

Abschlussbericht zum BMBF-Forschungsvorhaben

„CMC_TurbAn – CMC-Optimierung für Turbinenanwendungen“

Beitrag der Firma Schunk Kohlenstofftechnik GmbH, Gießen

Förderkennzeichen:	03XP0189D
Laufzeit des Vorhabens:	01.12.2018 – 31.11.2022
Verantwortlich:	Dr. J. Schmidt, L. Zulauf, Dr. T. Wamser, Dr. F. Reichert
Datum:	05.2023



Schunk Kohlenstofftechnik GmbH
Rodheimer Straße 59
35452 Heuchelheim



Bundesministerium
für Bildung
und Forschung

**Die Verantwortung für den Inhalt dieser
Veröffentlichung liegt bei den Autoren**

Inhalt

1	Verwendung der Zuwendung und erzielte Ergebnisse im Einzelnen	3
1.1	Hauptaufgabengebiet 1 „Materialentwicklung Ox/Ox“	3
1.2	Hauptaufgabengebiet 2 „Materialentwicklung SiC/SiC“	9
2	Wichtigste Positionen des zahlenmäßigen Nachweises.....	18
3	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit	19
4	Voraussichtlicher Nutzen, insbesondere Verwertbarkeit der Ergebnisse.....	20
5	Erfolge und geplante Veröffentlichungen der Ergebnisse	20

1 Verwendung der Zuwendung und erzielte Ergebnisse im Einzelnen

Die Projektkosten im Projekt TurbAn entsprachen dem ursprünglichen Projektplan und zielten auf eine Weiterentwicklung der oxidischen und nicht-oxidischen keramischen Faserverbundwerkstoffe ab. Dabei wurden die Mittel hauptsächlich für den Erwerb der teuren keramischen Fasern und Gewebe und deren Prozessierung verwendet, um einen optimierten Werkstoff zum Einsatz in der Luftfahrtindustrie herzustellen.

In den folgenden Kapiteln werden die von SKT erzielten Ergebnisse in den Hauptaufgabengebieten 1 „Materialentwicklung Ox/Ox“ und 2 „Materialentwicklung SiC/SiC“ dargestellt.

1.1 Hauptaufgabengebiet 1 „Materialentwicklung Ox/Ox“

In dem Hauptaufgabengebiet 1 „Materialentwicklung Ox/Ox“ ging es zunächst um den Vergleich der mechanischen Kennwerte an Plattenmaterialien, die einerseits von den beiden an diesem Projekt beteiligten Partnern HTL und SKT hergestellt wurden sowie andererseits um die Gegenüberstellung mit Material des US Lieferanten COIC.

SKT und HTL hatten hierbei abweichende Fertigungsparameter, deren Auswirkungen im Zuge der Basischarakterisierung untersucht werden sollten. Die hohen Rohstoffkosten sorgten dafür, dass direkt eine teilfaktorielle Versuchsplanung gewählt wurde, sodass nicht jede erdenkliche Parameterkombination gefertigt und getestet werden musste. Die zu variierenden Eingangsparameter von SKT waren die Gewebearchitektur, die Sintertemperatur und der Ziel-Faservolumengehalt. Hierbei wurde zwischen den Gewebetypen SKT1, SKT2, SKT3 und dem direkt vom Hersteller 3M erhältlichen Gewebe DF11 unterschieden. In Bezug auf die Sintertemperatur wurde ausgehend von der SKT-Standardsintertemperatur die Temperatur um 50K erhöht oder reduziert. Die Brennkurve an sich wurde dabei nicht verändert. Der Ziel-FVG sollte entweder bei 35% oder bei 40% liegen.

Die einzelnen Gewebetypen haben neben unterschiedlichen Bindungsarten auch unterschiedliche Flächengewichte. Aufgrund eines vergleichsweise hohen Flächengewichts von etwa 610g/m² bei Gewebe SKT2, wurden diese Platten statt mit den eigentlich vorgesehenen 12 Lagen nur mit 8 Lagen gefertigt, um weiterhin auf eine Materialdicke von ca. 3mm zu kommen.

Vor der eigentlichen Plattenfertigung musste eine sinnvolle Plattengröße gewählt werden, um einerseits genügend Material für die vorgesehenen Prüfungen und dementsprechend die Entnahme der Probekörper zu haben. Andererseits sollte möglichst wenig Verschnitt des teuren Gewebes entstehen. Die teilweise Entnahme von Zuschnitten in 45° Orientierung, die zum Erhalt einer Platte mit quasi-isotropen Lagenaufbau benötigt werden, sorgte letztlich dafür, dass die SKT Platten mit einem Maß von 325x325mm² gefertigt wurden. Hierdurch wurde die Gewebebreite von 914mm bei DF11 bzw. 1070mm bei den eigenen SKT Varianten relativ gut ausgenutzt. Vorab wurden dann einige Vorversuche mit den noch unbekannten Gewebetypen durchgeführt, um bei den späteren Platten die Prozessparameter richtig einzustellen.

Die Platten und Demonstratorbauteile wurden bei SKT mit händisch hergestelltem Prepreg gefertigt. Das bedeutet, dass zunächst das trockene Gewebe mit dem wasserbasierten Schlicker imprägniert und anschließend mit Hilfe der Rakeltechnologie der Faservolumengehalt des so erhaltenen Prepregs eingestellt wird. Die darauffolgende Konditionierung sorgt für eine definierte Adhäsivität des Prepregs, um dieses laminieren zu können. Die Zuschnitte erfolgen automatisiert mit einem Cutter. Nach der Ablage auf einer ebenen Oberfläche, um eine Platte zu erhalten oder auf einer Form, wird ein spezieller Folienaufbau gemacht. Die Platten wurden danach unter eine Vakuumhaube gepackt. Für die Demonstratorbauteile wurden jeweils Vakuumsäcke konzipiert, da die vorhandenen Vakuumhauben

die Geometrie nicht hätten abbilden können. Danach wird Vakuum angelegt und der Aufbau in den Autoklav überführt, wo neben dem bereits anliegenden Vakuum noch zusätzlich mit Überdruck die Verpressung des Lagenaufbaus bei erhöhten Temperaturen geschieht. Danach erfolgt die Entformung des Bauteils und ein Trocknungsschritt, um den Grünkörper zu erhalten. Der letzte Prozessschritt ist dann die Hochtemperaturbehandlung, dem eigentlichen Brand des keramischen Verbunds.

Letztlich wurden die in der nachfolgenden Tabelle aufgelisteten Platten gefertigt.

Tabelle 1: SKT Plattenübersicht.

Plattenbezeichnung	Gewebetyp	Sintertemperatur [°C]	Ziel-FVG [%]	Lagenanzahl
TUR-SKT_DOE-01	SKT 1	Standard -50°C	40	12
TUR-SKT_DOE-02	SKT 2	Standard -50°C	35	8
TUR-SKT_DOE-03	SKT 1	Standard +50°C	35	12
TUR-SKT_DOE-04	SKT 2	Standard +50°C	40	8
TUR-SKT_DOE-05	SKT 3	Standard	35	12
TUR-SKT_DOE-06	SKT 3	Standard	40	12
TUR-SKT_DOE-07	3M-DF11	Standard	35	12
TUR-SKT_DOE-08	3M-DF11	Standard +50°C	35	12
TUR-SKT_DOE-09	SKT 3	Standard -50°C	35	12
TUR-SKT_DOE-10	SKT 3	Standard +50°C	40	12

Die einzelnen Platten wurden in einem etwas größeren Zeitabstand gefertigt, da die Gewebevarianten SKT1, SKT2 und SKT3 erst bei einem externen textiltechnischen Verarbeiter in Auftrag gegeben werden mussten. DF11 hatte SKT noch auf Lager. Im Anschluss an die Fertigung der Platten wurden diese jeweils vor dem Versand an das HTL, welche die Probenentnahme und Materialprüfungen durchgeführt haben, SKT intern zerstörungsfrei getestet. Die Platten wurden im Zuge dessen geometrisch vermessen, womit rechnerisch der Faservolumengehalt berechnet werden konnte. Des Weiteren wurde die Gefügehomoogenität mit einer Ultraschalluntersuchung überprüft sowie die Rohdichte und Porosität bestimmt. Nachfolgend ist exemplarisch eine Ultraschallaufnahme von der Benchmarkplatte TUR-SKT_DOE-06 gezeigt. Das Gefüge ist aufgrund der relativ gleichmäßigen Graufärbung als homogen zu bewerten. Die drei blauen Streifen am linken Plattenrand stammen von der Halterung in der Anlage.

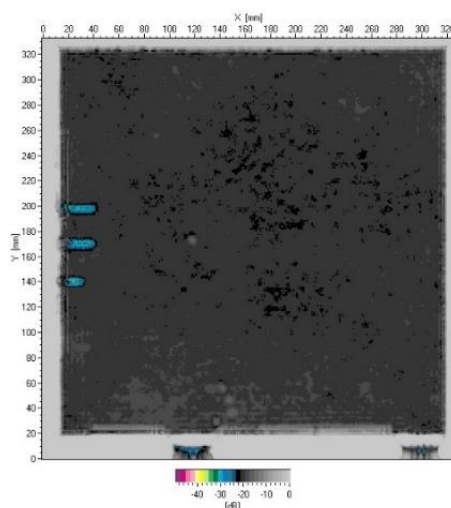


Abbildung 1: US-Bild der Platte TUR-SKT_DOE-06.

Eine zur Probenentnahme beim HTL wasserstrahlgeschnittene Platte ist in Abbildung 2 gezeigt. Es ist zu erkennen, dass für die unterschiedlich durchgeführten Prüfungen verschiedene

Probekörpergeometrien benötigt werden. Die jeweilige Entnahme erfolgte dabei in 0° und 90° Orientierung.

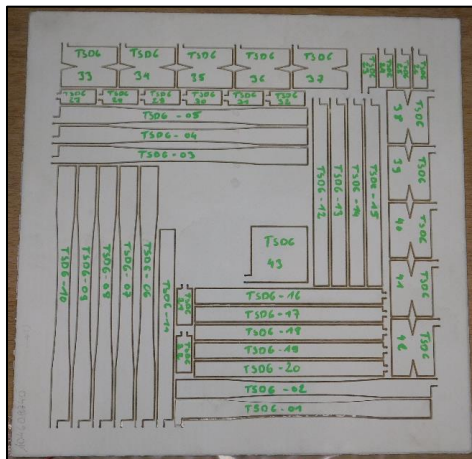


Abbildung 2: Wasserstrahlgeschnittene SKT Platte.

Die zu erreichenden Zielgrößen, insbesondere in Bezug auf die mech. Kennwerte, wurden zunächst von RRD ausgearbeitet und anschließend deren Erreichbarkeit mit den Projektpartnern diskutiert. Eine gemeinsame Festlegung der Kennwerte war das Resultat.

