

Abschlussbericht zum Vorhaben

„Steigerung der Flexibilität, Effizienz und Wirtschaftlichkeit von Gasturbinen mit Bauteilen aus monolithischen Hochleitungskeramiken ”

BonoKeram

Teilprojekt: Werkstoffentwicklung, keramikgerechte Konstruktion und Teststandintegration.

Laufzeit des Vorhabens: 01.04.2020 – 31.03.2025

Förderkennzeichen: 03EE5032A

Ministerium:

Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz

Fördermaßnahme:

**Anwendungsorientierte nichtnukleare FuE im
7. Energieforschungsprogramm der Bundesregierung**

Gefördert durch:



Förderbereich: Thermische Kraftwerke

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Teil II – Eingehende Darstellung

**Fraunhofer-Institut für
Algorithmen und
Wissenschaftliches
Rechnen (SCAI)**

Klaus Wolf
Schloss Birlinghoven
53754 Sankt Augustin

Tel.: 02241 142557
Klaus.Wolf@
scai.fraunhofer.de



**Fraunhofer-Institut für
Keramische Technologien
und Systeme (IKTS)**

Eveline Zschippang
Winterbergstraße 28
01277 Dresden

Tel.: 0351 25537983
eveline.zschippang@
ikts.fraunhofer.de



**Fraunhofer-Institut für
Produktionsanlagen und
Konstruktionstechnik (IPK)**

Jaroslav Kochan
Pascalstraße 8-9
10587 Berlin

Tel.: 030 39006148
jaroslav.kochan@
ipk.fraunhofer.de



Inhaltsverzeichnis

1	Aufgabenstellung und Stand der Technik	3
1.1	Projektziel und Aufgabenstellung.....	3
1.2	Stand der Technik	3
2	Ablauf des Vorhabens	4
3	Ausführliche Ergebnisdarstellung	5
3.1	AP1: Entwicklung eines angepassten Siliziumnitridwerkstoffes	5
3.2	AP2: Entwicklung einer keramikgerechten Bauteilgeometrie und eines Verbindungskonzeptes	16
3.2.1	Stationäre CFD-Simulation der Ursprungsgeometrie.....	16
3.2.2	Keramikgerechtes Design und Auslegung der Welle-Nabe-Verbindung	16
3.2.3	Stationäre CFD-Simulation der entwickelten Geometrie.....	18
3.2.4	Transiente CFD-Simulation des keramikgerechten Designs.....	20
3.2.5	Analyse der rotordynamischen Eigenschaften des Rotorverbundes.....	22
3.3	AP3: Aufbau und Instrumentierung der Teststände	25
3.4	AP4: Fertigung und Feinwuchten der Demonstratoren	25
3.4.1	Upscaling des Granulatherstellung.....	25
3.4.2	Fertigung.....	26
3.4.3	Wuchten.....	27
3.5	AP5: Qualitätssicherung und Voruntersuchung	30
4	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Projektarbeit.....	31
5	Verwertung der erzielten Ergebnisse	33
5.1	Voraussichtlicher Nutzen und Verwertbarkeit der erzielten Ergebnisse	33
5.2	Fortschritte an anderer Stelle	34
6	Veröffentlichungen.....	34

1 Aufgabenstellung und Stand der Technik

1.1 Projektziel und Aufgabenstellung

Gesamtziel des Projektes war die Herstellung von Turbinenkomponenten aus monolithischen Hochleistungskeramiken und deren erfolgreicher Einsatz. Dies wurde exemplarisch an einem thermisch, mechanisch und chemisch belasteten Radialturbinenrotor einer Mikrogasturbine mit einer Leistung von $P = 35 \text{ kW}$ durchgeführt. Der Einsatz monolithischer Keramikbauteile soll dabei eine neue Generation von Gasturbinen zur Energiegewinnung ermöglichen. Durch die Materialeigenschaften der Keramik könnten Turbineneintrittstemperaturen von bis zu $\vartheta_{\text{ein}} \leq 1.400 \text{ °C}$ ohne zusätzliche Kühlung realisiert werden. Die natürliche Passivschicht der Keramik kann die Korrosionsbeständigkeit erhöhen und erlaubt darüber hinaus den Einsatz von alternativen Brennstoffen. Die Aufgabenstellung war dabei die Entwicklung eines kostengünstigen Siliziumnitridwerkstoffs für Anwendungen mit einer Temperatur von bis zu $\vartheta \leq 1.400 \text{ °C}$ bei hoher mechanischer Belastung, die Entwicklung und Fertigung von Demonstratoren, bestehend aus einem Radialturbinenlaufrad aus monolithischer Keramik sowie die Durchführung von Versuchen unter Realbedingungen.

