

1. Einleitung, Problemstellung und Zielsetzung

1.1. Einleitung

Monolithische keramische Werkstoffe sind aufgrund ihres Eigenschaftsprofils (geringe Dichte, hohe Härte, hohe Steifigkeit, hohe Festigkeit, sehr hohe Temperatur- und Korrosionsbeständigkeit) eigentlich für den Einsatz als Strukturwerkstoffe, besonders bei hohen Temperaturen, prädestiniert. Jedoch wird ihr Einsatz oft durch ihr sprödes Bruchverhalten verhindert, so dass sie meist nur als Notlösung dort zum Einsatz kommen, wo metallische Werkstoffe an ihre Grenzen stoßen. Um die Schadenstoleranz der keramischen Werkstoffe zu erhöhen, können diese mit Partikeln, Whiskern und Fasern verstärkt werden. Dabei verspricht die Verstärkung mit keramischen Fasern, d. h. die Einbettung keramischer Fasern in eine keramische Matrix, die größte Steigerung hin zu einem quasiduktilen Bruchverhalten, unter Beibehaltung der positiven Eigenschaften der monolithischen Keramiken. Der so erhaltene Werkstoff wird als keramischer Faserverbundwerkstoff (Ceramic Matrix Composite, CMC) bezeichnet. Zu der Werkstoffklasse der CMC zählen zudem auch Kohlenstofffaser-verstärkte keramische bzw. Kohlenstoff-Matrices. Während die Faserverstärkung von polymeren Faserverbundwerkstoffen (Polymer Matrix Composite, PMC) das Erzielen einer höheren Festigkeit bzw. Steifigkeit im Vergleich zur unverstärkten Matrix zum Ziel hat, soll die Faserverstärkung bei CMC zuvorderst die Einstellung eines schadenstoleranten, „quasiduktilen“ Verhaltens ermöglichen.

Wie bei den monolithischen keramischen Werkstoffen üblich, lassen sich auch die CMC, je nach Art der verwendeten Fasern bzw. Matrix, in oxidische und nichtoxidische CMC unterteilen. Bei den nichtoxidischen CMC unterscheidet man die Unterarten Kohlenstofffaserverstärkter Kohlenstoff (C/C), Kohlenstofffaserverstärktes Siliciumcarbid (C/SiC bzw. C/C-SiC) und Siliciumcarbidfaserverstärktes Siliciumcarbid (SiC/SiC). Im Gegensatz zu diesen werden die oxidischen CMC für gewöhnlich unabhängig der verwendeten Fasern bzw. Matrices mit einem Sammelbegriff bezeichnet, bspw. Oxide Fiber Composites (OFC), All-Oxide CMC (All-Ox) oder Oxide/Oxide CMC (Ox/Ox). Die maximalen Einsatztemperaturen für nichtoxidische CMC betragen je nach verwendeten Fasern bzw. Matrix bis ca. 3000 °C, jedoch ist der Einsatz in oxidierenden Atmosphären nur unter Verwendung von Schutzschichten möglich [1]. OFC weisen im Gegensatz dazu eine inhärente Oxidationsbeständigkeit auf, sind im Dauereinsatz aber auf Temperaturen bis maximal 1200 °C begrenzt, da es oberhalb dieser Temperatur zu einer ausgeprägten Festigkeitsdegradation der Fasern aufgrund von Kornwachstum kommt [2].

Keramische Faserverbundwerkstoffe werden bereits seit über 50 Jahren erforscht, wobei in den 1960er Jahren bereits sowohl C/C- [3] als auch Kohlenstofffaser-verstärkte Glaswerkstoffe (C/Glas) [4, 5] entwickelt wurden. Besonders die Forschung an C/C-Werkstoffen war zu dieser Zeit von Anwendungen in der Raumfahrt bzw. für militärische Anwendungen (Raketentriebwerke, Wiedereintrittskomponenten) getrieben [3, 6]. Der Bedarf dieser Anwendungsfelder

fürte in weiterer Folge auch zur Entwicklung von SiC-Fasern [7] bzw. von oxidischen Fasern [8], die aufgrund ihrer hohen Zugfestigkeiten auch für den Einsatz in metallischen Faserverbundwerkstoffen (Metal Matrix Composites, MMC) vorgesehen waren [8, 9].

