

1 Einleitung

Bei der Konzeptionierung von Raketendüsen und Wiedereintrittskomponenten führte der Mangel an geeigneten Hochtemperaturwerkstoffen bereits in den 1960er Jahren zur Entwicklung der ersten keramischen Verbundwerkstoffen bzw. Ceramic Matrix Composites (CMC) [1]. Ein CMC besteht aus keramischen Fasern, welche in einer keramischen Matrix eingebettet sind. Durch diese Kombination sollen die für technische Keramiken typischen Eigenschaften wie eine hohe Härte sowie Hochtemperatur-, Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit ausgenutzt werden, ohne dass der Verbundwerkstoff das für monolithische Keramiken charakteristische Spröbruchverhalten aufweist. Treibende Kraft für die Weiterentwicklung der schadenstoleranten CMC-Werkstoffe ist nach wie vor die Luft- und Raumfahrt sowie das Militär. So finden CMC immer dort Anwendung, wo z. B. metallische Superlegierungen aufgrund der hohen thermomechanischen Beanspruchung (z. B. Thermoschock) versagen würden. So sind im Falle von kohlenstofffaserverstärktem Kohlenstoff (C/C) unter Sauerstoffausschluss Einsatztemperaturen von über 2.000 °C möglich [2]. Es sind vor allem die nicht-oxidischen keramischen Verbundwerkstoffe, welche sich aus Kohlenstoff- oder Siliciumcarbidfasern und einer Matrix aus Kohlenstoff- oder/und Siliciumcarbid zusammensetzen, die seit Jahrzehnten im Fokus der Forschung und Entwicklung stehen und daher die größte Technologiereife aufweisen. Neben dem Einsatz in der Luft- und Raumfahrt sowie in der Rüstungsindustrie finden nicht-oxidische CMC mittlerweile auch in zivilen Bereichen wie dem Ofen- und Anlagenbau sowie der Elektro- oder Automobilindustrie Anwendung. Dabei zeigt sich allerdings die Oxidationsempfindlichkeit als Schwachstelle der nicht-oxidischen CMC. Dies ist vor allem in einer Verbrennungsumgebung oder anderen Wasserdampfatmosphären problematisch, da die Einsatzdauer trotz eines Oxidationsschutzes (Beschichtung) begrenzt ist. Doch gerade Bauteile im Bereich der Abgas- und Heißgasführung, Brennerdüsen, Instrumente in der Gießereitechnik oder Chargenträger im Ofenbau sind oxidativen Umgebungen ausgesetzt.[1, 2]

Diese Lücke wird durch die, seit den 90er Jahren entwickelten, oxidkeramischen Verbundwerkstoffe bzw. Oxide Fiber Composites (OFC) geschlossen. OFC weisen im Vergleich zu den nicht-oxidischen CMC eine niedrigere maximale Einsatztemperatur auf, sind dafür aber einfacher und kostengünstiger in der Herstellung und vor allem oxidationsbeständiger [3]. Durch den Einsatz von Oxidkeramiken (z. B. Aluminiumoxid) als Faser- und Matrixkomponente lassen sich somit oxidations- und temperaturstabile Bauteile für Anwendungen in sauerstoffhaltigen und korrosiven Atmosphären mit Temperaturen bis ca. 1.150 °C realisieren. OFC kommen beispielsweise im Bereich des Ofenbaus, als Brennhilfsmittel [4], Heißgasführungen oder Flammrohre [3-5], zum Einsatz. Im direkten Vergleich zu Metallen oder monolithischen Keramiken wird die Standzeit von Brennerrohren für korrosive Heißgase um einen Faktor von mehr als 20 erhöht [5]. Mögliche Anwendungen