Die Ergebnisse der mech. Prüfungen der SKT-DOE Platten sind in Tabelle 2 aufgelistet.

Tabelle 2: Ergebnisübersicht der SKT-DOE Platten.

		Zielwerte	TUR-SKT_ DOE-01	TUR-SKT_ DOE-02	TUR-SKT_ DOE-03	TUR-SKT_ DOE-04	TUR-SKT_ DOE-05	TUR-SKT_ DOE-06	TUR-SKT_ DOE-07	TUR-SKT_ DOE-08	TUR-SKT_ DOE-09	TUR-SKT_ DOE-10
Gewebetyp			SKT 1	SKT 2	SKT 1	SKT 2	SKT 3	SKT 3	3M-DF11	3M-DF11	SKT 3	SKT 3
Matrixtyp			AZ	AZ	AZ	AZ	AZ	AZ	AZ	AZ	AZ	AZ
Lagenzahl			12	8	12	8	12	12	12	12	12	12
Sintertemperatur	[°C]		Standard -50°C	Standard -50°C	Standard +50°C	Standard +50°C	Standard	Standard	Standard	Standard +50°C	Standard -50°C	Standard +50°C
Plattendicke (gesintert)	[mm]	3,0	2,91	3,35	3,51	3,22	3,28	3,16	3,32	3,28	3,76	3,18
Lagendicke (gesintert)	[mm]	0,19 - 0,25	0,24	0,42	0,29	0,40	0,27	0,26	0,28	0,27	0,31	0,27
Faservolumengehalt (berechnet)	[%]	35 - 45	38,1	37,4	31,6	38,9	37,5	38,9	34,6	35,0	32,8	38,7
Flächengewicht	[g/m²]		360	610	360	610	400	400	373	373	400	400
Gewebedicke	[mm]		0,23	0,45	0,27	0,39	0,29	0,26	0,27	0,27	0,29	0,26
Gesamtdicke (berechnet)	[mm]		2,78	3,58	3,18	3,14	3,52	3,08	3,28	3,28	3,52	3,08
Dichte Platte SKT (Archimedes)	[g/cm³]	2,7 - 3,0	2,72	2,80	2,72	2,84	2,83	2,80	2,69	2,74	2,78	2,87
Porosität Platte SKT (Archimedes)	[mm]	22 - 35	33,73	31,63	34,68	30,91	30,98	31,46	34,46	33,45	32,46	30,08
Dichte Proben HTL (Archimedes)	[g/cm³]	2,7 - 3,0	2,73	2,83	2,73	2,87	2,86	2,77	2,66	-	2,74	-
Porosität Proben HTL (Archimedes)	[mm]	22 - 35	33,08	30,76	33,77	29,67	29,82	31,71	35,00	-	33,75	-
Biegespannung σ_b	[MPa]		190 ± 7	175,5 ± 11	207 ± 7	212,2 ± 8	248 ± 11	225 ± 25	208 ± 14	-	235 ± 13	290 ± 8
Biegemodul E_b	[GPa]	50 - 100	67 ± 3	63 ± 4	70 ± 2	72 ± 4	77 ± 2	69 ± 2	69,1 ± 3	-	61 ± 3	115 ± 4
Interlaminare Scherfestigkeit ILSS	[MPa]	11 - 15	8,5 ± 0,6	11,46 ± 0,8	10 ± 0,7	14,6 ± 1,0	10,4 ± 0,9	11,9 ± 1,1	9,55 ± 0,8	-	11,4 ± 1,4	16,4 ± 2,4
Zugspannung σ_z	[MPa]	200 - 270	163 ± 3	140 ± 6	118 ± 8	147,1 ± 7	193 ± 5	187,6 ± 9	169 ± 12	-	151 ± 10	112 ± 7
Zugmodul E_z	[GPa]	85 - 120	76 ± 4	77 ± 8	72 ± 4	77,4 ± 8	85 ± 4	85,6 ± 10	82 ± 7	-	73 ± 3	87 ± 7
Stirnzugspannung σ_{33}	[MPa]	4 - 10	1,9 ± 0,4	1,9 ± 0,9	2,5 ± 0,7	4,6 ± 0,8	3,1 ± 1,0	2,3 ± 1,1	1,7 ± 0,03	-	1,8 ± 0,6	3,6 ± 1,2
Iosipescu Scherspannung τ_{max}	[MPa]	30 - 45	82 ± 9	63 ± 6	47 ± 4	82 ± 5	82 ± 6	87 ± 10	69 ± 0,2	-	79 ± 5	74 ± 14

Die grün markierten Zellen zeigen, dass insbesondere die Platten mit Gewebetyp SKT 3 die Zielwerte zum Großteil erreicht haben. Durch weitere Materialanpassungen, z.B. des bei SKT in diesem Projekt nicht veränderten Matrixsystems, ist davon auszugehen, dass noch weitere Zielwerte erreicht werden würden. Nichtsdestotrotz hat RRD diese Werte und die dahinterstehenden Spezifikationen als für die Zielerreichung geeignet bewertet.

Nach Erhalt der Prüfergebnisse durch das HTL wurde versucht mit Hilfe von Statistik-Auswertungstools, die von den Projektpartnern HTL und RRD genutzt wurden, die Auswirkungen der geänderten Parameter auf die mech. Kennwerte zu bewerten. Auf dieser Grundlage wurden dann die Parameter zur Fertigung der Demonstratoren festgelegt (s. Tabelle 3).

Tabelle 3: Fertigungsparameter der von SKT gefertigten Demonstratoren.

Plattenbezeichnung	Gewebetyp	Sintertemperatur [°C]	Ziel-FVG [%]
Long Lobe 1	SKT 3	Standard	40
Long Lobe 2	3M-DF11	Standard	40
4 Lobe	SKT 3	Standard	40

Für den direkten Vergleich der Bauteile von HTL und SKT, insbesondere der Long Lobes, sollte neben einem Long Lobe mit dem SKT Benchmarkmaterial, mit SKT3 als Verstärkungskomponente, auch ein Long Lobe mit DF11 gefertigt werden, da das HTL für die Demonstratorbauteile ausschließlich DF11 nutzt. Das Budget von RRD reichte bei dem 4 Lobe letztlich nur für eine Variante, sodass hier keine zweite Version mit DF11 beauftragt wurde.

Die hohe Komplexität der Merkmalsmuster, der hohe Gewebebedarf und die damit verbundenen Kosten führten dazu, dass die Bauteilgröße auf 75% der geplanten Ursprungsgröße reduziert wurde. Hierdurch musste die Konstruktion von RRD abgeändert werden. Nach dem Erhalt der überarbeiteten Konstruktionsdatei wurden die Werkzeuge konzipiert. Es wurden Besäumbereiche ergänzt und zusätzlich Flächen vorgesehen, um Folien aufzukleben.

Aufgrund der vergleichsweise hohen Kosten für die Rohstoffe und die Bearbeitung von Formen aus Stahl oder Aluminium, wurde eine Alternative aus einem Kunststoffmaterial gewählt. Hieraus wurden dann die Werkzeuge gefertigt. In Bezug auf das 4 Lobe musste das Werkzeug mehrteilig ausgeführt werden, da sonst aufgrund von Hinterschneidungen keine Entformung möglich gewesen wäre.

Ab Ende 2020 ist es dann allerdings zu starken Verzögerungen gekommen. Die Konstruktionen der einzelnen Lagen und deren Positionen konnten von RRD lange Zeit nicht zur Verfügung gestellt werden. Aus diesem Grund konnten auch die Gewebezuschnitte SKT-seitig erst nach längerer Wartedauer erzeugt und die Positionierung von diesen von der Konstruktion abgeleitet werden.

Nach einigen Legeversuchen, um einerseits Erkenntnisse zum Faserverlauf bzw. -verzug zu erhalten und andererseits die Gewebezuschnitte zu verfeinern, bei denen u.a. auch Schablonen und weitere Hilfsmittel generiert und getestet wurden, wurden, angefangen bei den Long Lobes, die finalen Bauteile gefertigt.

Zunächst wurden die zwei Long Lobes gefertigt. Nachfolgend sind diesbezüglich mehrere Bilder gezeigt.



Abbildung 3: Ablage der 1. Gewebelage auf die Form des Long Lobes.

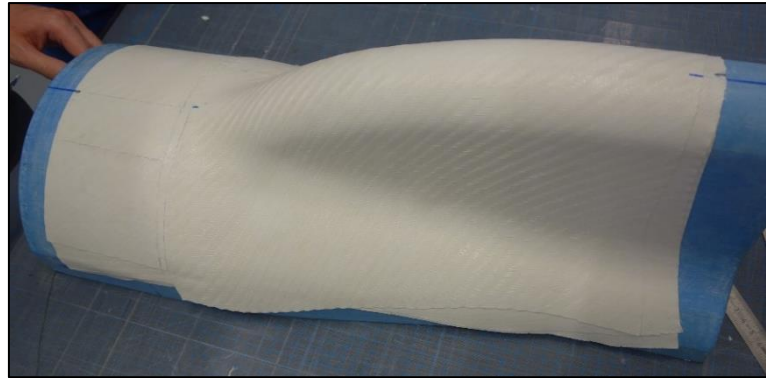


Abbildung 4: Aufnahmen während des Laminierprozesses von einem der Long Lobes.



Abbildung 5: Long Lobe eingepackt im Vakuumsack nach der Verdichtung im Autoklav.



Abbildung 6: Unbearbeitetes Long Lobe nach dem Sinterprozess.

Die Bauteile mussten anschließend auch noch mechanisch bearbeitet werden, wobei überstehendes Material abgetrennt und letztlich die von RRD vorgegebene Endkontur erreicht wird. Für die Bearbeitung mussten Haltestrukturen entwickelt und letztlich gefertigt werden, sodass das Bauteil in der Anlage fixiert ist und nicht beispielsweise aufgrund von Vibrationen verrutscht. Die Programmierung erfolgte auf Basis der Konstruktion.

Aus Gründen der Geheimhaltung dürfen keine Bilder der Anlagentechnik gezeigt werden, weshalb nachfolgend Bilder von den fertig bearbeiteten Long Lobes gezeigt sind.