Da wiederverwendbare Raumfahrzeuge beim Wiedereintritt in die Erdatmosphäre sehr hohen Temperaturen in Anwesenheit von Luft ausgesetzt sind, wurden seit den 1980er Jahren CMC mit einer höheren Oxidationsbeständigkeit als C/C erforscht [6]. Der Einsatz von SiC anstatt von C als Matrixmaterial bot sich hierbei insbesondere deshalb an, da SiC über eine deutlich höhere Oxidationsbeständigkeit als C verfügt und für beide Matrices ähnliche Herstellungsverfahren eingesetzt werden können [10]. C/SiC wird heutzutage aufgrund seiner tribologischen Eigenschaften zudem in Friktionsanwendungen, bspw. als keramische Bremscheiben für Autos oder Züge, eingesetzt [10].

Die Entwicklung der oxidischen CMC wurde einerseits durch ihre geringere Temperaturstabilität eingeschränkt, andererseits aber auch durch prozessbedingte Herausforderungen bei der Herstellung einer dichten Matrix. So wurde bspw. der Aufbau oxidischer Matrices aus Aluminiumoxid (Al_2O_3) oder Zirkoniumdioxid (ZrO_2) mittels Chemical Vapor Infiltration (CVI) bereits in den 1980er Jahren untersucht, allerdings sind die dafür notwendigen Prozesse komplexer, die Abscheideraten geringer und die Prozessfenster kleiner als für die Abscheidung von nicht-oxidischen Matrices [11]. Der Einsatz von Glas als Matrixwerkstoff bietet zwar eine verhältnismäßig einfache Möglichkeit der Herstellung einer dichten Matrix, jedoch ist die Hochtemperaturbeständigkeit eingeschränkt [12]. Somit bleiben entweder ein Polymer Infiltration und Pyrolyse-Verfahren (PIP) auf Polysiloxan-Basis oder das Directed Metal Oxidation-Verfahren (DIMOXTM), wobei eine Aluminiumschmelze an Luft durch Kapillarkräfte in eine Faserpreform gesogen wird und dort mit dem Luftsauerstoff zu Aluminiumoxid (Al_2O_3) reagiert [13]. Die Herstellung von OFC über eine Matrix aus reaktionsgebundenem Al_2O_3 (reaction bonded aluminium oxide, RBAO) unterscheidet sich davon insofern, als dass dort Faserpreformen mit einem Schlicker aus Aluminiumpulver (Al) und keramischen Pulvern infiltriert werden und die Matrix durch die Oxidation des Al zu Al_2O_3 verfestigt wird [14].

Durch die Entwicklung der oxidischen Hochleistungsfasern NextelTM 610 [15] bzw. NextelTM 720 [16] in Kombination mit einem neuartigen Werkstoffkonzept basierend auf einer porösen Matrix [17-20] und dem dadurch möglichen Verzicht auf eine Faserbeschichtung intensivierte sich die Forschung an OFC ab Mitte der 1990er Jahre. Das Konzept einer porösen Matrix ohne Faserbeschichtung ist, aufgrund des geringeren apparativen Aufwands der Herstellungsverfahren und der niedrigeren Kosten, Stand heute das primär für OFC verfolgte Werkstoffkonzept und wird auch im Rahmen dieser Arbeit verfolgt.