in stationären Gasturbinen bergen das Potenzial die Verbrennungstemperatur zu erhöhen und zugleich die nötige Kühlung zu reduzieren. Durch die höhere Temperatur in der Brennkammer kann der Treibstoff effizient verbrannt, der Wirkungsgrad gesteigert und somit der Verbrauch und die Schadstoffemission (Stickstoffoxid (NO_x)-Emission) reduziert werden [4, 6–8]. Aufgrund der zukunftssträchtigen Anwendungen der OFC, wird an diesen kontinuierlich in verschiedenen nationalen und internationalen Unternehmen wie WPX Faserkeramik GmbH (Deutschland), InovaCeram (Deutschland), Schunk GmbH (Deutschland), Rauschert Heinersdorf-Pressig GmbH (Deutschland), Walter E. C. Pritzkow Spezialkeramik (WPS) (Deutschland) und COI (USA) sowie an Universitäten und Forschungszentren in den USA, China, GB, Frankreich und Deutschland weiter geforscht und diese vielversprechenden Materialien stetig weiterentwickelt.

Auch wenn durch die Nutzung alternativer Herstellungsrouten oxidische Verbundwerkstoffe meist günstiger sind als nicht-oxidische CMC, stehen beispielsweise bei Verwendung von *Nextel*TM 610 Fasern (3M, USA) Kosten, abhängig von der Faserfeinheit, von ca. 500 - 1.550 $\frac{\text{€}}{\text{kg}}$ [9] einer Seriennutzung des Werkstoffes entgegen. Kostenintensive textile Verarbeitungsschritte zu Geweben und Geflechten steigern die Kosten noch weiter. Aus diesem Grund sind Anwendungen sowohl oxidischer, als auch nicht-oxidischer Verbundkeramiken, mit Ausnahme der kurzfaserverstärkten C/C-SiC-Keramikbremsscheibe (C/C-SiC: Kohlenstofffaserverstärktes Siliciumcarbid aus LSI-Prozess), auf Klein- und Kleinstserien begrenzt. Durch innovative Herstellungsmethoden und die Substitution von überwiegend eingesetzten Langfaserverstärkungen durch Kurzfasern, könnten die Herstellungskosten reduziert werden und CMC-Werkstoffe auch in neuen Anwendungsgebieten ihren Einsatz finden.

2 Beschreibung der Ausgangssituation

Im Bereich der Oxidfaserverbundwerkstoffe werden derzeit überwiegend Endlosfaserverstärkungen in Form von Geweben [10–23], unidirektionalen (UD) Lagen [24–26] oder Geflechten [20, 27] verwendet. Um Faserbrüche zu vermeiden, müssen die textiltechnischen Verarbeitungsschritte der kostenintensiven, spröden Hochleistungsoxidfasern zu Geweben oder Geflechten besonders schonend erfolgen, was zu einer weiteren Steigerung der Kosten führt [28, 29]. Aufgrund der geringen Drapierbarkeit, vor allem der Gewebeverstärkungen, ist deren Einsatz in komplexen Strukturen mit engen Radien, sphärischen Geometrien und Übergangsbereichen zwischen gekrümmten und ebenen Flächen limitiert. Zur Umsetzung derartiger Strukturen müssen die textilen Halbzeuge meist eingeschnitten und gestückelt werden, wodurch die Endlosfaser und damit der Kraftfluss in der Faser unterbrochen wird und die Festigkeiten des Composites lokal herabgesetzt werden. Das Eigenschaftsprofil der OFC mit Endlosfaserverstärkung ist stark anisotrop und faserdominiert, wodurch sich die Festigkeitseigenschaften, abseits der Hauptfaserrichtungen, stark reduzieren.