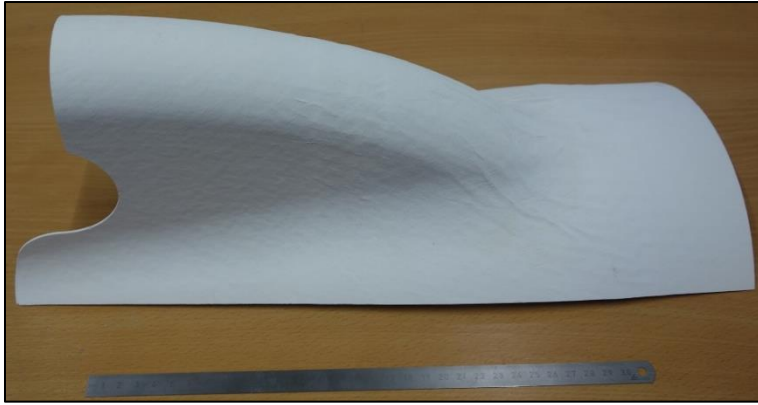


Abbildung 7: Draufsicht auf das bearbeitete Long Lobe.

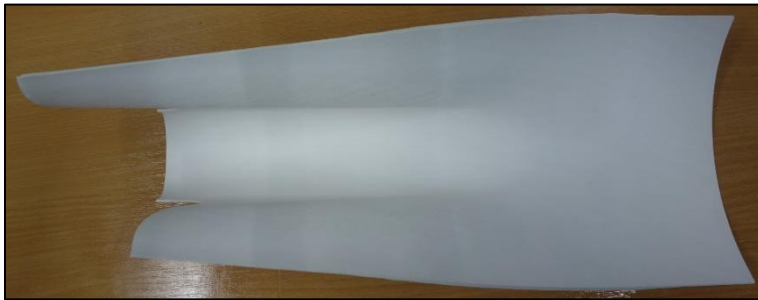


Abbildung 8: Innenansicht des bearbeiteten Long Lobes.

Neben der mehrfachen 3D-Vermessung, zu unterschiedlichen Zeitpunkten während des Fertigungsprozesses, wurden auch eine Sicht- und Klangprobe sowie eine aufgrund der Größe noch realisierbare R&P-Prüfung durchgeführt.

Im September 2022 wurde dann mit der Fertigung des 4 Lobes begonnen. Die hohe Anzahl an vorzubereitenden Prepregs sowie der sehr aufwendige Laminierprozess mit nachgeschaltetem Folienaufbau und Bau eines Vakuumsacks resultierten in einem mehrtägigen Fertigungsprozess.

Nachfolgend sind exemplarisch zwei Bilder von der Herstellung gezeigt.

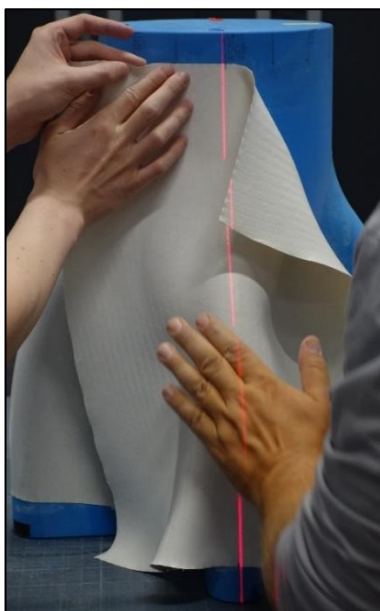


Abbildung 9: Aufnahme während dem Laminierprozess des 4 Lobes (links) und im Vakuumsack (rechts).

Aus Gründen der Geheimhaltung dürfen auch bzgl. der Bearbeitung des 4 Lobes keine Bilder der Anlagentechnik gezeigt werden, weshalb nachfolgend zwei Bilder von dem fertig bearbeiteten 4 Lobe gezeigt ist (s. Abbildung 10).

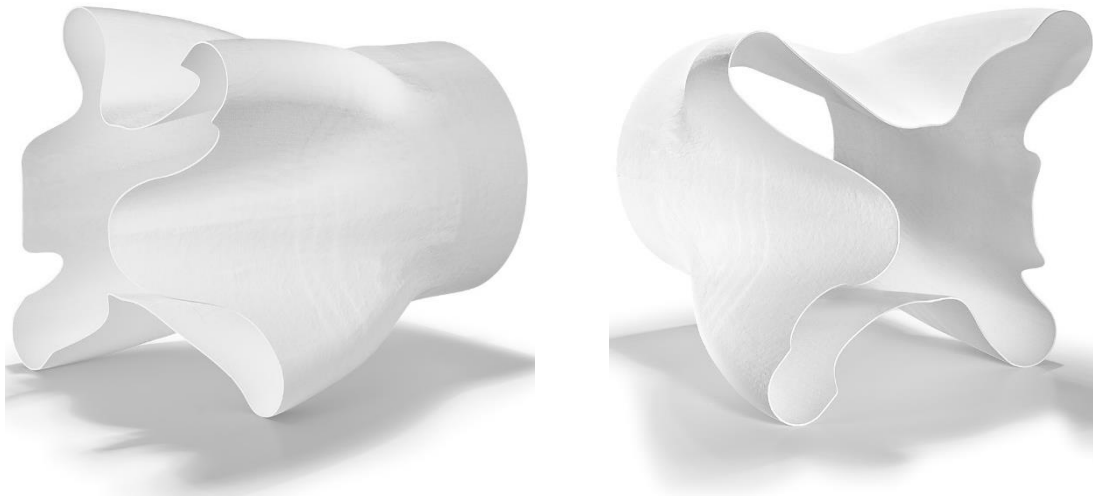


Abbildung 10: Bilder des 4 Lobes aus zwei Blickwinkeln.

Aufgrund der Größe des Bauteils konnte keine R&P-Prüfung an dem 4 Lobe durchgeführt werden. Demnach beschränkten sich die SKT internen QS-Maßnahmen auf die Bestimmung des lokalen Faservolumengehalts an diversen definierten Stellen auf dem gesamten Bauteil, eine Sicht- und Klangprobe sowie die mehrfachen 3D-Vermessungen, zu unterschiedlichen Zeitpunkten während des Fertigungsprozesses.

Die Demonstratoren wurden nach der Bearbeitung und den durchgeführten QS-Maßnahmen an RRD versendet. Zunächst wurden RRD die beiden Long Lobes zur Verfügung gestellt. Diese wurden dann auch auf dem Prüfstand instrumentiert und getestet. Hierbei konnten die Erwartungen an den Werkstoff bzw. das Bauteil erfüllt werden. Ebenso haben die Versuchsergebnisse gut mit der erstellten Simulation auf Basis des in diesem Projekt aufgebauten OFC-Materialmodells übereingestimmt. Die Schädigungen der Bauteile sind in den prognostizierten Bereichen aufgetreten. Diese Ergebnisse wurden von RRD bei dem Abschlusstreffen im Januar 2023 vorgestellt. Das 4 Lobe konnte im Zuge von diesem Projekt leider nicht mehr getestet werden.

1.2 Hauptaufgabengebiet 2 „Materialentwicklung SiC/SiC“

Im Hauptaufgabengebiet 2 „Materialentwicklung SiC/SiC“ haben die Projektpartner in insgesamt 4 Iterationen ihre jeweiligen Werkstoffe verbessert. Anhand einer Liste an Minimalanforderungen vom Projektpartner MTU wurde gegen Ende des Projektes der Werkstoff von Schunk als der vielversprechendste Kandidat für die Herstellung des Fingerprints zur erweiterten Charakterisierung ausgewählt.

Schunk hat sich bei der Materialentwicklung vor allem auf die Prozessroute zur Herstellung eines CVI+LSI basierten Werkstoffes konzentriert, um einen dichten und damit für die Luftfahrt geeigneten Werkstoff herzustellen. Die Iterationen bestanden alle aus SiC-Gewebe, welche im Auftrag von einem externen Anbieter (ATL) mit einer BN/SiC Faserbeschichtung beschichtet worden sind. Diesen Herstellungsschritt ließ Schunk extern durchführen, da intern keine Möglichkeiten einer BN-CVI Faserbeschichtung gegeben waren. Die damit hergestellten starren Preformen wurden ab Iteration 3 mit einer zusätzlich SiC-CVI Schicht von Schunk versehen und anschließend mit einer Matrix aus Kohlenstoff über eine Harzpyrolyse infiltriert, bevor das Halbzeug im abschließenden siliziert worden ist. Bei der Silizierung wurde nicht nur ein finaler dichter Werkstoff hergestellt, sondern auch der in der Matrix bereits vorhandene Kohlenstoff zur Reaktion in Siliziumkarbid genutzt.

Nur in Iteration 2 wurden die Vorteile eines CVI+PIP Werkstoffes eruiert und als Charakterisierung der externen BN Faserbeschichtung genutzt. Anstatt der Kohlenstoffinfiltration und anschließenden Silizierung wurde die CVI-Preform in dieser Iteration in mehreren Nachverdichtungsschritten mit einem präkeramischen Prekursor infiltriert, welcher zu SiC pyrolysiert worden ist. Siehe in Abbildung 11 die verschiedenen Verfahrensschritte der Herstellungsprozesse.

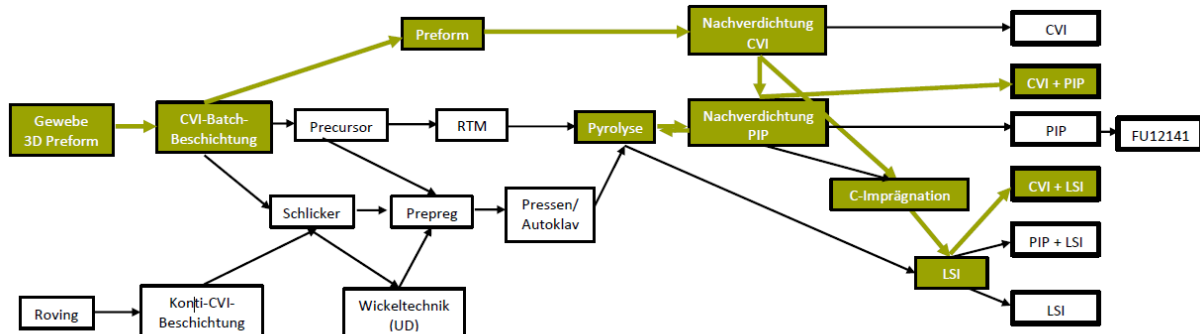


Abbildung 11: SiC/SiC Herstellrouten mit den hervorgehobenen Verfahrensschritten zur Werkstoffherstellung im TurbAn Projekt.