1.2. Problemstellung

Die weitverbreitetsten Herstellungsverfahren für OFC mit Gewebeverstärkung basieren auf der Verarbeitung einer vorinfiltrierten Faserpreform (preimpregnated, Prepreg). Prepregverfahren wurden ursprünglich für die Herstellung polymerer Faserverbundwerkstoffe entwickelt und sind dort heute noch die dominierenden Herstellungsverfahren [21], da sie die endkonturnahe Fertigung komplexer Bauteile ermöglichen. Sie zeichnen sich durch ihr Potenzial für eine hohe Reproduzierbarkeit und einfaches Scale-Up aus, weshalb sie als Halbzeuge für Faserverbundwerkstoffe kommerziell verfügbar und weitverbreitet sind. Im Bereich der OFC sind etwa die Prepregs der Firma Axiom Materials verbreitet und werden bspw. von der Fa. Composites Horizons, Inc. zur Herstellung von OFC-Bauteilen verwendet [22]. Für diese kommerziellen Prepregs sind jedoch keine Untersuchungen bekannt, in denen Einflußgrößen auf die Prepregqualität und in weiterer Folge auf die damit hergestellten OFC betrachtet wurden. Ebenso liegen keine Erkenntnisse in Bezug auf das Reaktivierungsverhalten dieser Prepregs vor.

Wichtige Eigenschaften von Prepregs sind ihre Lagerfähigkeit bzw. ihr Alterungsverhalten sowie die Möglichkeit der definierten (Re-)Aktivierung und Verarbeitung. Diese Eigenschaften sind maßgeblich für das Scale-Up der Prepregverfahren. So die Prepregs nur sehr zeitnah nach der Herstellung verarbeitet werden können, d. h. nicht lagerfähig sind, ist bspw. ein Scale-Up nur eingeschränkt möglich, da automatisierte Prepregverfahren einen hohen Durchsatz haben und eine zeitnahe Verarbeitung der gesamten Produktionsmenge direkt nach der Herstellung unwahrscheinlich ist.

Somit zeigt sich die Notwendigkeit eines Prepregverfahrens, das folgende Anforderungen erfüllt:

- Lagerfähigkeit: Die Prepregs müssen nicht direkt nach der Herstellung verarbeitet werden, sondern können gelagert und anschließend reaktiviert werden
- Alterungsbeständigkeit: Während der Lagerung kommt es zu keiner Veränderung der Prepregseigenschaften, die OFC-Eigenschaften bleiben folglich ebenfalls unverändert
- Definierter Verarbeitungszustand: Die Prepregs können ausgehend vom Herstellungszustand oder bei der Reaktivierung unter kontrollierten Bedingungen reproduzierbar in einen Zustand gleicher Viskosität, Klebrigkeit bzw. Wassergehalt überführt werden
- Reaktivierbarkeit: Die Prepregs können nach der Lagerung wieder in einen definierten Verarbeitungszustand überführt werden, bspw. mittels einer Wiederbefeuchtung
- Lamination mit geringem apparativem Aufwand: Für die Lamination werden weder erhöhte Temperaturen noch hohe Drücke (Presse, Autoklav) benötigt

1.3. Zielsetzung

Das Ziel dieser Arbeit ist die Überführung eines aus Vorarbeiten bekannten, empirischen Herstellungsverfahrens mit 16 Gew.% Glycerin im Schlicker in ein reproduzierbares Prepregverfahren mit einem vertieften Prozess- und Materialverständnis basierend auf Prozess-Mikrostruktur-Eigenschaftskorrelationen. Das Prepregverfahren soll lagerfähige, alterungsbeständige und definiert (re-)aktivierbare Prepregs liefern, die die reproduzierbare Herstellung von OFC mit einem Faservolumengehalt >35 % und einer mittleren Biegefestigkeit >250 MPa ermöglichen.

Aus der Zielsetzung ergeben sich zudem folgende wissenschaftlichen Fragestellungen:

- Inwiefern gibt es neben der aus den Vorarbeiten bekannten Kombination von 16 Gew.% Glycerin im Schlicker und einer Konditionierungsfeuchte von 80 %rF/25 °C weitere Kombinationen aus Glycingehalt und Konditionierungsfeuchte, die die Einstellung eines definierten Verarbeitungszustands ermöglichen?
- Inwieweit können Prepregs erhalten werden, die lagerfähig und alterungsbeständig sind und welche Einflussfaktoren bestimmen das Trocknungs- und Wiederbefeuchtungsverhalten?