Eine mögliche Alternative zu den bereits etablierten langfaserverstärkten OFC bilden Kurzfaserverstärkungen, welche über den Faserspritzprozess hergestellt werden. Aufgrund der hohen Flexibilität, relativ geringen Investitionskosten und der Wirtschaftlichkeit auch bei kleinen Losgrößen ist das Verfahren im Bereich der Polymermatrix-Verbundwerkstoffe (PMC) seit über 60 Jahren eine der gängigsten Methoden zur Herstellung großflächiger und komplexer Composite-Bauteile mit moderaten Festigkeitsanforderungen [30–32]. Vor allem im Bereich der glasfaserverstärkten Kunststoffe (GFK) [33–58] wird der Faserspritzprozess in großem Stil eingesetzt. Neben dem Faserspritzen von Glasfaser-Kunststoffverbunden wird fortlaufend auch an Technologien zum Verspritzen von anderen Faserwerkstoffen wie Kohlenstoff- [43–45, 59–70] oder Naturfasern [71–79] geforscht. Der Faserspritzprozess beschränkt sich allerdings nicht nur auf PMC. Auch zur Herstellung von faserverstärkten Zementbauteilen wird das Verfahren erfolgreich eingesetzt [80–82].

Im Bereich der faserverstärkten Keramiken ist die Herstellung über den Faserspritzprozess hingegen neu und noch nicht etabliert. Die grundsätzliche Machbarkeit eines gespritzten, schadenstoleranten, kurzfaserverstärkten OFC konnte vom Lehrstuhl Keramische Werkstoffe der Universität Bayreuth im Rahmen eines IGF-Vorhabens (Industrielle Gemeinschaftsforschung (IGF)) (IGF 18396N/2 [83]) nachgewiesen werden und wurde anschließend patentiert [84]. Im Gegensatz zum Faserspritzen im Bereich der PMC oder Zementverarbeitung, ist der Erhalt der Faserbündelstruktur der geschnittenen Kurzfasern bei OFC von zentraler Bedeutung, um das geforderte, schadenstolerante Bruchverhalten und möglichst hohe mechanische Eigenschaften zu realisieren. Dabei ist sicherzustellen, dass der verwendete Schlicker die Faserbündel vollständig infiltrieren kann. Im Hinblick auf die hohe Drapierbarkeit der Kurzfaserverstärkung ermöglicht diese endkonturnahe

Fertigungstechnologie neue Anwendungsgebiete für OFC-Bauteile. Dabei ist die Umsetzung von komplexen, sphärischen Geometrien und engen Radien sowohl durch direkte Formgebung (Urformen) als auch durch nachgestellte Umformprozesse von flächigen Halbzeugen möglich. Die Faserorientierung bei fasergespritzten Verbundwerkstoffen ist in der Regel zufällig und regellos, sodass sich im Gegensatz zu den langfaserverstärkten Verbundwerkstoffen keine Vorzugsrichtung in der Ebene einstellt. Der Verbund weist ein flächenisotropes mechanisches Eigenschaftsprofil auf [18, 85]. Auch wenn Leonhardt [86] für quasiisotrope Lamine ebenfalls konstante Biegespannungen in alle Prüfrichtungen (0° - 90° in 15° -Schritten) zeigen konnte, steht der hohe Verschnitt einem wirtschaftlichen Einsatz von quasiisotropen Laminen in der Praxis entgegen. Durch die Substitution von Geweben durch Kurzfasern ist von einer Reduktion der Materialkosten und des Verschnitts auszugehen. Durch eine automatisierte Herstellungsrute und den Einsatz von Robotern, wie im Bereich der faserverstärkten Kunststoffe [46-68, 76-79] oder Zementwerkstoffe [80, 81] könnten die Kosten noch weiter reduziert werden. Zudem ermöglicht das automatisierte Faserspritzen eine gekapselte Fertigung, ohne dass Mitarbeiter aus der Fertigung den teils gesundheitsschädlichen Aerosolen, schwebenden Kurzfasern und deren Bruchstücken ausgesetzt sind. Hierdurch entfällt die Notwendigkeit nach gesonderten Schutzmaßnahmen (Atenschutz, Schutzanzug) für die Mitarbeiter.

