodurch sich eine schwache Bindung zwischen Fasern und Matrix ergibt. Problematisch ist jedoch auch hier die Langzeitstabilität der nanoskaligen Poren: Bei Temperaturen oberhalb 1200 °C finden Porenagglomerationen und Sintereffekte innerhalb der porösen Faserbeschichtung statt, wodurch die Faser/Matrix-Bindung deutlich ansteigt. Eine Alternative zur porösen Faserbeschichtung stellen die sog. „fugitive coatings“ dar. Hierzu erhalten die Fasern eine sehr dünne Kohlenstoffschicht, die nach der Kompaktierung des Verbundwerkstoffs ausgebrannt wird und eine nanometerskalige Lücke mit sporadischen Kontakten zwischen Faser und Matrix hinterlässt. Die Dicke des Spalts sollte dabei im Bereich der Oberflächen-

rauigkeit der Fasern liegen (KERANS et al. 2002). Problematisch ist auch hier die thermische Langzeitstabilität der Mikrostruktur.

Matrixsysteme und Herstellung des Verbundwerkstoffs

Nach der Beschichtung müssen die keramischen Fasern homogen in eine geeignete keramische Matrix eingebracht werden. Zur Herstellung des keramischen Verbundsystems werden die Faserbündel oder -gewebe mit einem Schlicker, einem Sol oder Lösungen, die die Komponenten der späteren keramischen Matrix enthalten, infiltriert. Durch Verdampfen der Trägerlösung, Ausfällung oder Gelation bilden sich sinteraktive keramische Vorstufen, die nach weiteren Wärmebehandlungsschritten die Matrix des Verbundwerkstoffs bilden. Typische oxidkeramische Matrices sind Al_2O_3 , Mullit und Yttrium-Aluminium-Granat (YAG).

Die Herstellung von dichten keramischen Matrices ist keineswegs einfach: Zum einen sollten die Prozesstemperaturen ca. 1350 °C nicht überschreiten, um Faserschädigungen zu vermeiden (s.o.). Zum anderen wirkt das starre Fasergerüst dem Schwinden der Matrix entgegen, so dass beim Sintern häufig ausgeprägte Schwindungsrisse entstehen. Diese Effekte können durch Heißpressverfahren abgemildert werden, allerdings nur im Fall einfacher Bauteilgeometrien. Eine interessante Alternative sind endformnahe Reaktionsbindetechniken (WU et al. 1993). Hierbei werden Metallpulver eingesetzt, die unter Volumenzunahme zur Matrixphase oxidieren. Die Volumenzunahme bei der Oxidation wirkt dabei der sinterbedingten Volumenabnahme entgegen. Die Temperaturen für den Reaktionsbindeprozess sind jedoch im Allgemeinen recht hoch (für Mullitmatrices ca. 1500 °C). Zur Herstellung von Mullitmatrices kann die Reaktionstemperatur jedoch gesenkt werden, indem geeignete Additive (Y_2O_3 , CeO_2) eingesetzt werden (MECHNICH et al. 1999). Beim Reaktionsbinden mit Additiven bildet sich eine transiente niedrigviskose Schmelzphase, die den Sinterprozess soweit beschleunigt, dass Temperaturen von 1350 °C ausreichen. Kritisch ist jedoch, dass viele der o.g. Faserbeschichtungen gegenüber der transienten Schmelzphase nicht stabil sind.