1.2 Stand der Technik

Zur Anhebung des Wirkungsgrades η von Gasturbinen werden höhere Brenngas-temperaturen ϑ_{Brenn} angestrebt. Die Erhöhung der Turbineneintrittstemperatur ϑ_{Ein} führt jedoch auch zu einer Erhöhung der Temperatur ϑ der Turbinenbauteile. Zur Aufrechterhaltung der mechanischen Integrität der Turbinenschaufeln und Brennkammerbauteile wurden bisher immer temperaturbeständigere Metalle entwickelt. Einkristalline Superlegierungen stellten dabei jedoch den Zenit in Bezug auf die Hochtemperaturbeständigkeit metallischer Konstruktionswerkstoffe dar. Keramiken werden bisher in stationären Gasturbinen und Flugzeugtriebwerken als Wärmedämmschicht auf metallischen Komponenten angewendet, um eine Gaseintrittstemperatur ϑ_{Gas} oberhalb der thermischen Verschleißfestigkeit der Grundwerkstoffe zu erreichen. Dies wird jedoch nur durch eine aktive Kühlung der Komponenten oder Limitierung der Temperatur ϑ möglich. Dabei besteht das Problem, dass die Bereitstellung der Kühlluft (zusätzliche verdichtete Luft) sowie die Abfuhr der Wärme einen deutlichen Energieverlust darstellen. Damit geht wiederum eine Limitierung des erreichbaren Wirkungsgrades η einher. Aufgrund ihrer kompakten Bauweise und die häufige Verwendung radialer Rotorgeometrien ist eine aktive Kühlung der Komponenten, vor allem der rotierenden Bauteile, nahezu ausgeschlossen. In diesem Fall ermöglicht nur der Einsatz von Werkstoffen mit höherer Temperaturstabilität eine direkte Anhebung der Turbineneintrittstemperatur ϑ_{Ein} . Für Turbinen großer Leistungsklassen wurden bereits keramische Komponenten entwickelt und getestet, eine Markteinführung blieb aufgrund wirtschaftlicher Faktoren und Lebensdauerlimitierungen bisher aus. Durch die Weiterentwicklung werkstoffwissenschaftlichen Know-Hows ist eine deutliche Anhebung der thermischen und mechanischen Eigenschaften von Siliziumnitrid erreicht worden. Weiterhin erlauben prozesstechnische Weiterentwicklungen (Grünbearbeitung, keramischer Spritzguss) eine kostengünstigere Fertigung von Bauteilen bei gleichzeitig niedrigerem Ausschuss und verbesserten Oberflächeneigenschaften. Daneben ermöglicht die simulationsgestützte Bauteilauslegung eine zielgerichtete Geometrieoptimierung, welche den hohen

Anforderungen an keramikgerechtes Design erstmals genügt. Dabei wird nicht nur die Belastung rotierender Bauteile erfasst und via Finite-Elemente-Methode auf den Körper übertragen. Die Kopplung der Strömungsbedingung und den thermophysikalischen Eigenschaften der Baugruppen mit den dynamisch hervorgerufenen Kräften F (Rotation, Schwindungen, Eigenfrequenzen) führt zu einer realitätsnahen Abbildung der im Bauteil wirkenden Kräfte F . Auf diesen Kenntnissen aufbauend, wird eine zielgerichtete Werkstoffentwicklung erst möglich. Vorherige Entwicklungen für Mikrogasturbinenanwendungen sind an der Bauteilintegration und Komponentenkopplung gescheitert.