3 Zielsetzung

Zielsetzung der vorliegenden Arbeit ist einerseits die Umsetzung eines flexiblen und automatisierten Kurzfaserspritzprozesses zur Herstellung kurzfaserbündelverstärkter, oxidkeramischer Verbundwerkstoffe (KF-OFC). Andererseits die Untersuchung des Zusammenhangs zwischen Prozessparametern und Materialeigenschaften sowie das Überführen der Technologie von einfachen ebenen Proben zu bauteilnahen, komplexen Geometrien. Ziel ist es dabei nicht, eine optimale Parametereinstellung zur Herstellung von KF-OFC zu finden, sondern vielmehr ein grundlegendes Verständnis für den neuartigen Werkstoff aufzubauen und Einflussgrößen zu identifizieren. Derzeit existieren keine theoretischen Modelle, welche das Bruchverhalten von KF-OFC mit regelloser Faserorientierung beschreibt. Hierzu sollen grundlegende Charakteristika aufgezeigt werden, welche als Datenbasis für nachfolgende Studien dienen. Durch die Realisierung von ebenen, gekrümmten und komplexen Bauteilen sollen die vielfältigen Gestaltungsmöglichkeiten und das Potenzial des Werkstoffes, unabhängig von einer etwaigen Zielanwendung, dargelegt werden.

4 Vorgehensweise

Ausgangspunkt der vorliegenden Arbeit sind die Erkenntnisse aus dem IGF-Vorhaben 18396N/2 [83] und dem daraus hervorgegangenen Patent [84]. Hierbei konnte die grundsätzliche Umsetzbarkeit einer schadenstoleranten, kurzfaserverstärkten Oxidkeramik über einen teilautomatisierten Faserspritzprozess dargelegt werden. Basierend darauf wird ein vollautomatisierter Faserspritzprozess entwickelt, das resultierende Material in Bezug auf dessen Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften charakterisiert sowie erste Bauteile (Demonstratoren) mit zunehmender Komplexität gefertigt. Die Programmierung der Anlage erfolgt im Rahmen des vom Europäischen Fonds für regionale Entwicklung EFRE geförderten Projektes “Roadmap zur flexiblen Produktion individueller Produkte” (Roadmap flexPro) (EFRE 20-3066-03-18) durch den Projektpartner vom Lehrstuhl für Angewandte Informatik III der Universität Bayreuth [87].

Die vorliegende Arbeit erstreckt sich demnach, wie in Abbildung 4.1 dargestellt, von der Anlagenkonzeptionierung, deren Aufbau und Inbetriebnahme (Unterkapitel 7.1) hin zu einer umfangreichen Parameterstudie (Unterkapitel 7.2), welche letztlich in der Umsetzung erster zwei- und dreidimensionaler Bauteile (Unterkapitel 7.3) mündet. Der Fokus dieser Arbeit liegt neben der technischen Umsetzung einer Faserspritzanlage stets auf der Betrachtung des Zusammenhangs zwischen den Prozessparametern und den Materialeigenschaften sowie der Mikrostrukturen. Die Auswirkung verschiedener Verfahrens- und Materialparameter auf die Eigenschaften des neuartigen Materials wird dabei erstmals grundlegend, auch anhand von handgelegten Vergleichsproben, beschrieben. Generelle Eigenschaften der kurzfaserverstärkten Verbundkeramiken, in Hinblick auf deren Verarbeitung und mechanische Performance wird im Vergleich zu gewebeverstärkten Compositen aus der Literatur diskutiert.

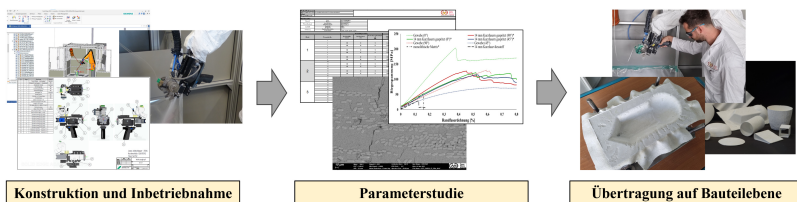


Abbildung 4.1: Vorgehensweise der vorliegenden Arbeit von der Konzeptionierung einer Faserspritzanlage bis zur Herstellung von komplexen KF-OFC-Bauteilen