Es wird deutlich, dass die Herstellung oxidkeramischer Verbundwerkstoffe

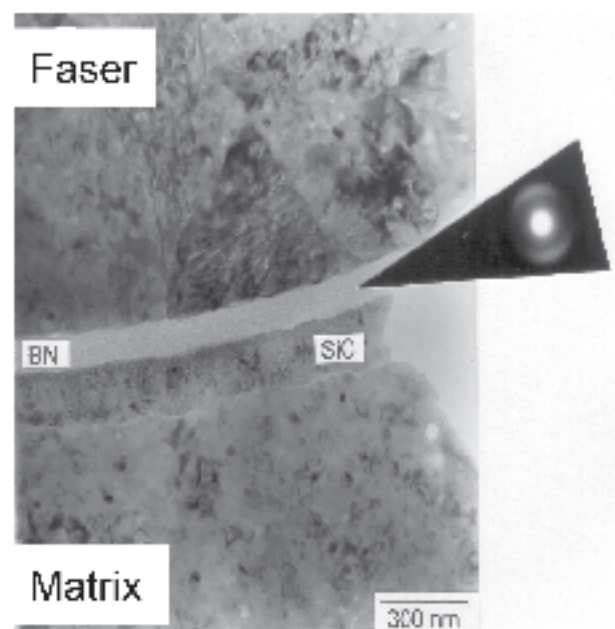


Bild 3: BN-Faserbeschichtung mit zusätzlicher SiC-Schicht zum Oxidationsschutz

nach dem bisher skizzierten Konzept (Faserbeschichtung und relativ dichte Matrix) äußerst schwierig ist. Im Labormaßstab wurden oxidische CMCs unter Verwendung unterschiedlicher Faserbeschichtungen und Matrixsysteme hergestellt und erfolgreich getestet; trotz intensiver Forschungsarbeit ist die Skalierung in den technischen Maßstab jedoch noch nicht erfolgt.

Ein neues Konzept: CMCs mit poröser Matrix

Vor wenigen Jahren wurde eine Alternative zu keramischen Verbundwerkstoffen mit Faserbeschichtung und dichter Matrix gefunden (TU et al. 1996): Oxidkeramische Verbundwerkstoffe ohne Faserbeschichtung mit hochporöser Matrix (Bild 4). Die poröse Matrix übernimmt dabei eine ähnliche Rolle wie die oben beschriebene poröse Faserbeschichtung. So erlaubt das poröse Matrixgerüst, welches die Fasern verbindet, zwar eine gewisse Lastübertragung von Faser zu Faser; es ist jedoch hinreichend schwach, um die geforderte Quasiduktilität durch Rissverzweigungen innerhalb der Matrix und Delaminationen zwischen Fasern und Matrix zu ermöglichen. Hinsichtlich des Bruchverhaltens erinnern diese Werkstoffe an Holz. Faserverbundwerkstoffe mit porösen Matrices erscheinen besonders attraktiv: Sie zeigen ein quasiduktiles, schadenstolerantes Verformungsverhalten und sind relativ einfach und preiswert herzustellen, da aufwendige Techniken zur Faserbeschichtung und Matrixverdichtung entfallen. Zurzeit werden F&E-Arbeiten an oxidischen CMCs mit poröser Matrix hauptsächlich in den USA (Universität Santa Barbara, General Electric, COI) und in Deutschland (DLR, Köln) durchgeführt (SCHNEIDER et al. 2000). Die Herstellung dieser Werkstoffe erfolgt bereits im Technikumsmaßstab.

Herstellung von keramischen Faserverbundwerkstoffen mit poröser Matrix

Fasergewebe oder -bündel werden mit geeigneten Schlickern (Suspensionen mit feinstkörnigen Partikeln der Matrixphase) getränkt. Durch eine spezielle Aufbereitung der Matrixschlicker erreicht man, dass beim Sintern der Matrix innerhalb des starren Fasergerüsts anstelle einzelner großer Schwindungsrisse eine weitgehend homogene Porosität entsteht. Der beim DLR entwickelte und hergestellte Verbundwerkstoff WHIPOX[®] (wound highly porous oxide CMC) besteht aus aluminiumsilikatischen Matrices (ca. 70 bis 95 Gew.-% Al_2O_3) und Aluminiumoxid- oder Aluminiumsilikatfasern (Nexcel 610 und 720). WHIPOX-Leichtbauwerkstoffe werden durch einen kontinuierlichen Wickelprozess hergestellt (Bild 5):