2 Ablauf des Vorhabens

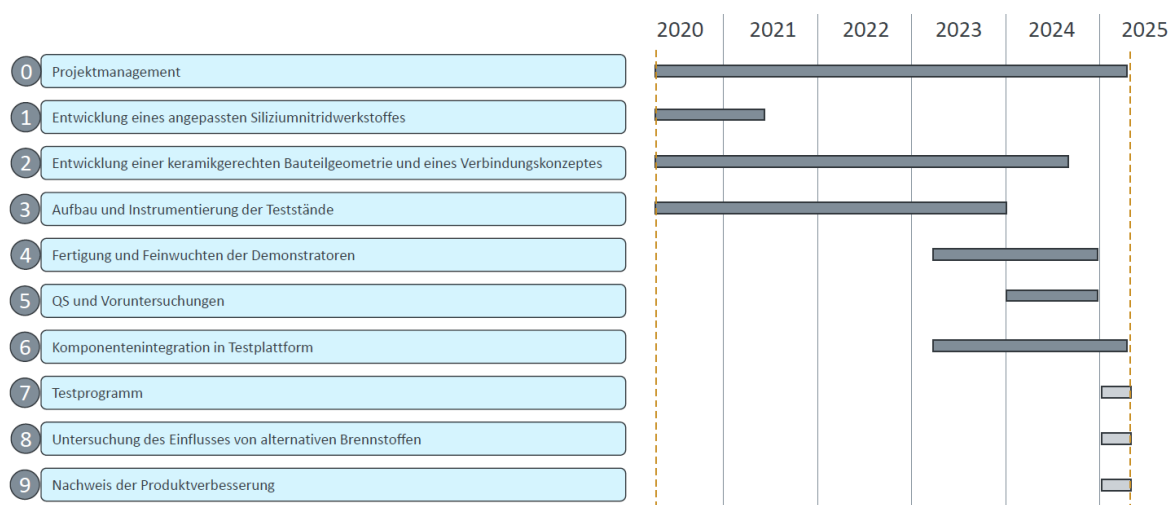


Bild 2-1: Arbeitsplan

Bild 2-1 zeigt den Arbeitsplan des Projekts unter Berücksichtigung der Verzögerungen durch die Corona-Pandemie sowie des Widerrufsbescheids eines Projektpartners und der damit verbundenen, kostenneutralen Projektverlängerungen. Das Vorhaben war in 9 Arbeitspakete (AP) untergliedert, wobei AP0 die Koordination des Projektes und somit die permanente Abstimmung mit den Projektpartnern zu den aktuellen Arbeitsschwerpunkten, sowie die Planung von Projekttreffen bzw. Workshops, die Überwachung des Arbeitsplans sowie Kostenverfolgung und Berichterstellung zum Gegenstand hatte.

Im AP1 wurde ein angepasster Siliziumnitridwerkstoff entwickelt, welcher den hohen angestrebten thermomechanischen Belastungen in der Mikrogasturbine standhält (Temperaturen $\vartheta \leq 1.400 \text{ °C}$) und mit kostengünstigen Rohstoffen erzeugt werden kann. Dazu wurden die Puvlereigenschaften verschiedener Basiswerkstoffe charakterisiert, ein hochtemperaturstabiler und hochfester Werkstoff im Labormaßstab entwickelt, dessen mechanische und physikalische Eigenschaften bei Raum- und Hochtemperatur charakterisiert und die Raum- und Hochtemperaturfestigkeit untersucht und mit anderen Werkstoffen verglichen.

Im AP2 wurde eine keramikgerechte Bauteilgeometrie und ein Verbindungskonzept entwickelt. Auf der Basis des CAD-Modells des keramischen Turbinenrades wurde dafür zunächst die Belastung der Bauteile in verschiedenen Betriebszuständen ermittelt. Anhand der Erkenntnisse wurden topologische Optimierungen des Rotors vorgenommen, um den

Anforderungen der Betriebsbelastungen und der Fertigung zu genügen. Neben der keramikgerechten Auslegung der Bauteilgeometrie beinhaltete dieses Arbeitspaket die Entwicklung eines Verbindungskonzeptes, welches die Implementierung der keramischen Bauteile in die metallische Peripherie erlaubt.

In AP3 wurde ein Prüfstand konzipiert und aufgebaut, um die Komponentenversuche in einer abgeschirmten Umgebung durchzuführen. Da freiliegende Turbinenträger ein zu großes Sicherheitsrisiko darstellen wurde ein Konzept der Einkapselung des Demonstrators erstellt, das einen separaten Maschinenraum sowie eine Messwarte vorsieht. Das Konzept wurde in einen Iso-Container integriert, um eine Containment-Funktion im Schadensfall zu ermöglichen. Neben Brand- und Explosionsschutzaspekten wurden auch Emissionen (Lärm, Abgas), Medien-Versorgung und umfangreiche Messwertaufnahmen berücksichtigt.

AP4 beinhaltete die Fertigung sowie das Wuchten der Prototypen-Roten. Das dafür benötigte Pressgranulat wurde im Technikumsmaßstab hergestellt und anschließend zu sogenannten Grünkörpern kalisostatisch verdichtet. Die Herstellung der nahezu finalen Bauteilgeometrie erfolgte mittels Grünbearbeitung (5-Achs-Simultanbearbeitung) unter Berücksichtigung eines schwindungsbedingten Aufmaßes. Im Anschluss wurden die Bauteile mit einem, auf die Geometrie hin optimierten Sinterprofil konsolidiert. Anschließend erfolgte die Endbearbeitung von Pass- und Funktionsflächen mittels Hartbearbeitung. Die Demonstratorentwicklung wurde von zerstörungsfreien Prüfmethode begleitet.