Das zugrundeliegende Werkstoffkonzept der so hergestellten OFC ist jenes der porösen Matrix, wodurch eine Faserbeschichtung obsolet wird. Wie aus der Literatur bekannt, soll die poröse Matrix durch die Verwendung einer bimodalen Partikelgrößenverteilung eingestellt werden [19]. Für die Lamination sollen auch Vakuumsackverfahren untersucht werden, um die Eignung der Prepregs für die Herstellung komplexerer Geometrien nachzuweisen und gleichzeitig den benötigten apparativen Aufwand gering zu halten. Um das Herstellungsverfahren möglichst einfach und auch kostengünstig zu halten, soll auf zusätzliche Nachverdichtungs-schritte der Matrix, bspw. per Reinfiltration mit einer Matrixvorstufe, verzichtet werden.

1.4. Vorgehensweise

Die empirischen Vorarbeiten des Lehrstuhls Keramische Werkstoffe bilden den Ausgangspunkt für die vorliegende Arbeit. In diesen wurde für einen Schlicker mit 16 Gew.% Glycerin nach einer Auslagerung bei 80 %rF/25 °C bereits ein definierter Verarbeitungszustand der damit hergestellten Prepregs nachgewiesen. Basierend darauf wird ein optimiertes Prepregverfahren entwickelt, die Einflussfaktoren auf das Trocknungs- und Wiederbefeuchtungsverhalten der Prepregs analysiert sowie die Wiederholbarkeit und die Reproduzierbarkeit des Verfahrens untersucht.

Der Modellwerkstoff für diese Arbeit ist Nextel™ 610/Al₂O₃-ZrO₂, wobei die Matrix zu 75 Gew.% aus Al₂O₃ und zu 25 Gew.% aus mit 3 Mol.% Yttriumoxid (Y₂O₃) dotiertem tetragonalem Zirkoniumdioxid (ZrO₂) besteht. Zur Charakterisierung der OFC werden sowohl deren

Mikrostruktur, Porosität als auch ihre mechanischen Eigenschaften herangezogen, um daraus Prozess-Mikrostruktur-Eigenschaftskorrelationen ableiten zu können. Als Standardmethode zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften dient der 3-Punkt-Biegeversuch, ausgewählte OFC werden zudem per Kurzbiegeversuch und/oder Zugversuch charakterisiert.

Die vorliegende Arbeit umfasst sowohl die Entwicklung des Prepregverfahrens und die Identifikation dessen Einflussfaktoren, als auch die Charakterisierung der mit den optimierten Prozessparametern hergestellten OFC nach Auslagerung bei Hochtemperaturen sowie in Kriechversuchen.

2. Stand der Technik

2.1. Werkstoffkonzepte für CMC

Das schadenstolerante, quasiduktile Bruchverhalten der CMC entsteht dadurch, dass das Einleiten von in der Matrix entstehenden Rissen in die Fasern verhindert bzw. erschwert wird. Prinzipiell werden in der Literatur zwei Konzepte beschrieben, wie dies erreicht werden kann. Bei CMC mit schwacher Grenzfläche (Weak Interface Composites, WIC) verzögert eine schwache Grenzfläche zwischen der dichten Matrix und der Faser den Rissfortschritt. Diese kann bspw. ein Spalt zwischen Faser und Matrix sein, der durch eine flüchtige Faserbeschichtung entsteht, oder eine Faserbeschichtung die zu einer Rissumleitung an der Faser/Beschichtung-Grenzfläche, der Beschichtung/Matrix-Grenzfläche oder innerhalb der Beschichtung selbst führt. Im Gegensatz zu WIC weisen CMC mit schwacher Matrix (Weak Matrix Composites, WMC) eine hochporöse Matrix auf, die eine Rissspitzenabstumpfung, sowie Rissverzweigung bzw. -umleitung bewirkt, bevor der Riss überhaupt auf die Faser/Matrix-Grenzfläche trifft. [23]

Die Faser/Matrix-Anbindung ist in OFC mit schwacher Matrix stark ausgeprägt, was sich bspw. an der Vielzahl mit den Fasern versinterter Partikel zeigt. Allerdings führt die hohe Porosität der Matrix nur zu einer begrenzten Anzahl von Faser/Matrix-Kontakten, wodurch die Rissableitung entlang der Fasern auch ohne Faserbeschichtung erleichtert wird [17, 18].