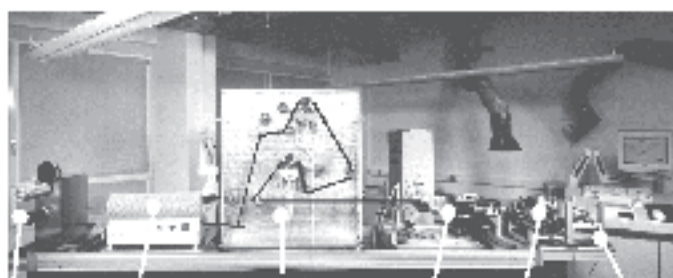


Bild 5: Herstellungsprozess des keramischen Verbundwerkstoffs WHIPOX

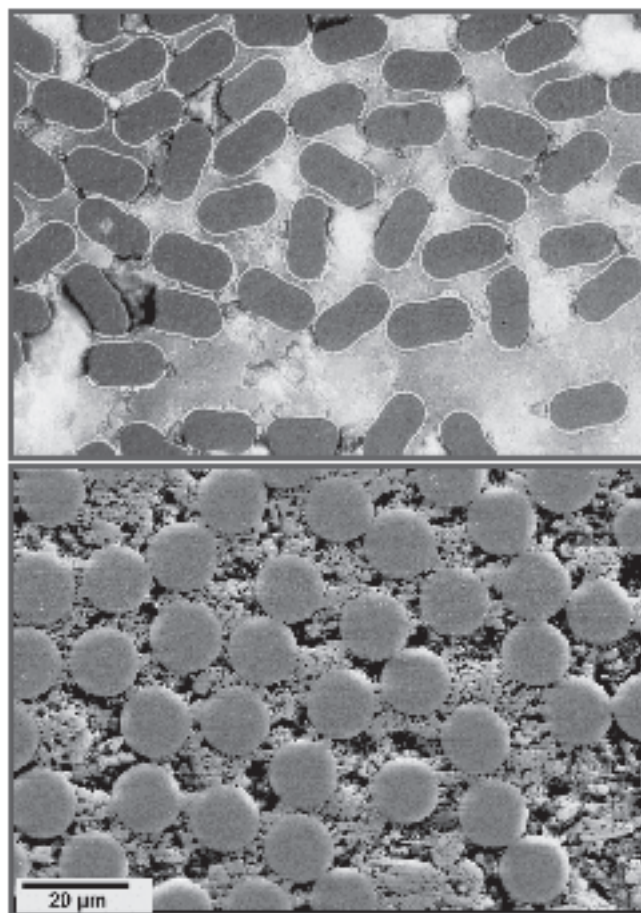


Bild 4: Unterschiedliche Konzepte für faserverstärkte Keramikwerkstoffe: CMC mit dichter Matrix und Faserbeschichtung (oben); CMC mit poröser Matrix (unten)

Die Ausgangsfaserbündel passieren zunächst einen Rohrofen, um die Beschichtung („Sizing“) der Rovings auszubrennen. Anschließend erfolgt die Infiltration der Faserbündel durch den Schlicker, der submikrometerskallige hochreaktive Al_2O_3 - und Mullitprecursorpartikel enthält. Durch die anschließende Vortrocknung der infiltrierten Faserbündel wird die Viskosität des Schlickers definiert eingestellt. Die angetrockneten – aber noch feuchten – Rovings werden auf zylindrische Kerne gewickelt, wobei die computergesteuerte Rotationsgeschwindigkeit des Kerns und die seitliche Verfahrgeschwindigkeit des Schlittens Ablegewinkel zwischen 90 und 45° ermöglicht.