In AP5 wurden Qualitätssicherungs- und Voruntersuchungsmaßnahmen durchgeführt. Es wurden geeignete zerstörungsfreie Prüfmethode bewertet und ausgewählt, um die Ergebnisse der Fertigung zu bewerten.

In AP6 sollte die Komponentenintegration in die Testplattform (Gasturbinen-Demonstrator) durchgeführt werden. Dazu wurden Montagekonzepte erstellt sowie Berechnungen zur Spalteinstellung vorgenommen. Mit Hilfe additiver Fertigungsmethode wurden Hilfsbauteile zur Integration erstellt. AP6 konnte aufgrund des zu spät fertiggestellten Final-Prototyps nicht abgeschlossen werden.

AP7 beinhaltete die Durchführung des Testprogramms, konnte jedoch nicht mehr innerhalb des Projektzeitraums umgesetzt werden.

AP8 beinhaltete die Untersuchung von alternativen Brennstoffen auf den Prototypen, konnte jedoch nicht mehr innerhalb des Projektzeitraums umgesetzt werden.

AP9 beinhaltete den Nachweis der Produktverbesserung durch den Einsatz von Hochleistungskeramik in Mikrogasturbinen mittels Bewertung des Herstellungsaufwandes gegenüber der Verbesserung des Gesamtproduktes. Das AP konnte jedoch nicht mehr innerhalb des Projektzeitraums umgesetzt werden.

3 Ausführliche Ergebnisdarstellung

3.1 AP1: Entwicklung eines angepassten Siliziumnitridwerkstoffes

Ziel des Arbeitspaketes war die Entwicklung eines für die Beanspruchungssituation angepassten Siliziumnitridwerkstoffes auf Basis kostengünstiger Rohstoffe. Dazu wurden mehrere Teilschritte durchgeführt:

- Charakterisierung der Siliziumnitridrohstoffe,
- Materialentwicklung im Labormaßstab,
- Herstellung von Granulat im kleinen Technikumsmaßstab,
- Festigkeitscharakterisierung.

Die Charakterisierung der Rohstoffe bezog sich dabei auf das reine Siliziumnitrid (Si_3N_4), welches 80 Masse-% - 85 Masse-% des Siliziumnitridwerkstoffes ausmacht. Die restlichen Bestandteile sind Oxide, welche das Verdichten des Werkstoffes im Sinterprozess ermöglichen. Bei den untersuchten Siliziumnitridpulvern handelt es sich einerseits um ein japanisches Produkt SN-E10 von UBE INDUSTRIES, Tokio, Japan, und andererseits um ein deutsches Produkt Silzot HQ der ALZCHEM TROSTBERG GMBH, Troitzberg. SN-E10 wird im IKTS standardmäßig zur Herstellung hochwertiger Siliziumnitridwerkstoffe verwendet und zeichnet sich durch ein gutes Sinterverhalten sowie hohe erreichbare Festigkeiten aus. Silzot HQ findet ebenso Verwendung, jedoch wurden bisher noch keine Erfahrungen im Bereich der Hochtemperaturanwendungen erzielt.

Die Charakterisierung der beiden Werkstoffe erfolgte hinsichtlich Partikelgrößenverteilung, Verunreinigungen und alpha/beta-Gehalt (Tabelle 3-1 und Tabelle 3-2). Es zeigte sich, dass SN-E10 deutlich feiner ist, weniger metallische Verunreinigungen und einen niedrigeren beta-Gehalt besitzt. Der Sauerstoffgehalt liegt jedoch deutlich höher als in Silzot HQ.

Tabelle 3-1: Gehalt an Verunreinigungen

Pulver	Eisen [m.-%]	Aluminium [m.-%]	Sauerstoff [m.-%]
SN-E10	0,0071	-	1,6
Silzot HQ	0,0300	0,05	0,4

Tabelle 3-2: Partikelgrößenverteilung sowie Gehalt an alpha- und beta-Modifikation

Pulver	Partikelgrößenverteilung [μm]				α - Si_3N_4 [%]	β - Si_3N_4 [%]
	D10	D50	D90	D98		
SN-E10	0,40	0,70	1,8	4,5	98,6 \pm 0,1	1,5 \pm 0,1
Silzot HQ	0,65	1,86	4,6	0,0	85,3 \pm 0,1	14,5 \pm 0,1