5 Grundlagen und Stand der Technik

5.1 Keramische Faserverbundwerkstoffe

Während die Faserverstärkung bei PMC zu einer Steigerung der Festigkeit und Steifigkeit gegenüber dem unverstärkten Werkstoff führt, bewirkt die Verstärkung bei keramischen Verbundwerkstoffen vorrangig ein quasi-duktiles Bruchverhalten [2, 88, 89]. Herstellungsbedingt weisen keramische Werkstoffe Fehler in Form von Rissen und Poren auf, welche, bei äußerer Last, Ausgangspunkt für die Ausbreitung von Matrixrissen sind. Um diese Rissausbreitung zu verhindern bzw. zu verlangsamen ist, anderes als bei duktilen Werkstoffen wie Metallen und Kunststoffen, keine plastische Verformung und damit Verfestigung an der Rissspitze möglich [88]. Stattdessen müssen bei CMC energiedissipierende Mechanismen ausgenutzt werden. Da sowohl die Verstärkungsfasern, als auch das Matrixmaterial inhärent spröde sind, muss die Steigerung der Zähigkeit über das Design der Faser/Matrix-Bindung eingestellt werden. Ziel ist es, Matrixrisse entlang der Faser/Matrix-Grenzfläche ab- bzw. umzulenken und somit einen Sprödbbruch des Verbundes zu verhindern. In Abbildung 5.1 ist das Spannungs-Dehnungsverhalten einer monolithischen Keramik, dem einer faserverstärkten Keramik schematisch gegenübergestellt. Während die unverstärkte, monolithische Keramik nach Erreichen der maximalen Zugspannung schlagartig, katastrophal versagt, lässt sich das Bruchverhalten von CMC in drei Bereiche einteilen [90]. [2, 88, 89, 91]

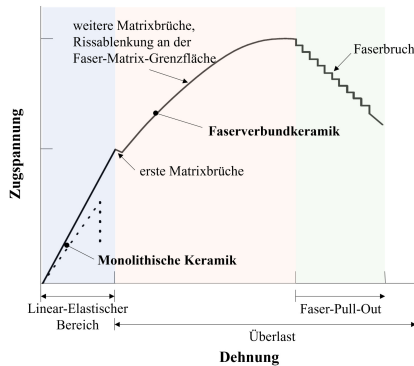


Abbildung 5.1: Exemplarisches Spannungs-Dehnungsdiagramm eines keramischen Faserverbundwerkstoffs im Zugversuch nach DiCarlo und Dutta [90]

Zunächst kommt es im linear-elastischen Bereich zu keiner Schädigung des Werkstoffes. Im darauf folgenden nichtlinearen Bereich verzweigen sich ausbreitende Matrixrisse an der Faser/Matrix-Grenzfläche und werden parallel zur Faser abgelenkt. Durch Überbrückung der Risse durch die von der Matrix teils gelösten Fasern steigt die Bruchspannung so lange weiter an, bis die Fasern keine Last mehr aufnehmen können. Im dritten Bereich kommt es nach Überschreitung der maximalen Zugspannung zu Faserbrüchen und letztlich zum Versagen der gesamten Faserbündel. Die Zugspannung nimmt folglich ab. Durch das Herausziehen der Faserenden aus der Matrix (Faser-Pull-Out) wird nochmals Rissenergie verbraucht. Im Spannungs-Dehnungsdiagramm (Abbildung 5.1) zeigen sich diese Mechanismen durch ein gestuftes Bruchverhalten bis zum vollständigen Versagen des Composites.[90]