Mit dieser Wickeltechnik können Rohre mit bis zu 250 mm Durchmesser und einer Länge von ca. 400 mm gefertigt werden. Zur Herstellung komplexerer Formen werden die noch feuchten Grünkörper von der Wickeltrommel genommen, ausgewalzt und durch Umformen in die gewünschte Form gebracht. Dickere Komponenten können durch Lamination mehrerer dünner Lagen im feuchten Zustand aufgebaut werden. Nach Ausheizen der organischen Additive bei 700 °C werden die ►

^{*)} siehe auch www.whipox.de

WHIPOX-Komponenten kurzzeitig bei ca. 1300 °C drucklos in Luft gesintert. Der Fasergehalt der Verbundwerkstoffe (15 bis 50 Vol.-%) ist durch den Wickelwinkel, die Dicke des Faserbündels (i. allg. 400 bis 800 Einzelfasern) und die Schlickerviskosität variierbar. Je nach verwendeter Faser und Fasergehalt erreicht man Enddichten zwischen 1,4 und 2,1 g/cm³ mit Matrixporositäten zwischen 60 und 80 Vol.-%. Die hochporöse Struktur des Werkstoffs bedingt, dass das Material nach dem Sinterprozess auch problemlos gesägt, gebohrt oder gedreht werden kann. Typische WHIPOX-Formteile sind in **Bild 6** gezeigt.

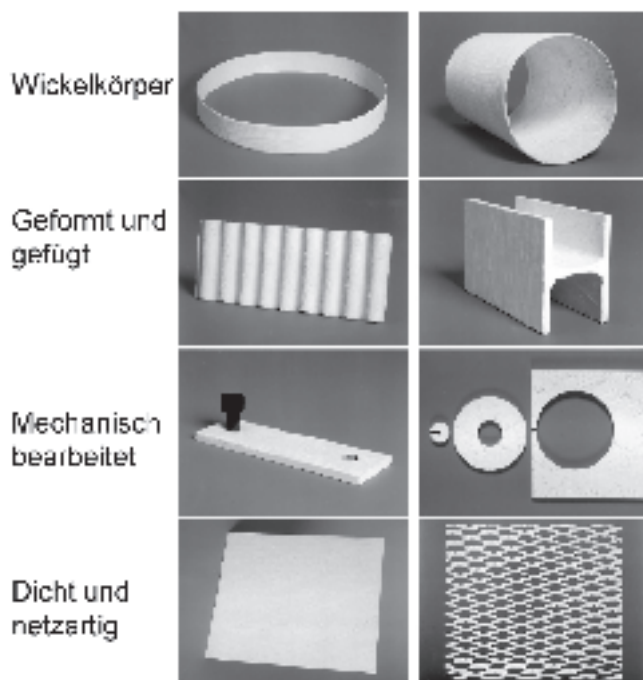


Bild 6: WHIPOX-Formteile

Mesostruktur und mechanische Eigenschaften

Idealerweise sollten die Fasern in WHIPOX-Verbundwerkstoffen homogen in der Matrix verteilt sein. Es zeigt sich jedoch, dass ein laminartiger Aufbau vorliegt mit faserreichen Regionen und interlaminaren Matrixagglomerationen. Das Auftreten der interlaminaren Matrixbereiche liegt u.a. im Wickelprozess begründet: Es zeigt sich, dass Matrixagglomerationen besonders häufig im Überkreuzungsbereich von Faserbündeln auftreten. Die Ursache ist in **Bild 7** skizziert. Die mikroskopische Analyse zeigt, dass das Ausmaß der interlaminaren Matrixbereiche einen unmittelbaren Einfluss auf die interlaminare Scherfestigkeit des Materials hat (SCHMÜCKER et al. 2003). Generell verursacht der anisotrope Aufbau der Faserverbundkeramik anisotrope mechanische Eigenschaften: Je nach angreifender Last versagt der Werkstoff matrixdominiert durch Interlamination oder durch Faserbruch, wenn Zugbelastungen in Faserrichtung dominieren (**Bild 8**). Die interlaminaren Biegefestigkeiten liegen zwischen 5 und 20 MPa, die faserdominierten „in-plane“-Festigkeiten liegen, je nach verwendetem Fasertyp, bei 150 bis 300 MPa.