Iteration 1

In der ersten Iteration reagierte das Silizium teilweise mit dem in der Matrix vorhandenen Kohlenstoff zu sekundärem SiC. Allerdings zeigen die Werkstoffmikrostrukturen der ersten Probeniteration eine sehr inhomogene Matrix mit großen Bereichen freien Siliziums und nicht reagierten Kohlenstoffblöcken, siehe Abbildung 12. Der in der Matrix verbleibende Kohlenstoff stellt dabei eine potenzielle Schwachstelle dar, da bei einem späteren Einsatz des Werkstoffes im Heißgasbereich der Turbine eventuell entstehende Mikrorisse dem Sauerstoff und Heißgas Zugang zu dem Inneren des Bauteils und dem darin noch enthaltenen Kohlenstoff bieten können. Die hohe Oxidationsneigung des Kohlenstoffes würde zu einer sofortigen Verminderung der Eigenschaften des SiC/SiC Verbundwerkstoffes führen.

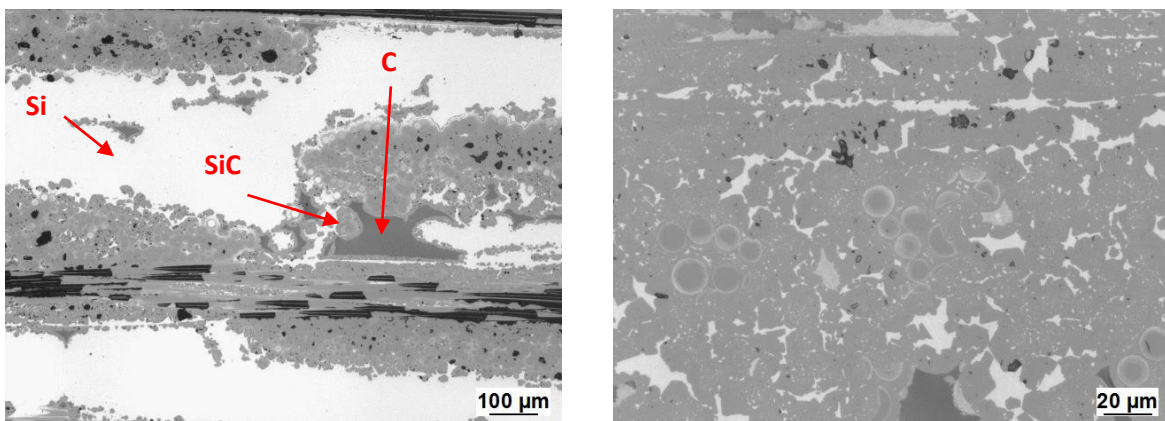


Abbildung 12: Inhomogene Mikrostruktur der ersten Werkstoffiteration.

Zudem ist in Abbildung 12 ebenfalls die fehlende Schutzwirkung der Faserbeschichtung vor dem Angriff des flüssigen Siliziums gezeigt. Das Silizium zeigt sich gegenüber der schützenden SiC-CVI Schicht und der SiC-Faser selbst als aggressiv und greift diese an. Durch Auflösungs- und Abscheidungsprozesse kann somit die SiC-Schicht umgangen und die Faser selbst angegriffen werden. Weiterhin können Diffusionsprozesse des Siliziums durch die SiC-Schicht und eine teilweise Ablösung der Schicht von der Faser schon vor der Silizierung zu einem Kontakt des flüssigen Siliziums mit der SiC-Faser führen. Nicht nur eine teilweise Auflösung der Faser, sondern schon eine Überwindung der schützenden SiC und der schwachen BN-Interphase und eine feste Verbindung der Faser zur umgebenden Matrix, sorgt

für das Fehlen des angestrebten schadenstoleranten Verhaltens eines SiC/SiC Faserverbundwerkstoffes. Der Werkstoff weist ein sprödes Versagensverhalten auf und hat bei den hergestellten Platten eine Bruchdehnung von nur 0,05 %. Diese liegt weit unter der angestrebten Bruchdehnung von 0,5 %. Die Analyse der Bruchfläche zeigt vereinzelt Faser-Pull-Out. Jedoch ist dieser nur an manchen Stellen ansatzweise zu sehen und die Faser-Pull-Out Länge ist mit 50-100 µm sehr gering.

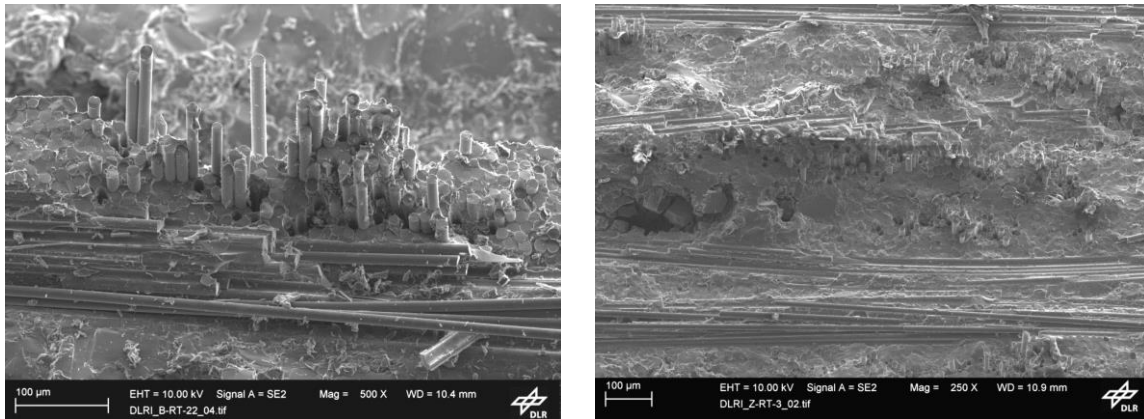


Abbildung 13: Bruchbildanalyse der ersten Werkstoffiteration zeigt vereinzelt Faser-Pull-Out mit sehr geringer Faser-Pull-Out Länge.

Die Platten weisen weiterhin beim mechanischen Testen eine Zugfestigkeit von 100 MPa und eine Biegefestigkeit von etwa 200 MPa auf, was ebenfalls unter den zu erfüllenden Mindestwerten von jeweils 250 und 300 MPa liegt. Aufgrund der geringen Bruchdehnung ist eine Angabe des Proportionalitätslimit nicht aussagekräftig.

Trotz der vollständigen Silizierung mit einer Restporosität von nur 1,6 % zeigen die Proben nach der Auslagerung in oxidativer Atmosphäre einen weiteren Verlust der Festigkeit von über 20 %. Trotz der Herstellung eines dichten Werkstoffes und damit dem erschwerten Zugang der sauerstoffhaltigen Atmosphäre zeigt der Werkstoff deutliche Oxidationserscheinungen und Verluste der mechanischen Eigenschaften.

Zudem zeigen die beiden Platten trotz identischer und gleichzeitiger Prozessierung in den Öfen nebeneinander einen signifikanten Unterschied in den mechanischen Eigenschaften zueinander. Die schlechten Eigenschaften insbesondere das spröde Versagensverhalten sind vor allem auf die für diese Prozessierung ungeeignete Faserbeschichtung zurückzuführen.

Für die zweite Materialiteration wurden deswegen identisch beschichtete Platten mittels einer PIP (Polymer Infiltration und Pyrolysis) Matrix hergestellt, bei denen ein präkeramischer SiC-Präkursor die SiC Matrix bildete. Durch mehrere aufeinander folgende Infiltrations- und Pyrolyse Prozesse wurden zwei Platten für die zweite Werkstoffiteration hergestellt. Diese haben einen Faservolumengehalt von etwa 38 % und wurden bis zu einer offenen Porosität von 8 % (Zielsetzung der Platten < 10 %) nachverdichtet.

Die prinzipielle Funktionsweise der schwachen BN-Interphase zur Herstellung eines schadenstoleranten SiC/SiC CMC Werkstoffes und die oxidative Schutzwirkung der dichten SiC-Beschichtung um die Fasern herum sollte dabei trotz der offen porösen PIP Matrix untersucht werden. Da es bei dieser Herstellung nicht am Ende zu einer Silizierung kommt, besteht ebenfalls bei der PIP Prozessierung nicht die Gefahr, dass die Faserbeschichtungen schon während der Herstellung durch aggressive Infiltrationsmaterialien angegriffen und teilweise zerstört werden. Der Test der Funktion der schwachen BN-Schicht, dem erwarteten schadenstoleranten Versagensverhalten und dem Faser-Pull-Out ist demnach möglich. Da die BN und SiC CVI-Schichten um die Fasern herum nicht porös sind, sollten sie ebenfalls prinzipiell die darunter liegende Faser vor der Oxidation bei der Auslagerung der Proben bei hohen Temperaturen abschirmen und für einen geringen Verlust der mechanischen Eigenschaften nach der Auslagerung sorgen.

Die Mikrostruktur der PIP prozessierten CVI-beschichteten Werkstoffvariante ist in Abbildung 14 zu sehen. Die offene Porosität ist dabei ein Kennzeichen der PIP Prozessierung und resultiert aus der wiederholten präkeramischen Polymerinfiltration und Pyrolyse. Die Abbildung rechts zeigt eine vergrößerte Darstellung der Fasern in der SiC-Matrix. Anders als in Abbildung 12 ist die Faserbeschichtung, sowohl die SiC als auch die BN-Schicht, sowie die Faser selbst noch intakt. Der Vorteil in dieser Art der Prozessierung liegt also bei der schadenslosen Werkstoffprozessierung und dem Vermeiden des Risikos der Silizierung.

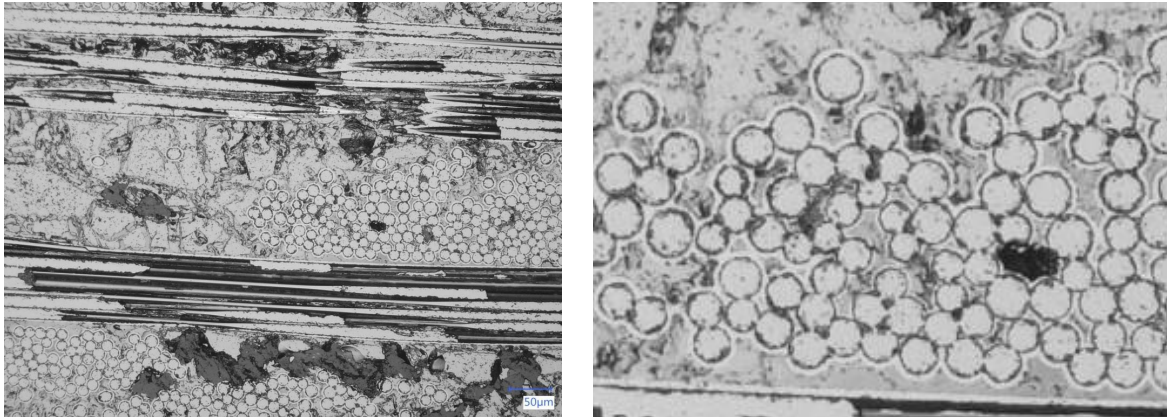


Abbildung 14: Mikrostruktur der PIP prozessierten CVI-beschichteten Werkstoffvariante.