Um das beschriebene schadenstolerante Bruchverhalten zu realisieren, werden zwei Werkstoffkonzepte verfolgt. Zum einen besteht die Möglichkeit, eine schwache Faser/Matrix-Grenzfläche (Interface) durch eine Faserbeschichtung einzustellen. Man spricht hierbei von „Weak Interface Composites“ (WIC). Wie in Abbildung 5.2 dargestellt, kann dieses Konzept entweder durch eine flüchtige (fugitive) Faserbeschichtung, die bei der CMC Herstellung ausgebrannt wird und einen Spalt zwischen Faser und Matrix hinterlässt (Abbildung 5.2 I.) oder durch poröse Beschichtungen bzw. solche, innerhalb derer eine Rissablenkung parallel zur Faser ermöglicht wird (Abbildung 5.2II.), umgesetzt werden. Dieses Konzept der schwachen Grenzfläche wird überwiegend bei nicht-oxidischen Verbundwerkstoffen eingesetzt. Zum anderen kann das quasi-duktiler Bruchverhalten der CMC durch das Konzept der schwachen Matrix („Weak Matrix Composites“ (WMC)) realisiert werden, vgl. Abbildung 5.2 III. Dabei erfolgt die mechanische Entkopplung der Fasern über eine poröse Matrix. In dieser wird die Rissenergie durch Ablenkung und Verzweigung der Risse an den Poren der Matrix abgebaut und verhindert somit eine Risseinleitung in die Fasern. Aufgrund der Punktkontakte zwischen den Fasern und der Matrix werden Risse auch bei diesem Konzept parallel zur Faser abgelenkt. [92, 93]

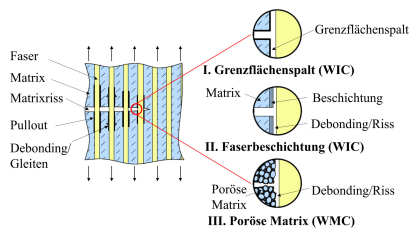


Abbildung 5.2: Design der Faser/Matrix-Grenzfläche von keramischen Faserverbundwerkstoffen nach Zok [92]

Für eine Beurteilung des Werkstoffverhaltens an der Faser/Matrix-Grenzfläche wird für beide Werkstoffkonzepte - WIC und WMC - das theoretische Modell nach He und Hutchinson [94] betrachtet. Im He-Hutchinson-Diagramm (Abbildung 5.3) wird das Verhältnis aus Grenzflächen-Bruchenergie Γ_I und der Faser-Bruchenergie Γ_F über dem Steifigkeitsverhältnis von Faser E_F und Matrix E_M aufgetragen. Es beschreibt den Bereich in dem Rissablenkung an der Faser/Matrix-Grenzfläche (unterhalb der Grenzkurve) bzw. sprödes Bruchverhalten (oberhalb der Grenzkurve) auftritt. Ist, wie bei WIC, der Elastizitätsmodul der Faser und der Matrix annähernd gleich (Abszisse ≈ 0), so ist ein schadenstolerantes Bruchverhalten erst durch Schwächung der Grenzflächenanbindung möglich. Hierzu muss die Grenzflächen-Bruchenergie Γ_I , beispielsweise durch eine Faserbeschichtung, soweit herabgesetzt werden, dass das Verhältnis aus Γ_I und Γ_F den Grenzwert von 0,25 erreicht bzw. unterschreitet.[93, 94]

Wird dagegen das WMC Konzept zur Erzielung eines quasi-duktilen Bruchverhaltens verfolgt, so ist eine Rissumlenkung auch bei stärkeren Grenzflächenanbindungen bzw. höheren Verhältnissen der Bruchenergien (Γ_I/Γ_F) möglich, vgl. Abbildung 5.3. Da der Elastizitätsmodul der Faser E_F über jenem der porösen Matrix E_M liegt, verliert die Grenzflächen-Bruchenergie an Bedeutung. Eine Versprödung des Werkstoffes erfolgt sofern die Steifigkeit der Matrix beispielsweise durch Nachinfiltrationen zunimmt [95]. Dabei gewinnt die Grenzflächen-Bruchenergie wieder an Bedeutung und muss entsprechend angepasst werden. Es ist in diesem Zusammenhang zu erwähnen, dass reale Verbundwerkstoffe meist nicht vollständig einem Konzept - WIC oder WMC - zugeschrieben werden können. Diese vorgestellten Konzepte bilden theoretische Grenzbeispiele ab, zwischen denen die realen Werkstoffe liegen. [93, 94, 96]