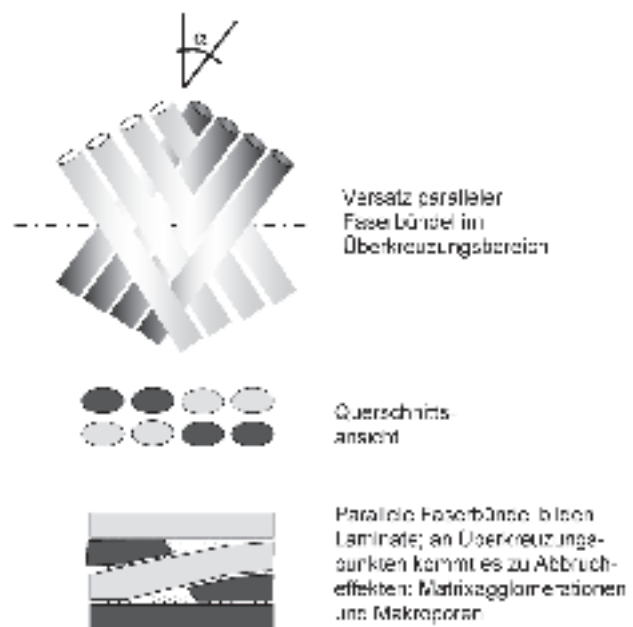


Bild 7: Interlaminare Matrixagglomerationen in WHIPOX CMCs als Folge des Wickelprozesses

Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten bei zyklischer Belastung zeigten bei 10000 Lastwechseln keine Degradationseffekte, sofern die Keramik ausschließlich im elastischen Bereich belastet wurde. Wird der Faserverbundwerkstoff dagegen zyklisch über den elastischen Bereich hinaus beansprucht, beobachtet man einen kontinuierlichen Rückgang der Steifigkeit aufgrund einer zunehmenden Defektdichte im Material, wie z.B. Mikrorisse oder lokale Delaminationserscheinungen (GÖRING et al. 2002).

Aufgrund ihres quasiduktilen, schadenstoleranten Deformationsverhaltens besitzen faserverstärkte Keramiken mit poröser Matrix ein ausgezeichnetes Temperaturwechselverhalten. Thermisch induzierte Spannungen bauen sich über sehr geringe Distanzen ab, so dass auch eventuelle Schädigungen auf lokale Bereiche beschränkt bleiben. Extreme thermische Gradienten, die z.B. beim lokalen Aufheizen einer WHIPOX-Platte mit einer Acetylenflamme entstehen (**Bild 9**), verursachen keine makroskopischen Schädigungen.

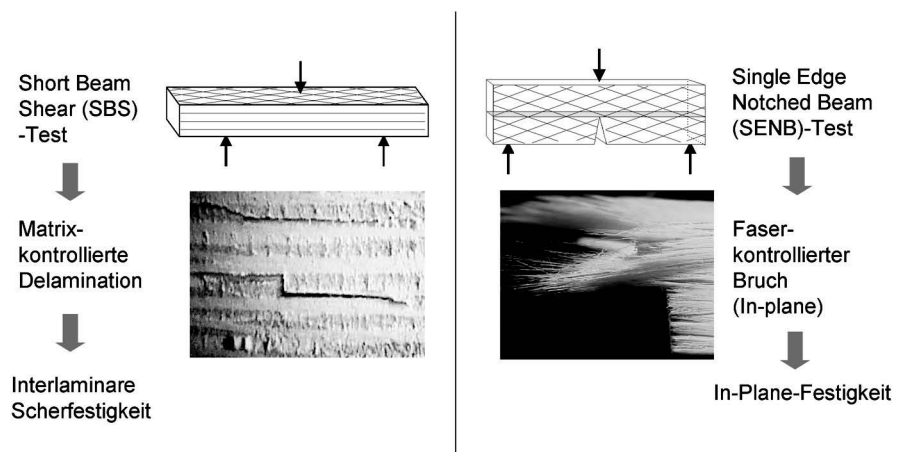


Bild 8: Unterschiedliche Versagensmechanismen in faserverstärkten Keramikwerkstoffen aufgrund des anisotropen Gefüges