Die Festigkeitswerte liegen nahe bei den Mindestanforderungen oder erfüllen diese sogar mit Festigkeiten von 230 MPa im Zugtest und 450 MPa im Biegetest. Die Funktion der schwachen BN-Interphase konnte ebenfalls bestätigt werden. Die Platten zeigen wie erwartet ein schadenstolerantes Bruchverhalten mit einer Bruchdehnung von 0,4 % im Biegeversuch und 0,22 % im Zugversuch. Allerdings liegen die Werte unterhalb der Mindestanforderung von 0,5 % im Zugversuch und zeigen, dass die BN-Schicht, die für das schadenstolerante Verhalten sorgt, nicht im optimalen Zustand vorliegt. Der für schadenstolerante CFC-Werkstoffe charakteristische Faser-Pull-Out der Proben getestet bei den Raumtemperatur Experimenten ist in Abbildung 15 zu sehen. Dieser verringert sich signifikant bei den Proben, die nach der oxidativen Auslagerung gemessen worden sind. Die dichte CVI-Faserbeschichtung bietet nur einen ungenügenden Schutz vor dem oxidativen Angriff bei der Auslagerung. Der Werkstoff verliert trotz dichtem CVI-Anteil in der Matrix 20 % seiner Festigkeit. Dies liegt vermutlich vor allem an der offenen Porosität der PIP-Matrix. Allerdings ist auch der Oxidationswiderstand der BN-Schicht noch nicht ausreichend untersucht, um eine Abschätzung über die Qualität der BN-Schicht zu treffen und deren Auswirkung auf die Oxidationsneigung des Werkstoffes selbst bei dichter Matrix.

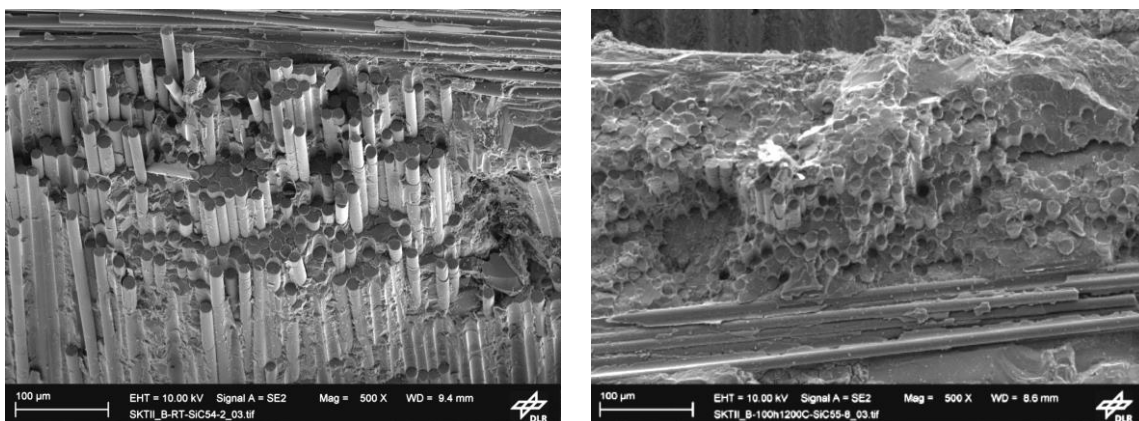


Abbildung 15: Mikrostruktur mit Faser-Pull-Out getestet bei Raumtemperatur (links) und nach der oxidativen Auslagerung (rechts).

Auch wenn die Schutzwirkung der BN-Schicht noch nicht restlos untersucht ist, bietet eine Matrix mit offener Porosität, wie diese bei der PIP Prozessierung herstellungsbedingt entsteht, prinzipiell immer eine gewisse Schwachstelle für den Werkstoff. Bei einem späteren Einsatz im Heißgasbereich der Flugzeugturbine hätte die Umgebungsluft, die nicht nur aus Sauerstoff sondern auch aus Heißgas besteht, ungehinderten Zugang zum Inneren des Bauteils und dies ohne vorherige Rissbildung. Eine teilweise Oxidation aus dem Inneren der Probe von Anfang an ist damit unausweichlich. Der Schutz der dichten CVI-Beschichtungen um die Fasern ist bei dem hergestellten Werkstoff ungenügend, weswegen auch dieser nicht ausreichend für einen Einsatz bei späteren Heißgasbedingungen geeignet ist.

Aus diesem Grund wurde in der dritten Iteration wieder das Verfahren aus CVI+LSI priorisiert, um den SiC/SiC Werkstoff herzustellen. Die Zeit seit der 1. Iteration hat man genutzt, um den Angriff vom Silizium auf die SiC-Faser und die SiC-Faserbeschichtung genauer zu untersuchen, um eine wirksame Schutzschicht während der Prozessierung um die Fasern herum aufzubauen. Die unzureichende Schutzschicht von BN/SiC, die von ATL aufgebracht werden kann, ist bereits aus Iteration 1 her bekannt. Durch Diffusion und Auflösungsverhalten wird die SiC-CVI Schicht angegriffen und aufgelöst. Der Kohlenstoff wird als sekundäres SiC in der Matrix wieder abgeschieden, trägt aber nicht mehr zum Schutz der SiC-Fasern bei. Eine Auflösung der Schutzschicht und subsequent der SiC-Faser hat einen signifikanten Verlust der mechanischen Eigenschaften, sowohl der Festigkeit als auch der Bruchdehnung, zur Folge (siehe Iteration 1).

Der naheliegendste Weg die Schutzschicht effektiver zu gestalten, ist es die SiC-CVI Schichtendicke zu erhöhen. Aufgrund der limitierten Haltezeit bei der Silizierung hat auch das Silizium nur einen gewissen Zeitraum oberhalb seiner Schmelztemperatur zur Verfügung durch die Schicht durchzudringen. Vorversuche an kleineren Platten ($100 \times 100 \times 3 \text{ mm}^3$) zeigten die notwendige Dicke einer solchen Schicht zum Schutz der Faser, die bei mehreren μm liegt. Zwei Platten mit BN/SiC Beschichtung von ATL wurden daraufhin mit einer weiteren SiC-CVI Beschichtung bei Schunk im Hause versehen. Anschließend erfolgte wie bei Iteration 1 die Harzinfusion mit Pyrolyse, um eine Kohlenstoffquelle in der Matrix zu schaffen, die für die Bildung weiteren SiCs während der Silizierung dient. Abschließend wurden die beiden Platten bei 1450°C mittels Kapillarsilizierung stehend siliziert. Bei der zerstörungsfreien Qualitätsanalyse mittels Ultraschalles wurde eine Delamination in einer der Platten aufgezeigt. Bei welchem Prozessschritt diese entstand, konnte im Nachhinein nicht festgestellt werden. Sie war optisch im größeren Umfang erst nach der Silizierung zu erkennen. Ob die Delamination jedoch schon ihren Ursprung während der Faserbeschichtung oder der Pyrolyse hatte und die innewohnende Spannung bei der abschließend Silizierung nur zu einer Vergrößerung des Effektes geführt hat, konnte nicht festgestellt werden.

Zeitgleich wurde eine weitere Platte prozessiert, bei der nicht nur die Dicke der SiC-CVI Beschichtung neu eingestellt worden ist, sondern auch deren Qualität. Vorversuche hatten gezeigt, dass unterschiedliche SiC-CVI Schichten eine andere Schutzwirkung vor dem Angriff des Siliziums bringen. Um die vereinbarten Versuchsproben zum Testen zur Verfügung zu stellen, wurde deswegen zusätzlich diese Platte mit noch weiter optimierter CVI-SiC Prozessierung geliefert.

Die Ergebnisse zeigten einen signifikanten Unterschied der bei Schunk zusätzlich aufgetragenen Schutzschicht und deren Wirkung während der Silizierung und werden deswegen im Nachhinein als Iteration 3.1 und 3.2 (weitere Optimierung CVI-SiC Beschichtung) bezeichnet.

Bei Iteration 3.1 lag der Fokus auf der Erhöhung der SiC-Beschichtungsdicke und dadurch dem Schutz der darunter liegenden Fasern. Die Mikrostruktur der Proben aus Iteration 3.1 sind in Abbildung 16 zu sehen und zeigen, dass beim Hochskalieren von den $100 \times 100 \times 3 \text{ mm}^3$ Vorversuchs-Platten auf $250 \times 250 \times 3 \text{ mm}^3$ Platten noch Schwierigkeiten auftraten.

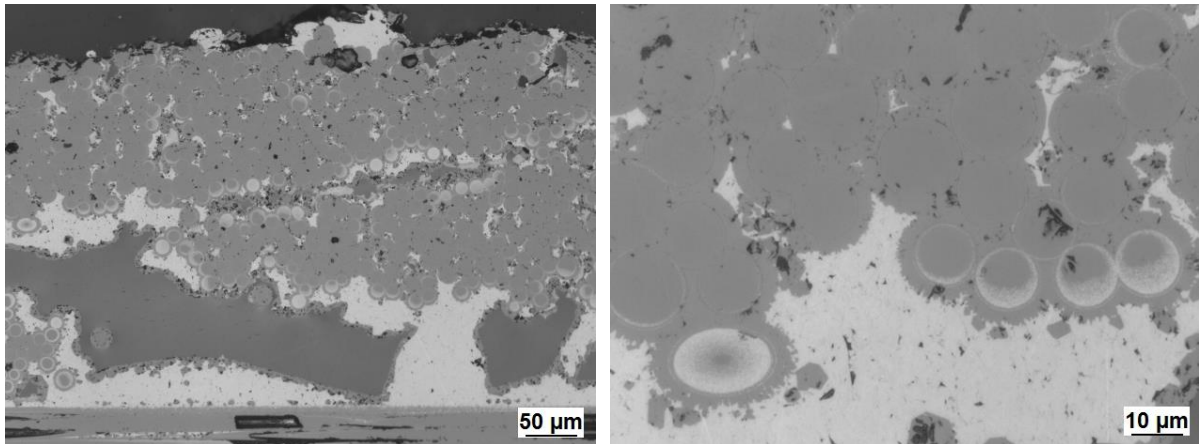


Abbildung 16: Mikrostruktur Iteration 3.1 zeigt stellenweise noch Faserangriff durch das Silizium.