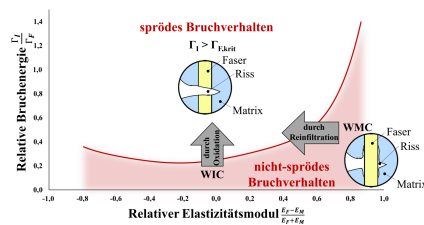


Abbildung 5.3: Grenzkurve nach He und Hutchinson [94] zur Darstellung des Bruchverhaltens in Abhängigkeit vom Verhältnis Grenzflächen-Bruchenergie Γ_I zu Faser-Bruchenergie Γ_F und dem Steifigkeitsverhältnis von Faser E_F und Matrix E_M , in Anlehnung an Koch *et al.* [97]

5.1.1 Verstärkungskonzept poröser oxidkeramischer Verbundwerkstoffe

Grundsätzlich können bei oxidkeramischen Verbundwerkstoffen sowohl das Verstärkungskonzept der schwachen Grenzfläche (WIC), als auch der porösen Matrix (WMC) umgesetzt werden. Das Konzept der dichten Matrix mit schwacher Grenzfläche zeigte bei der Umsetzung allerdings einige Herausforderungen und wird daher in der Praxis nicht eingesetzt. Zok und Levi [96] beschreiben in diesem Zusammenhang, dass eine Faserbeschichtung, welche eine ausreichende Oxidationsbeständigkeit, thermochemische Kompatibilität mit den Oxidfasern sowie geringe Zähigkeiten aufweist, und dabei eine Verarbeitung bei moderaten Temperaturen zulässt, nur schwer umsetzbar ist.

Durch die Strategie der porösen Matrix entfällt die Notwendigkeit einer Faserbeschichtung und ermöglicht somit eine kostengünstigere Herstellung des Composites. Zur Realisierung eines schadenstoleranten OFC mit poröser Matrix ist eine feine Matrixporosität von mindestens ca. 30 % [98, 99] erforderlich. Diese kontrollierte Porenstruktur in der Matrix kann bei Oxidkeramiken einerseits durch die Pyrolyse eines keramischen Precursors realisiert werden. Andererseits kann die Porenstruktur durch ein, wie in Unterkapitel 5.1.3 ausführlicher beschrieben, teilweises Sintern eines Netzwerkes (Sinterprozess in einem frühen Stadium abgebrochen) aus feinen und größeren keramischen Partikeln eingestellt werden. Bei beiden Verfahren ist auf eine moderate Herstellungstemperatur zu achten, um eine Schädigung der Fasern und somit eine Verringerung der Fasereigenschaften zu verhindern. [92, 96]

Schematisch ist das angestrebte WMC Konzept in Abbildung 5.4 dargestellt. Levi *et al.* [98] beschreiben, dass sich unter Belastung zunächst ein Rissystem in der Matrix ausbildet (Abbildung 5.4i) und es erst im Anschluss zu ersten Filamentbrüchen (Abbildung 5.4ii) kommt. Aufgrund der mechanischen Entkopplung der Einzelfilamente treten die Filamentbrüche unkorreliert innerhalb des Faserbündels auf (Abbildung 5.4iii). Bei dem zufälligen Versagen der Filamente wird die Spannung durch Faser/Matrix-Ablösung und Rissablenkung in der Matrix abgebaut, wodurch der Riss nicht unmittelbar zum Bruch der benachbarten Fasern führt. Der Bruch mehrerer Filamente innerhalb eines Bündels führt anschließend zum Versagen des Faserbündels (Abbildung 5.4iv). Das endgültige Versagen des Verbundwerkstoffs erfolgt letztlich nach der Verbindung mehrerer, wiederum unkorrelierter Faserbündelbrüche durch die dazwischen liegenden Matrixbereiche (Abbildung 5.4v) und dem daraus resultierenden Herausziehen („Pull-Out“) der Filamente und Bündel aus der mikrorissbehafteten, porösen Matrix. Durch dieses Faser-Pull-Out wird nochmals Energie dissipiert. Anders als bei Verbundkeramiken mit schwacher Grenzfläche (WIC) zeigt sich der Faser-Pull-Out bei CMC mit poröser Matrix nicht durch die charakteristischen Löcher in der Bruchfläche. Hier zeigt sich hingegen ein unkorreliertes Versagen der Filamente und Bündel, die poröse Matrix, welche die Filamente einbettete,