Das für die WIC entwickelte Versagensmodell mit den dort beschriebenen, zähigkeitssteigernden Effekten Rissableitung an der Faser/Matrix-Grenzfläche (bzw. in der Faserbeschichtung), Rissüberbrückung und Faser Pull-out ist nicht ohne Weiteres auf WMC übertragbar. Dort wird bspw. die hoch poröse Matrix vor dem Versagen der Fasern so stark geschädigt, dass sie schlichtweg zerbröseln. Im Gegensatz zu WIC, bei denen der Faser Pull-out durch das Herausziehen der Fasern aus einer enganliegenden Matrix- oder Beschichtungshülle zu Reibung und folglich zu Energieverlusten führt, ist der Beitrag des Faser Pull-out bei WMC deutlich geringer. [23]

Für WMC wurde von Levi et al. [23], basierend auf den Vorarbeiten von Tu et al. [18], ein eigenes Versagensmodell entwickelt. Dieses beschreibt, dass sich bei der Belastung des WMC zuerst Mikrorisse in der Matrix bilden, die sich in weiterer Folge lokal um eine Faser aufkonzentrieren und so zum Versagen der Einzelfaser führen. Das fortschreitende Versagen von Einzelfasern führt zu einer steigenden Schädigung des Faserbündels, da immer weniger intakte Fasern immer höheren mechanischen Lasten ausgesetzt sind. Dabei bewirkt die poröse Matrix zwischen den Fasern deren mechanische Entkoppelung, sodass benachbarte Fasern für gewöhnlich nicht in derselben Ebene versagen. Bei einer ausreichend hohen Anzahl an versagten Fasern koaleszieren die Risse der Einzelfasern zu einem Faserbündelriss, der,

im Gegensatz zu den Rissen der Einzelfasern, als eine in einer Ebene lokalisierten Schadenszone auftritt. Im Matrixbereich außerhalb des Faserbündels kommt es zu einer Rissableitung parallel zur Belastungsrichtung, d. h. einer Delamination aufgrund der geringen Scherfestigkeit der Matrix. Dadurch wird der Riss gefangen, d. h. ein weiterer Rissfortschritt wird vorerst verhindert. Aufgrund der dadurch entstehenden Rissform, die an die Form des Buchstaben „H“ erinnert, werden diese Risse auch als „H-Risse“ bezeichnet. Bei weiterer Belastung des WMC kommt es zu einer Verknüpfung der Faserbündelrisse über diese H-Risse, was schlussendlich zum Versagen des Bauteils führt. [18, 23]

Der Einfluss der Faserverstärkung auf die mechanischen Eigenschaften im Vergleich zur unverstärkten monolithischen Matrix unterscheidet sich ebenfalls zwischen WIC und WMC. Während die monolithische Matrix von WIC auch höhere Festigkeiten als der Verbundwerkstoff aufweisen kann, die Faserverstärkung folglich „nur“ ein schadenstolerantes Bruchverhalten bewirkt, wird durch sie bei WMC sowohl eine Festigkeitssteigerung im Vergleich zur porösen monolithischen Matrix als auch ein schadenstolerantes Bruchverhalten erzielt. Diese Effekte sind in Abbildung 1a) dargestellt, in der die Festigkeit der unverstärkten Matrix unter jener des CMC liegt. Da sowohl WIC als auch WMC eine spröde Matrix aufweisen und der direkte Rissfortschritt von der Matrix in die Fasern durch die jeweiligen energiedissipierenden Effekte verhindert wird, wird die Bruchdehnung der CMC, wie in Abbildung 1b) dargestellt, maßgeblich durch die Bruchdehnung der Fasern bestimmt.