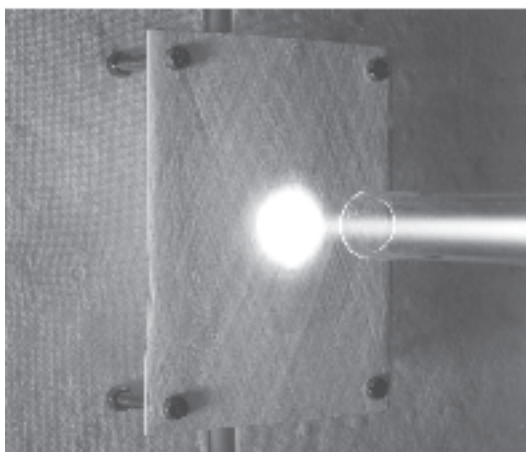


Bild 9: Hot-Spot-Test: Schnellversuch zur Thermoschockbeständigkeit

Thermische Beständigkeit

Die Hochtemperaturbeständigkeit von Faserverbundkeramiken mit porösen Matrices wird nicht nur vom Degradationsverhalten der Fasern, sondern besonders auch von reaktiven Prozessen zwischen Faser und Matrix bzw. innerhalb der Matrix beeinflusst. Vergleicht man WHIPOX-Verbunde, die relativ SiO₂-reiche Matrices besitzen (ca. 30 Gew.-% SiO₂, Mullit plus geringe Anteile SiO₂-Glas), mit SiO₂-ärmeren Qualitäten (5-20 % SiO₂), beobachtet man deutliche Unterschiede (SCHMÜCKER et al. 2000): Die Glasphase der SiO₂-reicheren Matrices reagiert mit dem α -Al₂O₃ der Fasern, so dass sich ein Mullitsaum am Rand der Fasern ausbildet. Gleichzeitig kommt es innerhalb der Matrix zu ausgeprägten Sintereffekten (**Bild 10**). Aufgrund dieser Effekte verliert der Verbundwerkstoff seinen duktilen Charakter. Anders verhalten sich dagegen WHIPOX-Verbundwerkstoffe mit Al₂O₃-reichen Matrices. Hier existieren die Phasen von Faser und Matrix, d.h. jeweils Mullit und α -Al₂O₃, im Gleichgewicht. Faser/Matrix-Reaktionen finden nicht statt, so dass der Verbund selbst nach Glühungen bei 1600 °C nicht spröde versagt. ►

RHI Refractories

Globaler Partner für globale Kunden

Feuerfest bildet das Kerngeschäft des RHI Industriekonzerns. Ein Global Player mit Unternehmenssitz in Wien, Österreich.



Weltweiter Markt- und & Technologieführer

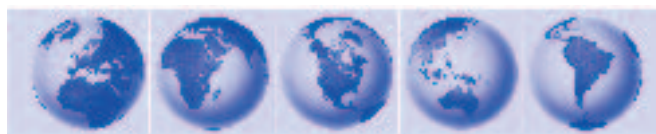
Unter der Dachmarke RHI Refractories produziert der Konzern feuerfeste Rohstoffe, Produkte und Systeme, die bei industriellen Hochtemperaturprozessen unverzichtbar sind. Damit werden Kunden der Grundstoffindustrie - Eisen & Stahl, Zement, Kalk, Glas, Nicht-eisenmetalle, Umwelt, Energie, Chemie - in aller Welt beliefert und serviert.