Im Vergleich zu Iteration 1 wurde die SiC-Schichtdicke deutlich erhöht, allerdings war sie noch zu dünn, um auch die außenliegenden Fasern vor dem Angriff des Siliziums zu schützen. Es kam zum Auflösen der Fasern und dadurch zu weit unter der Erwartung liegenden Festigkeitswerten. Durch den teilweisen Faserangriff wiesen die Proben aus Iteration 3.1 nur Festigkeiten von 214 ± 53 MPa (4 Pkt. Biegung) und 111 ± 28 MPa (Zugtest) auf. Beides liegt unter den zu erreichenden Mindestwerten von 300 MPa in der Biegung und 250 MPa im Zugtest. Insbesondere die Bruchdehnung von $0,12 \pm 0,03$ % (4 Pkt. Biegung) und sowie $0,06 \pm 0,02$ % (Zugtest) entsprach nicht den erwünschten 0,5 % für einen SiC/SiC Faserverbundwerkstoff. Eine Analyse der Bruchbilder (exemplarisch gezeigt in Abbildung 17) zeigt das spröde Bruchverhalten und die eher glatten Bruchebene mit wenig vorhandenem Faser-Pull-Out.

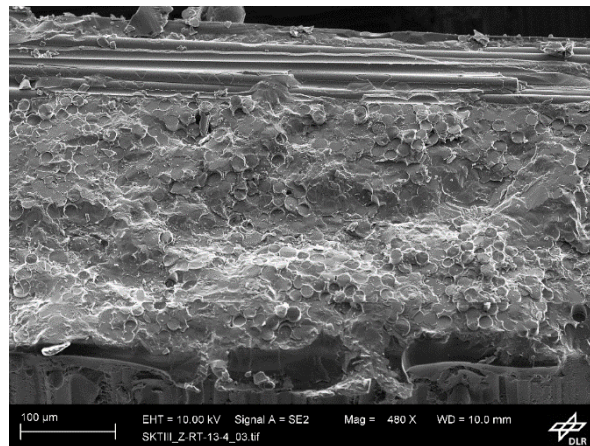


Abbildung 17: Bruchbild-Analyse von Iteration 3.1 zeigt den spröden Charakter der Proben aufgrund der teilweise silizierten SiC-Fasern.

Im Gegensatz zu Iteration 3.1 erfüllte die Probe aus 3.2 die erhoffte Wirkung ihrer optimierten SiC-CVI Faserbeschichtung. Die Mikrostruktur in Abbildung 18 zeigt zwar immer noch teilweise die Auflösung der SiC-Schutzschicht, diese ist bei den Proben von Iteration 3.2 allerdings in der Lage den Angriff aufzufangen und die darunter liegende SiC-Faser zu schützen. Im Gegensatz zu Iteration 3.1 (siehe Abbildung 16) werden auch die äußeren Faserfilamente geschützt und tragen deswegen zu den mechanischen Eigenschaften bei.

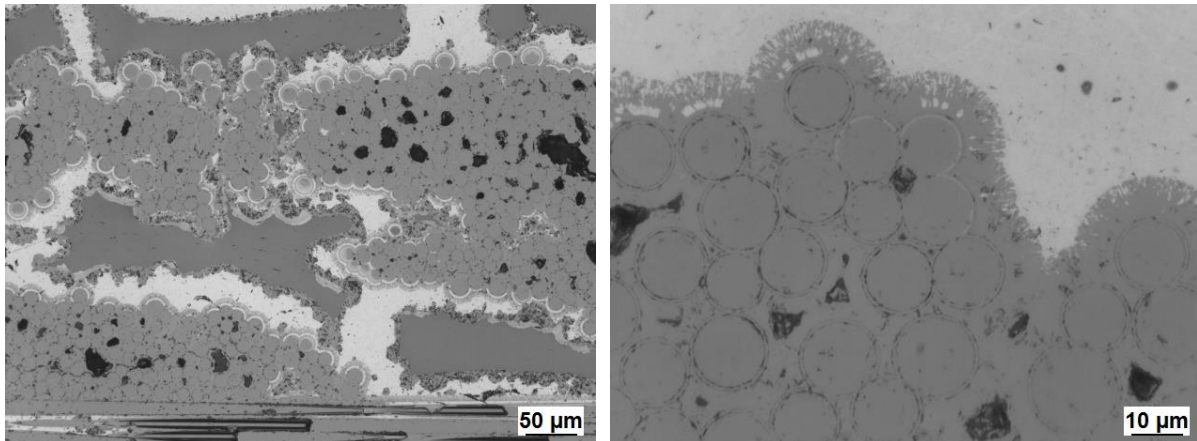


Abbildung 18: Mikrostruktur der Iteration 3.2 zeigt das Abwenden des Silizium-Angriffs in der optimierten SiC-CVI und den Erhalt darunter liegenden SiC-Fasern.

Wie die Mikrostruktur bereits erwarten lässt, weisen die Proben aus Iteration 3.2 eine signifikante Steigerung ihrer mechanischen Eigenschaften auf. Die Proben hatten Festigkeiten von 428 ± 35 MPa (4 Pkt. Biegung) und 255 ± 13 MPa (Zugtest) mit Bruchdehnung von $0,30 \pm 0,02$ % (4 Pkt. Biegung) sowie $0,22 \pm 0,02$ % im Zugtest. Es kam zu einer Steigerung der Eigenschaften gegenüber Iteration 3.1 um das Doppelte. Die Analyse der Bruchfläche bestätigt das Versagensverhalten dieses SiC/SiC Materials. Abbildung 19 zeigt den Faser-Pull-Out der erhaltenen SiC-Fasern, welcher charakteristisch für Faserverbundwerkstoffe ist und Grundlage des schadenstoleranten Materialverhaltens.

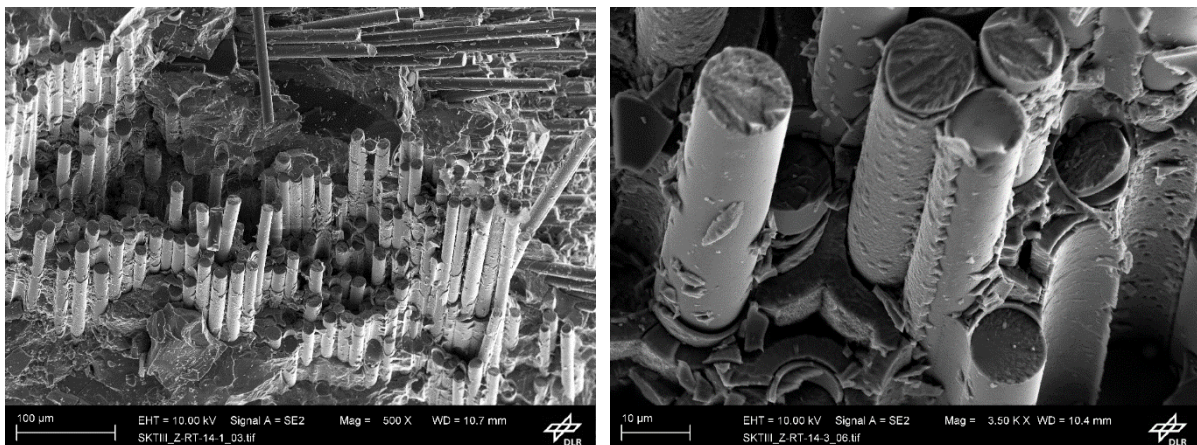


Abbildung 19: Bruchbild-Analyse von Iteration 3.2 zeigt das Schadenstolerante Verhalten des SiC/SiC Faserverbundwerkstoffes mit dem dafür charakteristischen Faser-Pull-Out.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass diese dicht silizierten Proben aus Iteration 3.2 bereits einige der Mindest-Anforderungskriterien im TurbAn Projekt mit einer Porosität $<5\%$, einer Biegefestigkeit >300 MPa, einer Zugfestigkeit von >250 MPa und einem Abfall der Biegefestigkeit nach Oxidation $<30\%$ aufweisen. Besonders bei der Auslagerung bei erhöhten Temperaturen, bei der nur ein Abfall <30 % gefordert worden ist, konnte diese Werkstoffvariante überzeugen, die keinen messbaren Abfall aufweist, sondern nach der Auslagerung von 100 Stunden bei 1200°C an Luft immer noch Festigkeiten von 439 ± 19 MPa und eine Bruchdehnung von $0,30 \pm 0,01$ % besitzt.

Die Anforderungen der Bruchdehnung von $0,5$ % und einem Proportional Limit von 150 MPa wurden mit $0,3$ % und 123 ± 7 MPa PPL knapp verfehlt. Es wurden allerdings signifikante Steigerungen gegenüber Iteration 1 und auch Variante 3.1 erreicht. Eine zusätzliche Aufbringung einer SiC-Schutzschicht unter optimierten Abscheidebedingungen bei Schunk erweist sich bei der Verwendung von reinem Silizium als Siliziermaterial als ausschlaggebend für gute mechanische Eigenschaften.

Iteration 4 ähnelte von den Herstellbedingungen sehr der Iteration 3.2 und baute auf den guten Vorerfahrungen dort auf. Es kam zu einem weiteren Fine-Tuning der von Schunk aufgebrachten SiC-CVI Beschichtung auf die von ATL beschichteten BN/SiC Faserpreformen. Auch die anschließende Matrixinfiltration wurde angepasst, um die Bildung von Restkohlenstoffblöcke zu vermeiden, bevor die Platten wieder pyrolysiert und kapillar siliziert wurden. Abbildung 20 zeigt die Mikrostruktur der Iteration 4. Sie zeigt, dass die CVI-Faserbeschichtung beständig genug gestaltet worden ist, um die SiC-Fasern vollständig vor dem Angriff des schmelzflüssigen Siliziums zu schützen. Es kam zu keinem Faserangriff oder Auflösungsverhalten. Zusätzliche konnten in der Matrix diesmal keine freie Kohlenstoffblöcke festgestellt werden. Nach der Silizierung lag eine reine Si/SiC Matrix vor.

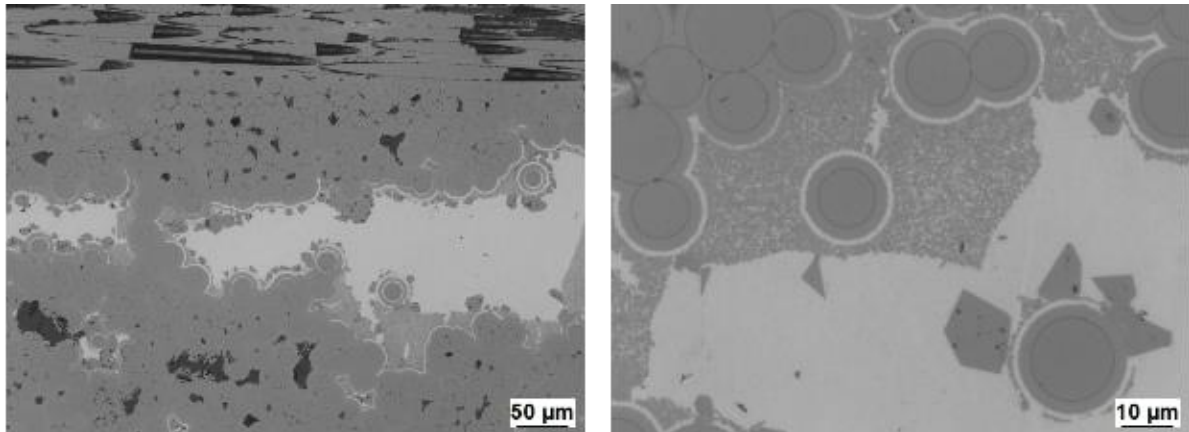


Abbildung 20: Mikrostruktur Iteration 4 zeigt vollständig erhaltene SiC-Fasern in einer Si/SiC Matrix.