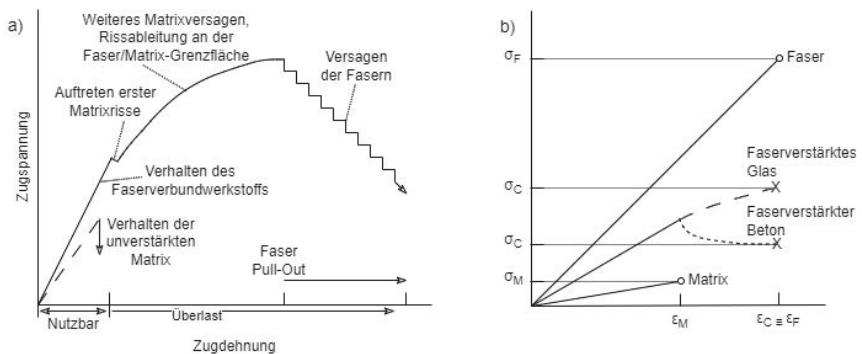


Abbildung 1 – Theoretische Spannungs-Dehnungsdiagramme für Faserverbundwerkstoffe. a) Theoretisches Verhalten eines endlosfaserverstärkten keramischen Faserverbundwerkstoffs im Zugversuch nach [24], b) Theoretisches Verhalten von Faserverbundwerkstoffen mit spröder Matrix nach [25]

Die poröse Matrix führt dazu, dass die mechanischen Eigenschaften der WMC in erster Linie durch die Fasern bestimmt werden, man spricht in diesem Fall von einem „faserdominierten“ Werkstoffverhalten. Daraus folgt, dass WMC eine ausgeprägtere Anisotropie der mechanischen Eigenschaften aufweisen als WIC und die mechanischen Eigenschaften abseits der

Faserorientierung gering sind. Dies betrifft bei 0°/90°-gewebeverstärkten WMC bspw. die sogenannten off-axis-Eigenschaften [26-30], d. h. jene, die nicht parallel zu der Faserorientierung im Gewebe sind, sondern bspw. im 45°-Winkel dazu, sowie die interlaminae Scherfestigkeit (ILS) [27, 28, 30-35], also die Scherfestigkeit der unverstärkten Matrixbereiche zwischen den einzelnen Gewebelagen. Die off-axis-Eigenschaften können durch die Verwendung eines quasiisotropen Lagenaufbaus gesteigert werden, bei dem einige Gewebelagen um 45° gedreht werden, sodass innerhalb des WMC Faserorientierungen in 0°, ± 45° und 90° vorliegen [36]. Die ILS kann durch eine 3D-Faserverstärkung [37, 38] oder durch eine in Folge von thermischer Auslagerung dichtere Matrix [35] erhöht werden. Die Kerbempfindlichkeit von OFC mit schwacher Matrix ist vergleichbar mit bzw. sogar etwas besser als jene von nichtoxidischen CMC mit dichter Matrix [26, 39], da sich in der Matrix aufgrund der hohen Porosität keine Risse mit definierter, scharfer Riss Spitze bilden [26].

In der Bruchmechanik wird für die Vorhersage, ob ein Riss von der Matrix in die Fasern eingeleitet („penetrating“) oder an der Faser/Matrix-Grenzfläche abgeleitet („debonding“) wird, das Verhältnis („relative Bruchenergie“) zwischen der Bruchenergie der Faser/Matrix-Grenzfläche Γ_I und jener der Faser Γ_F sowie der Term Δ („elastic mismatch“) herangezogen. Der elastic mismatch Δ wird anhand der E-Moduln der Faser E_F und der Matrix E_M nach Gleichung 1 berechnet [40]:

$$\Delta = \frac{E_F - E_M}{E_F + E_M} \quad \text{Gl. 1}$$

Die Kenntnis der relativen Bruchenergie und des elastic mismatch ermöglicht eine Vorhersage, ob ein Riss an einer Grenzfläche abgeleitet wird, oder direkt von dem einen Material in das andere Material fortschreitet [41, 42]. Das Modell ist universell, d. h. für alle Grenzflächen unterschiedlicher Materialien, wird aber zumeist zur Vorhersage bzw. Beschreibung von Risseinleitung oder Rissableitung an Faser/Matrix-Grenzflächen in Faserverbundwerkstoffen herangezogen [40]. Diese Vorhersage lässt sich graphisch im sogenannten He-Hutchinson-Diagramm darstellen, das in Abbildung 2 dargestellt ist. Bei sehr ähnlichen E-Moduln von Faser und Matrix geht der elastic mismatch Δ gegen Null. Um in diesem Fall dennoch eine Rissableitung an den Fasern bzw. der Faser/Matrix-Grenzfläche zu ermöglichen, muss die Bruchenergie der Faser mind. viermal so hoch sein wie jene der Faser/Matrix-Grenzfläche, d. h. die relative Bruchenergie beträgt 0,25 oder darunter. Dieser Fall liegt für WIC vor. Bei WMC ist der elastic mismatch aufgrund der hohen Matrixporosität für gewöhnlich eher im Bereich 0,5 bis 1, wodurch auch bei relativen Bruchenergien über 0,25 noch ein rissableitendes Verhalten stattfinden kann. Die in Abbildung 2 dargestellte scharfe Trennlinie zwischen Risseinleitung und Rissableitung ist jedoch eine simplifizierte Darstellung, de facto ist der Übergangsbereich diffus und hängt von vielerlei Faktoren, wie bspw. der Ausrichtung der Fasern zur Belastungsrichtung, ab [40].

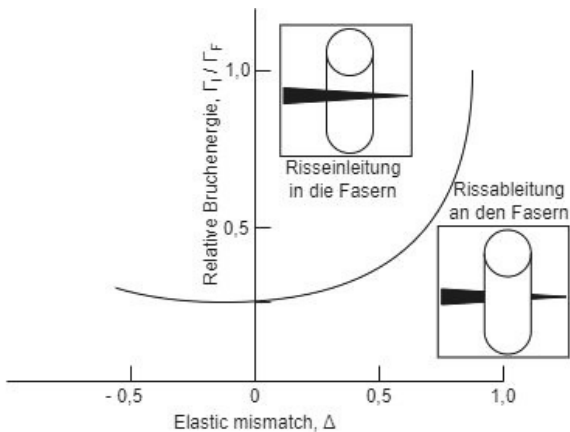


Abbildung 2 – Bruchverhalten von CMC in Abhängigkeit von der relativen Bruchenergie Γ_I / Γ_F und dem elastic mismatch Δ nach [40]

Im Falle von WMC bzw. CMC ohne Faserbeschichtung kann anstatt der Bruchenergie der Faser/Matrix-Grenzfläche auch die Bruchenergie der Matrix selbst verwendet werden, da diese in erster Annäherung gleichzusetzen sind. Tendenziell wird die Bruchenergie dabei etwas überschätzt, da die Faser/Matrix-Grenzfläche aufgrund der in Bezug auf die Matrixpackungsdichte als Fehlstellen wirkenden Fasern eine höhere Porosität aufweist als die Matrix selbst. [43]

Um ein quasiduktiler Bruchverhalten in einem CMC zu erreichen, bieten sich somit zwei Stell-schrauben: Die Verwendung von hochsteifen Fasern in einer Matrix von geringer Steifigkeit oder das Aufbringen einer Beschichtung mit, im Vergleich zu jener der Fasern, sehr geringer Bruchenergie.

Bei den nicht-oxidischen CMC werden sowohl das WIC-Konzept (C/SiC, SiC/SiC) als auch das WMC-Konzept (C/C) für jeweils ganze Werkstoffklassen eingesetzt. C/SiC ist insofern ein Sonderfall, als dass im Gegensatz zu SiC/SiC keine schwache Faserbeschichtung zur Erreichung des gewünschten Werkstoffverhaltens notwendig ist, sondern eine dichte interlaminaire SiC-Matrix und eine poröse intralaminare Kohlenstoff-Matrix vorliegt. Im Bereich der OFC findet, abgesehen von einigen Forschungsarbeiten [44-59], bisher hauptsächlich das WMC-Konzept Anwendung. Dadurch kann auf kostenintensive Verfahrensschritte, wie bspw. Faserbeschichtung oder Nachinfiltration verzichtet werden. Da die Fasern bereits gesintert sind und keine Schwindung mehr aufweisen, ist eine geringe Schwindung der Matrix erforderlich, da es sonst während des Sinterns zu einer Ablösung der Matrix von den Fasern kommen könnte. Aus diesem Grunde gibt es auch im Bereich der nicht-oxidischen CMC keine mittels Sintern hergestellte, dichte Matrix ohne vorher stattfindende Nachinfiltrationsschritte, wie bspw. bei

dem von Schönfeld und Klemm beschriebenen Prozess [60]. Zudem ist bei OFC eine vollständige Verdichtung über einen Sinterprozess aufgrund der geringen Korngröße der zur Verfügung stehenden oxidischen Hochleistungsfasern der Marke Nextel™ (3M, USA), und dem damit verbundenen Kornwachstum bei Temperaturen über 1150°C nicht möglich.[2]