Die führende globale Wettbewerbsposition von RHI Refractories basiert auf der hohen Qualität der Produkte und der Serviceleistungen. Kurze Reaktionszeiten und konsequente Kundenorientierung werden durch ein engmaschiges Weltnetzwerk mit Produktions- und Verkaufsstandorten auf allen Kontinenten garantiert.

RHI Refractories beschäftigt weltweit 5.800 Mitarbeiter. Die Technologieführerschaft wird durch eine intensive Forschungs- und Entwicklungsarbeit - konzentriert im Technologiezentrum Leoben, Österreich - mit zahlreichen internationalen Partnern und Kooperationen abgesichert und weiter ausgebaut.

Um im globalen Wettbewerb auch in Zukunft erfolgreich zu sein, bedarf es hoch qualifizierter, international orientierter und flexibler MitarbeiterInnen mit Entwicklungspotenzial und Weiterbildungsbereitschaft.

Infos und Bewerbungen unter www.rhi-ag.com

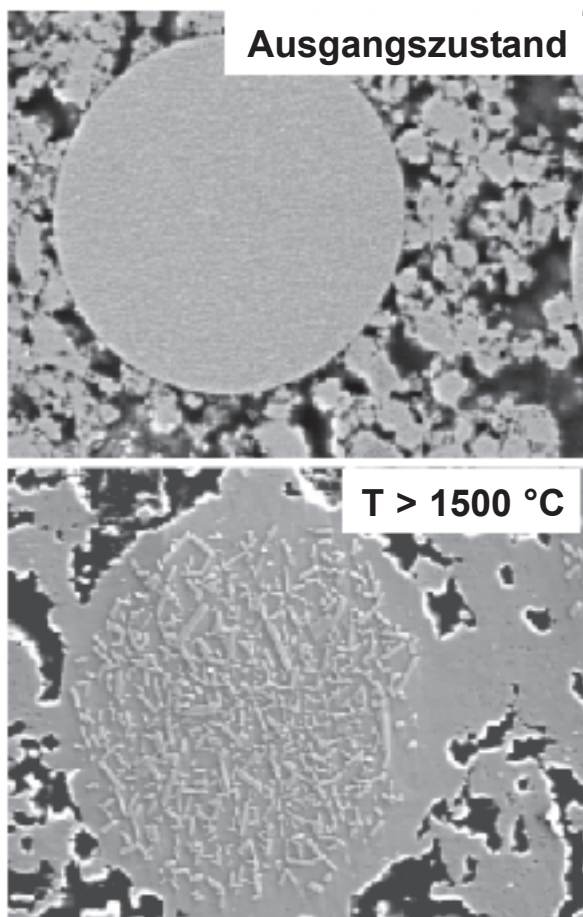


RHI Refractories, der Weltmarkt- und Technologieführer Feuerfest. Ein Global Player mit 100 Standorten auf allen Kontinenten.

Die internationale Karrierechance für flexible, global orientierte junge Menschen mit außergewöhnlicher Qualifikation & Leistungsbereitschaft.

Nähere Informationen unter:
www.rhi-ag.com

Bewerbungen an:
RHI AG
Human Resources
Wienerbergstraße 11
A-1100 Wien
recruiting@rhi-ag.com



Zusammenfassung

Oxidkeramische Werkstoffe zeichnen sich durch hohe thermische und chemische Stabilität aus. Ein quasiduktiles Verformungsverhalten lässt sich durch den Einbau von hochfesten keramischen Langfasern erzielen. Voraussetzung für ein quasiduktiles, schadenstolerantes Deformationsverhalten ist eine relativ schwache Faser/Matrix-Bindung, damit Mechanismen wie Rissumleitung, Rissverzweigung oder Faser-pull-out greifen können. Die Bindung zwischen Fasern und Matrix lässt sich durch geeignete Faserbeschichtungen gezielt einstellen; in einem alternativen Konzept wird jedoch auf die Faserbeschichtung verzichtet und eine hochporöse Matrix eingesetzt. Oxidkeramische Faserverbundwerkstoffe mit hoher Matrixporosität zeigen bemerkenswerte mechanische Eigenschaften; gleichzeitig ist die Herstellung der Keramikverbunde verhältnismäßig einfach und preiswert. Herstellung, Mikrostruktur und Eigenschaften eines nach dem Konzept der porösen Matrix im Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt entwickelten Werkstoffs wurden vorgestellt.