Die mechanischen Eigenschaften bestätigen die Ergebnisse der Mikrostruktur und konnten gegenüber Iteration 3.2 noch einmal gesteigert werden. Sie betrugen 604 ± 34 MPa Festigkeit und $0,42 \pm 0,05$ Bruchdehnung im 4 Pkt. Biegeversuch und 282 ± 18 Festigkeit mit $0,28 \pm 0,05$ Bruchdehnung im Zugtest. Den Verlauf der Zugkurven kann in Abbildung 21 gesehen werden.

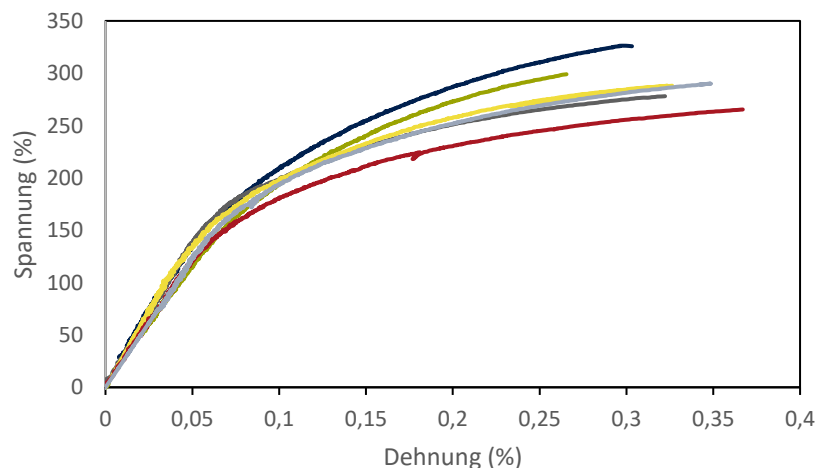
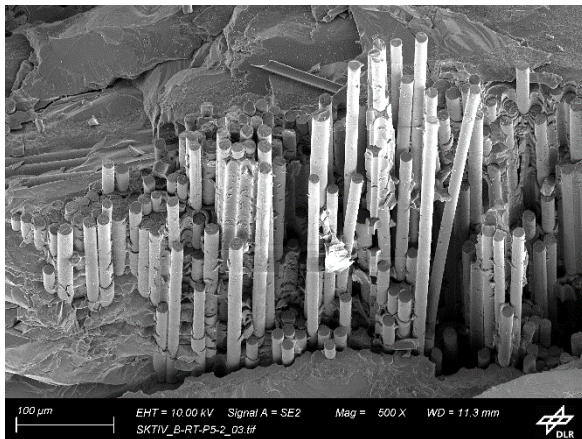


Abbildung 21: Zugkurven Iteration 4.

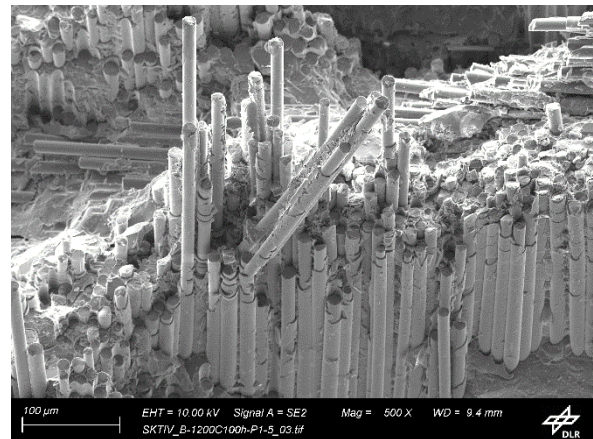
Damit sind mit einer Porosität von 1,54 % wieder die Mindest-Anforderungskriterien im TurbAn Projekt mit einer Porosität <5%, einer Biegefestigkeit >300 MPa und einer Zugfestigkeit von >250 MPa erfüllt worden. Auch die Abnahme der Festigkeit nach einer Auslagerung von 100 h bei 1200 °C an Luft liegt mit etwa 15 % deutlich unter der Anforderung von 30 %. Allerdings wurden diese Werte anhand einer 3 Pkt. Biegung noch einmal vor Ort bei Schunk an einer zusätzlichen Platte (parallele Prozessierung in den identischen Prozessen) getestet. Bei dieser Überprüfung zeigte sich, dass es erneut zu keinem

Abfall der Festigkeiten bei der Auslagerung an Luft kam, wie dies schon bei Iteration 3.2 der Fall war. Tatsächlich wurden Festigkeiten von 545 ± 24 MPa vor und 546 ± 36 MPa nach der Auslagerung gemessen.

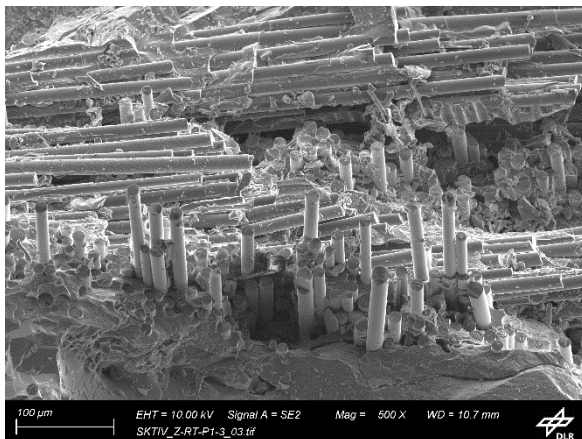
Die Bruchflächenanalyse (siehe Abbildung 22) bestätigt die gemessenen, guten mechanischen Eigenschaften. In allen Proben, ob gemessen im 4 Pkt. Biegeversuche vor oder nach der Auslagerung bei 1200 °C oder im Zugversuch, findet der charakteristische Faser-Pull-Out eines CMC-Werkstoffes statt. Er zeigt das schadenstolerante Bruchverhalten, welches für die für keramische Maßstäbe hohe Bruchdehnung verantwortlich ist.



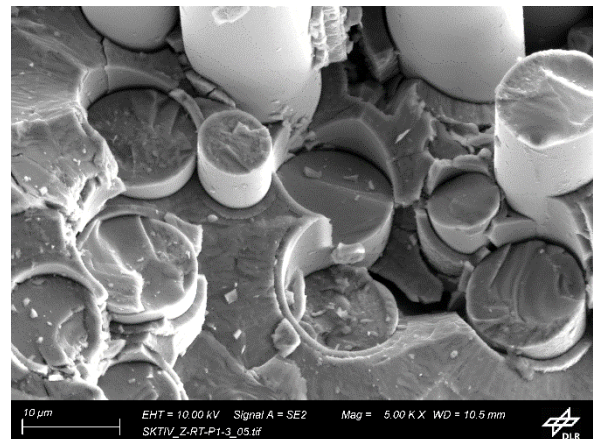
a) 4 Pkt. Biegung



b) 4 Pkt. Biegung nach Auslagerung 1200 °C



c) Zugversuch



d) Zugversuch (Detailansicht)

Abbildung 22: Bruchflächenanalyse Iteration 4.

Im Gegensatz zu Iteration 3.2 liegt bei Iteration 4 auch das Proportional Limit mit 168 ± 19 MPa über den Mindest-Anforderungen von 150 MPa. Damit wurden die Ziele die Restkohlenstoffblöcke in der Matrix aufzulösen und das Proportional Limit in Iteration 4 zu erhöhen erreicht. Einzig die Bruchdehnung, die abhängig von der Qualität der BN-Schicht ist, liegt unter den geforderten 0,5 % und wird damit knapp verfehlt. Da Schunk keine interne Möglichkeit der Herstellung einer BN-CVI Beschichtung hat musste diese bei jeder Iteration extern von ATL hergestellt werden. Eine notwendige umfangreiche Optimierung dieser lag damit außerhalb der Möglichkeiten im TurbAn Projekt.

Kennwerte	Herstellverfahren	Porosität	Biegefestigkeit	Zugfestigkeit	Proportional Limit	Bruchdehnung	Abfall Biegefestigkeit nach Oxidation
Anforderung		< 5 %	300 MPa	250 MPa	150 MPa	0,5 %	< 30 %
Iteration 1	CVI+LSI	1,6 ± 0,4 %	204 ± 50 MPa	108 ± 50 MPa	Nicht bestimmbar	0,05 ± 0,01 %	Nicht bestimmbar
Iteration 2	CVI+PIP	7,7 ± 0,8 %	449 ± 73 MPa	231 ± 25 MPa	86 ± 13 MPa	0,22 ± 0,05 %	-22 %
Iteration 3.1	CVI+LSI	5,4 %	214 ± 53 MPa	111 ± 28 MPa	93 ± 23 MPa	0,055 ± 0,02 %	0 %
Iteration 3.2	CVI+LSI	3,2 %	428 ± 35 MPa	255 ± 13 MPa	123 ± 7 MPa	0,22 ± 0,02 %	0 %
Iteration 4	CVI+LSI	1,54 %	604 ± 34 MPa	282 ± 18 MPa	168 ± 19 MPa	0,28 ± 0,05 %	-15 % (intern: 0%)

Abbildung 23: Kennwerte der Iterationen im TurbAn Projekt.