CMC sind aufgrund der aufwendigen Herstellungsverfahren (C/C, C/SiC, SiC/SiC) bzw. der hochpreisigen Keramikfasern (SiC/SiC, OFC) sehr kostenintensive Werkstoffe. Besonders bei OFC wird deshalb versucht, das Herstellungsverfahren möglichst kostengünstig zu halten, um die Werkstoffkosten nicht noch weiter zu erhöhen. Aus diesem Grund werden einstufige Herstellungsverfahren angestrebt. Bei nicht-oxidischen CMC ist dies aufgrund der gewählten Matrix-Vorstufen in der Regel nicht möglich.

2.2. Oxidkeramische Verbundwerkstoffe

2.2.1. Fasern

Für OFC mit maximalen Daueranwendungstemperaturen im Bereich von 1000 °C bis 1200 °C sind mit Stand Anfang 2025 nur drei Hochleistungsfasertypen kommerziell verfügbar. Die α - Al_2O_3 -Faser Nextel™ 610 (3M, USA), die α - Al_2O_3 -Mullit-Faser Nextel™ 720 (3M, USA) sowie die Alumosilikat-Faser Nitivy ALF F2 (Nitivy Co., Ltd., Japan) bzw. Hiltex ALF F2 (Hiltex Semi Products, Niederlande). Während es sich bei den Nextel-Fasern jeweils um polykristalline Fasern handelt, besteht die Nitivy ALF-Faser zu 72 Gew.% aus γ - Al_2O_3 und zu 28 Gew.% aus amorphem SiO_2 . Eine Übersicht der Eigenschaften dieser drei Fasern findet sich nachstehend in Tabelle 1.

Tabelle 1 – Eigenschaften der oxidkeramischen Fasern Nextel™ 610, Nextel™ 720 [62] und Nitivy/Hiltex ALF [61],

	Nextel™ 610	Nextel™ 720	Nitivy/Hiltex ALF F2
Chemische Zusammensetzung	>99 Gew.% Al_2O_3	85 Gew.% Al_2O_3 15 Gew.% SiO_2	72 Gew.% Al_2O_3 28 Gew.% SiO_2
Kristallphasen	α - Al_2O_3	α - Al_2O_3 Mullit	γ - Al_2O_3 amorphes SiO_2
Dichte	3,9 g/cm ³	3,4 g/cm ³	2,9 g/cm ³
Einzelfaserdurchmesser	11 – 13 μm	12 – 14 μm	7 μm
Einzelfaserzugfestigkeit	2.800 MPa	1940 MPa	1800 MPa
Einzelfaserzugmodul	370 GPa	250 GPa	190 GPa

Wie Tabelle 1 zu entnehmen ist, weist die Nextel™ 610-Faser mit 2.800 MPa die höchste Einzelfaserzugfestigkeit und mit 370 GPa das höchste Einzelfaserzugmodul auf, während die Alumosilikatfasern Nitivy ALF bzw. Nextel™ 720 Einzelfaserzugfestigkeiten von 1800–1940 MPa und E-Moduln von 190–250 GPa zeigen. Die Nextel™ 720-Fasern weisen eine höhere Kriechbeständigkeit und daraus resultierend eine um ca. 200 °C höhere maximale Dauereinsatztemperatur auf als die Nextel™ 610-Fasern (1200 °C zu 1000 °C) [2] Die höhere Kriechbeständigkeit beruht einerseits auf dem Mullit-Anteil (ca. 59 Vol.%) der Faser, da Mullit