ist zerstört und im Bruchbild nicht mehr zu erkennen. [98]

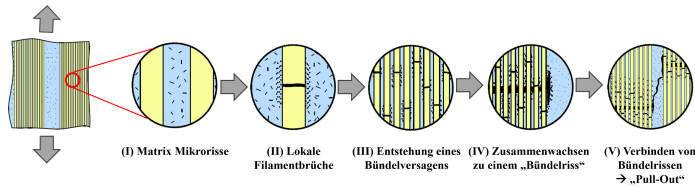


Abbildung 5.4: Schadensmechanismus eines schadenstoleranten porösen oxidkeramischen Verbundwerkstoffes nach Levi *et al.* [98]

5.1.2 Oxidkeramische Fasern

Oxidische Fasern zeichnen sich durch eine hohe Festigkeit und Steifigkeit sowie eine inhärente Oxidationsbeständigkeit aus. Für Anwendungen in Verbundwerkstoffen, bei Temperaturen von über 1.000 °C eignen sich nur dichte keramische Fasern aus Aluminiumoxid, Mullit oder einer Kombination aus Aluminiumoxid und Mullit. Poröse Fasern, wie die Mitsui *ALMAXTM* oder Fasern mit Glasphasen bzw. amorphen Phasen (*NextelTM 312* oder *NextelTM 440* (3M Corporation, USA)), können aufgrund ihrer geringen Temperatur- und Kriechbeständigkeit hingegen nicht als Hochleistungsfasern in Verbundkeramiken eingesetzt werden. Die derzeit einzigen, kommerziell erhältlichen Hochleistungsoxidfasern, welche in Verbundwerkstoffen Anwendung finden, sind die *NextelTM 610* (α -Aluminiumoxid) und *NextelTM 720* (α -Aluminiumoxid-Mullit)-Fasern der 3M Corporation (USA). [100, 101]

Aufgrund der Hall-Petch-Beziehung ($\sigma \propto d^{-0,5}$) [102] ist zur Erreichung eines möglichst hohen Festigkeitswerts σ , ein feines Gefüge (kleiner Korndurchmesser d_k), mit Körnern im Nanometer-Bereich nötig. So weist die reine Aluminiumoxidfaser *NextelTM 610* mit einer durchschnittlichen Korngröße von 80 nm, eine Raumtemperaturzugfestigkeit $\sigma_{t,F,a}$ von 2.800 MPa und einen Elastizitätsmodul $E_{F,a}$ von 370 GPa auf [103]. Diese liegen deutlich höher als die mechanischen Eigenschaften der *NextelTM 720*-Faser ($\sigma_{t,F,m} = 1.940$ MPa, $E_{F,m} = 250$ GPa), welche eine bimodale Korngrößenverteilung aus 350 nm großen Mullit- und 80 nm großen Aluminiumoxidkörnern aufweisen [103]. Auch wenn beide Fasertypen bei Raumtemperatur hohe Festigkeitswerte erreichen, so neigen sie bei hohen Temperaturen zum Kriechen und zu Kornwachstum, wodurch die Festigkeit abnimmt. In Abbildung 5.5 ist die Festigkeitsabnahme und das Kornwachstum in Abhängigkeit der Temperatur für *NextelTM 610* und *NextelTM 720* Fasern dargestellt. Die Fasern wurden dabei nach einstündiger Auslagerung, bei Raumtemperatur getestet. Da das Kornwachstum