Abbildung 23 zeigt die Kennwerte aller von Schunk im TurbAn Projekt hergestellten Iterationen im Vergleich zueinander und zu den Anforderungen des Projektpartners MTU. Anhand der Zahlen und der farblichen Schattierungen ist bereits zu erkennen, dass deutliche Fortschritte bei der Werkstoffentwicklung im TurbAn Projekt erfolgen konnte. Iteration 4 hat bis auf die Bruchdehnung im Zugversuch alle Anforderungen erfüllt und diese in manchen Kategorien sogar weit übertroffen. Aufgrund dessen wurde Schunk von MTU beauftragt im Anschluss auch den Fingerprint aus diesem neuen SiC/SiC Werkstoff herzustellen. Der Fingerprint wurde identisch zur Iteration 4 mit 9 SiC/SiC Platten hergestellt und zu MTU geschickt. Mikrostrukturbilder der Fingerprint Proben, siehe Abbildung 24, zeigen die erwartete Mikrostruktur, ähnlich zu der aus Iteration 4, mit erhaltenen SiC-Fasern nach der Silizierung und einer dichten SiSiC Matrix. Bei der Silizierung kam es teilweise zu Problemen und bei manchen Platten sind geschlossene Poren nach dem Schneiden der Proben zu erkennen, die mechanisch zu einer Verminderung der Eigenschaften führen werden. Ebenso wird mit Inhomogenitäten zwischen den Platten gerechnet, aufgrund der verschiedenen Positionen bei der externen BN-Beschichtung bei ATL. Die Unterschiede in Position führen zu unterschiedlichen Dicken der Beschichtungen und dadurch Eigenschaften der Platten und werden sich beim Fingerprint zeigen. Eine nähere Charakterisierung dessen wurde vom Projektpartner DLR durchgeführt und müsste in einem Anschlussprojekt mit einer optimierten BN-Beschichtung, die auch eine höhere Bruchdehnung erlaubt, adressiert werden.

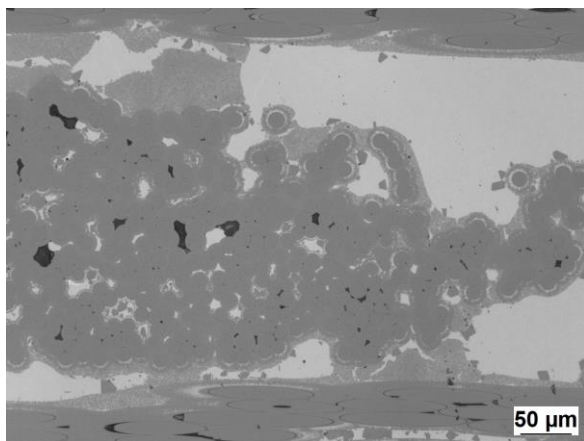


Abbildung 24: Mikrostruktur Auswertung Fingerprint.

2 Wichtigste Positionen des zahlenmäßigen Nachweises

Beim TurbAn Projekt kam es gemäß der Vorhabensbeschreibung neben den üblichen Personalkosten und innerbetrieblichen Leistungen zur internen Prozessierung, vor allem zu hohen Materialkosten und größeren Zahlungen im Posten „sonstige Kosten“. Die Materialkosten sind dabei auf die teuren keramischen Fasern und Gewebe zurückzuführen, die sowohl bei den oxidischen als auch bei den SiC-Fasern signifikant sind. Bei den einzelnen größeren Zahlungen im Posten „sonstige Kosten“ handelt es

sich um die bei ATL extern durchgeführten BN-Beschichtungen der SiC/SiC-Prozessiterationen. Da es bei Schunk keine Möglichkeit der Aufbringung einer BN-CVI Faserbeschichtung gibt, musste diese für die SiC/SiC Werkstoffe kritische Beschichtung extern durchgeführt werden.

3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Die Zuwendungen wurden gemäß dem im Projektantrag dargestellten Arbeits- und Kostenplan verwendet.

Der Fokus von SKT liegt bisher auf der Verarbeitung von kostengünstigeren höherfilamentigen 20k den Nextel™ 610 und 720 Fasern, die dann meistens als Plattenbauteile in Industrieanwendungen, z.B. dem Hochtemperaturofenbau, zum Einsatz kommen. Nichtsdestotrotz hat SKT auch Erfahrung mit der gesamten zur Verfügung stehenden Variation an Rovings, also 1,5k, 3k, 4,5k, 10k und 20k den. Für die Luft- und Raumfahrttechnik und die dort vorliegenden hohen Beanspruchungen der Bauteile, wird in der Regel auf die kostenintensiven 1,5k den Fasern bzw. Gewebe zurückgegriffen, da daraus gefertigte Bauteile höhere mech. Eigenschaften aufweisen. Durch die Auswahl einer geeigneten Gewebearchitektur wollte SKT dennoch auch die höherfilamentigen 3k den Fasern in den Versuchsreihen testen. Hierfür wurden mehrere Gewebe mit unterschiedlichen Webarten, sprich Bindungstypen und Flächengewichte, produziert. Dies hatte auch Erfolg, da mit einem der 3k den Gewebetypen (SKT 3) letztlich vergleichbare mech. Eigenschaften wie die mit 1,5k den gefertigten Bauteilen erzielt werden konnten. Die umfangreichen Testreihen wären ohne die finanzielle Unterstützung innerhalb des Projekts nicht umsetzbar gewesen. Des Weiteren ist viel Entwicklungsleistung in den Laminierprozess der Demonstratoren geflossen. Solche komplexen Geometrien würde SKT außerhalb von Förderprojekten wahrscheinlich nicht angehen, denn hier besteht zunächst kein gutes Kosten- und Nutzenverhältnis. Die Erfahrungen und das erlernte Know-How aus dem Projekt können jedoch für spätere komplexe Kundenbauteile angewendet und gewinnbringend eingesetzt werden. Auch die umfassenden Materialcharakterisierungen bei den Projektpartnern, die für die Charakterisierungen spätere Kundenbauteile ausschlaggebend sind, wären nicht möglich gewesen.

Das vor dem Projekt vorhandene SiC/SiC Material FU12141 (Prozessierung über PIP-Route) zeigt das schadenstolerante Verhalten eines keramischen CMC-Verbundwerkstoffes. Es besitzt jedoch nicht die Hochtemperaturbeständigkeit, die für einen Turbineneinsatz unabdingbar sind. Eine Optimierung oder Neuentwicklung einer anderen SiC/SiC Herstellroute für diesen Anwendungszweck war somit absolut notwendig. Es hat sich gezeigt, dass eine Hybridroute aus CVI+PIP zwar die Oxidationsbeständigkeit gegenüber der reinen PIP-Route verbessert, aufgrund der noch vorhandenen Restporosität der Abfall der Festigkeit jedoch für einen Turbinenwerkstoff für den Dauereinsatz nicht akzeptabel ist (siehe SiC/SiC Iteration 2). Es wurde die SiC/SiC Variante mit einer Prozessierung über das CVI+LSI Verfahren im TurbAn Projekt ausgewählt, da hierbei eine dichte Matrix mit besserer Oxidationsbeständigkeit als beim offen porösen FU12141 Material hergestellt werden kann. Durch diese Herstellroute werden zahlreiche PIP-Infiltrationsschritte vermieden, wodurch sich die kostenintensiven Hochtemperaturprozessschritte reduzieren. Dadurch wurde eine Variante ausgewählt, die auch industriell kosteneffizient hergestellt werden kann. Die Steigerung der Eigenschaften und kontinuierlichen Verbesserungen ist in Abbildung 23 zu sehen und münden in der Herstellung eines neuen schadenstoleranten und oxidationsstabileren SiC/SiC Werkstoffes (siehe Iteration 4). Die Herstellung dieses neuen SiC/SiC Materials und die Erfüllung aller, mit Ausnahme der Bruchdehnung, vorgegebenen Mindestanforderungen von MTU, zeigen nicht nur die Notwendigkeit der Arbeiten, sondern auch deren Angemessenheit.

4 Voraussichtlicher Nutzen, insbesondere Verwertbarkeit der Ergebnisse

Im Zuge des Projekts ist der Übergang von oxidkeramischen Faserverbundplatten hin zu Demonstratoren mit komplexer Geometrie erfolgt. Während dieser Evolution hat SKT viele neue Erkenntnisse bzgl. unterschiedlicher Gewebearchitekturen und deren Eigenschaften, z.B. Verarbeitbarkeit, Drapierverhalten etc. sowie die Auswirkungen vom SKT-Standard abweichenden Sintertemperaturen sammeln können. Des Weiteren wurden neue Strategien entwickelt und Hilfsmittel erprobt, um Prepregs entsprechend einem vorgegebenen Lageplan auf einer Form zu platzieren und vorab die Prepregzuschnitte zu designen bzw. zu dimensionieren. Diese Ergebnisse dienen unmittelbar dazu, dass die Produkte von SKT noch besser entsprechend den Kundenanforderungen ausgelegt und die Qualität bzw. Reproduzierbarkeit gesteigert werden können.

Die guten mechanischen Kennwerte und Hochtemperaturbeständigkeit zeigen das Potential des neuen SiC/SiC Werkstoffes aus der CVI+LSI Route für einen Turbineneinsatz. Eine erweiterte Charakterisierung erfolgte bereits im Fingerprint. Für die Verwendung für luftfahrtzertifizierte Bauteile in Serie sind jedoch noch weitere Optimierungen und Charakterisierungen in den folgenden Jahren notwendig. Auch die Möglichkeit der Herstellung der BN-CVI Faserbeschichtungen in House müssten aufgebaut werden, um das Potential des neuen SiC/SiC Materials bei Schunk voll ausschöpfen zu können. Trotz der hohen Werkstoffkosten durch die kommerziell erhältlichen SiC-Fasern bietet der neue Werkstoff im Vergleich zum FU12141 einen deutlichen Vorteil bei den Prozesskosten und Zeiten durch die Reduktion der Anzahl an notwendigen Hoch-Temperaturprozessen. Dies öffnet die Tür für den Einsatz für andere industrielle Anwendungen innerhalb der nächsten Jahre.

5 Erfolgte und geplante Veröffentlichungen der Ergebnisse

In der Projektlaufzeit wurden im Themenbereich OFC diverse Studienarbeiten durchgeführt:

1. Maximilian Kissel: Herstellung und Verarbeitung von oxidkeramischen Prepregs mittels Vakuum-unterstützten Pressverfahren
2. André Opitz: Prozessanalyse und Optimierung von aluminiumoxidfaserverstärktem Aluminiumoxid
3. Helen Holmes: Einfluss der Faserarchitektur auf die mechanischen Kennwerte und das Drapierverhalten von oxidkeramischen Verbunden
4. Robin Zapf: Untersuchung der geometrieabhängigen Festigkeit und des Thermoschockverhaltens von oxidkeramischen Verbunden

Beim Arbeitskreis „Verstärkung keramischer Werkstoffe“ wurde beim Treffen in Augsburg im März 2022 ein Vortrag mit dem Titel „SiC/SiC-Werkstoffe für Flugzeugturbinen: Entwicklungsfortschritte bei Schunk“ gehalten. Ebenso wurden auf der gleichen Veranstaltung im März 2023, die bei Schunk stattgefunden hat, die Ox/Ox und SiC/SiC Anteile von Schunk im TurbAn Projekt in den Vorträgen „Development of OFC material suitable for application in turbine engines“ und „SiC/SiC materials for turbine application (preform route)“ vorgestellt.