PD Dr. rer. nat. Martin Schmücker
Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR)
Institut für Werkstoff-Forschung
Linder Höhe
51147 Köln
Tel.: 02203/601-2462
E-Mail: martin.schmuecker@dlr.de

Bild 10: WHIPOX-CMC mit silikatischer Matrix und Al_2O_3 -reichen Fasern: Faser/Matrix-Reaktionen bei hohen Temperaturen

Weitere Eigenschaften

Eigenschaften wie die thermische Leitfähigkeit oder Gaspermeabilität sind von Bedeutung für einen Einsatz der WHIPOX-Faserverbundkeramiken für Thermalschutzsysteme, Hochtemperaturfilter oder Brennerbauteile. Die Wärmeleitfähigkeit senkrecht und parallel zur Fasertextur ist in **Bild 11** dargestellt. Bei hohen Temperaturen erhält man Werte von etwa 1 bzw. 3,5 W/mK. Mullitreiche Produkte haben generell eine niedrigere thermische Leitfähigkeit als $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -reiche Materialien.

Die Gaspermeabilität der WHIPOX-Verbundwerkstoffe wird in hohem Maß von den Herstellungsparametern beeinflusst: Es lassen sich Flussraten von 10 bis 100 l/(cm² h) bei einem Überdruck von 250 mbar einstellen. Falls jedoch weitgehend gasdichte Materialien gefordert sind, lässt sich die Oberfläche von WHIPOX-CMCs nachträglich versiegeln. Al_2O_3 -Schichten erweisen sich hierzu als aussichtsreich. Ein weiterer Vorteil der nachträglichen Al_2O_3 -Beschichtung ist die deutlich verbesserte Erosionsbeständigkeit.

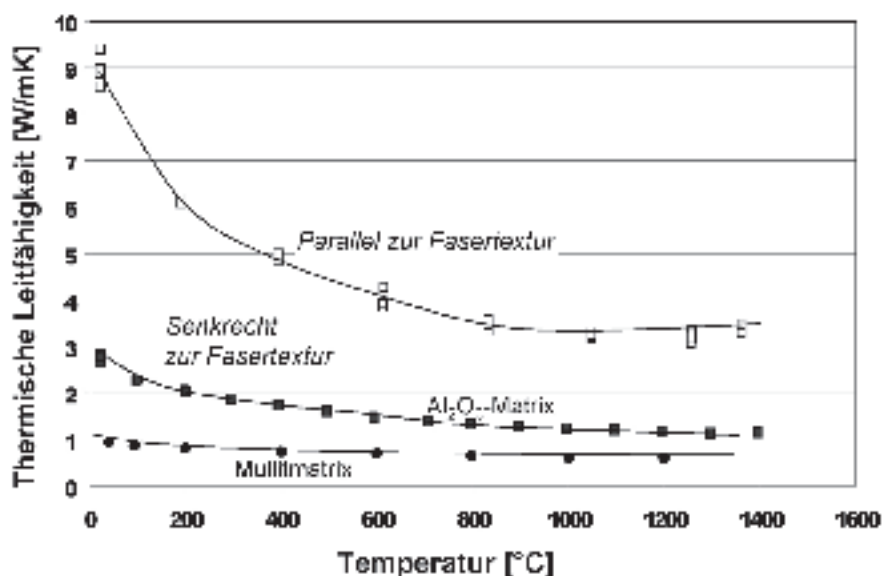


Bild 11: Thermische Leitfähigkeit von WHIPOX-CMCs