Die Materialentwicklung hatte zum Ziel, einen Siliziumnitridwerkstoff zu generieren, welcher Temperaturen von bis zu $\vartheta \leq 1.400 \text{ }^\circ\text{C}$ erträgt. Diese Anforderungsformulierung ist jedoch nur im Kontext mit dem gesamten Beanspruchungsprofil des Rotors zu verwenden. Aus einem vorangegangenen Projekt (Turbokeramik) ist dieses Beanspruchungsprofil eines keramischen Turbinenläufers für eine Mikrogasturbine im Allgemeinen folgendermaßen bekannt:

- Die Maximaltemperatur ϑ_{max} betrifft vornehmlich die Flügelspitzen, da die weitere Entspannung des Heißgases zu einer Abkühlung führt. Diese Bereiche sind mechanisch nur gering belastet (Spannung $\sigma < 200 \text{ MPa}$).

- Die hohen Rotationsgeschwindigkeiten v_r führen zu hohen Spannungen σ im Inneren sowie an der Rückseite des Rotors. Die Temperatur ϑ ist in diesen Bereichen moderat sodass mit Raumtemperaturfestigkeiten ausgelegt werden kann.
- Vibrationen aufgrund von Eigenschwingungsmoden an den Blättern bedingen einen hohe Bruchzähigkeit, damit ein Risswachstum möglichst unterdrückt wird.

Aufgrund dieser Bedingungen wurde ein Werstoffsystem auf Basis SN-E10 + Y_2O_3 + Yb_2O_3 + SiO_2 herangezogen. In einem vorangegangenen Projekt (Innovationscluster „Life-Cycle-Engineering für Turbomaschinen“) wurde daraus der Werkstoff IN13 im Labormaßstab entwickelt. Dieser zeigte hohe Oxidations- und Kriechbeständigkeit sowie ausgesprochen hohe Werte im Bereich der Bruchzähigkeit ($K_{Ic} > 7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). Die Festigkeitswerte bei Raumtemperatur ϑ_a lagen jedoch nur im unteren bis mittleren Bereich. Dies widerspricht den hohen Bruchzähigkeitswerten, sodass einerseits angestrebt wurde, den Mechanismus dahinter zu verstehen und andererseits eine Optimierung durchzuführen, welche die Festigkeit bei Raumtemperatur ϑ_a deutlich anhebt. Dafür wurde der Werkstoff mittels Heißpressen reproduziert (Bezeichnung B3.0) und mittels 4-Punkt-Biegung hinsichtlich der Festigkeit untersucht. Begleitend wurden SEVNB-tests zur Bestimmung der Bruchzähigkeit durchgeführt. Unter Zugrundelegung der gewonnen Erkenntnisse sollte dann ein Material auf Basis des Silzot HQ-Pulvers entwickelt werden. Der Querschnitt der heißgepressten Proben hatte ein auffälliges Farbmuster, welches durch eine besonders deutliche Gelbfärbung im Randbereich sowie partiell im Inneren geprägt war (Bild 3-2). Es zeigte sich eine starke Streuung bei den Werten von Festigkeit und Bruchzähigkeit.

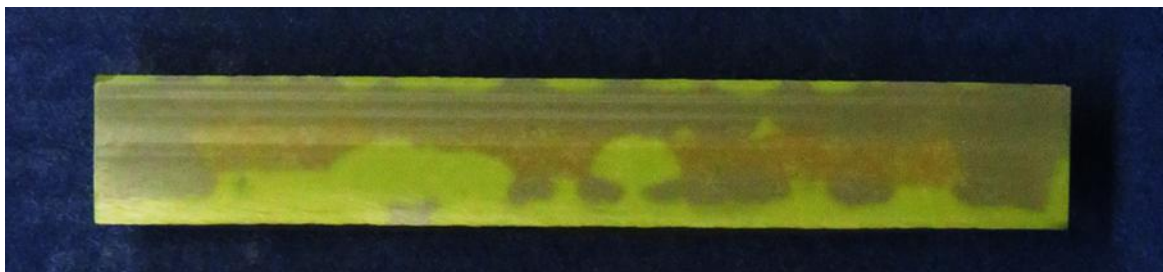


Bild 3-2: Querschnitt der heißgepressten Platte.
Deutliche Farbunterschiede erkennbar (grau, braun, gelb)

Niedrige Werte gingen dabei stets mit dem Vorhandensein gelber Bereiche in der Bruchzone einher. Eine genauere Untersuchung der Bruchfläche zeigte dabei, dass die gelben Bereiche eine transkristallines Bruchbild aufweisen (Bild 3-3). Dies spricht für sprödes Materialversagen und korreliert mit den Eigenschaften der getesteten Proben.

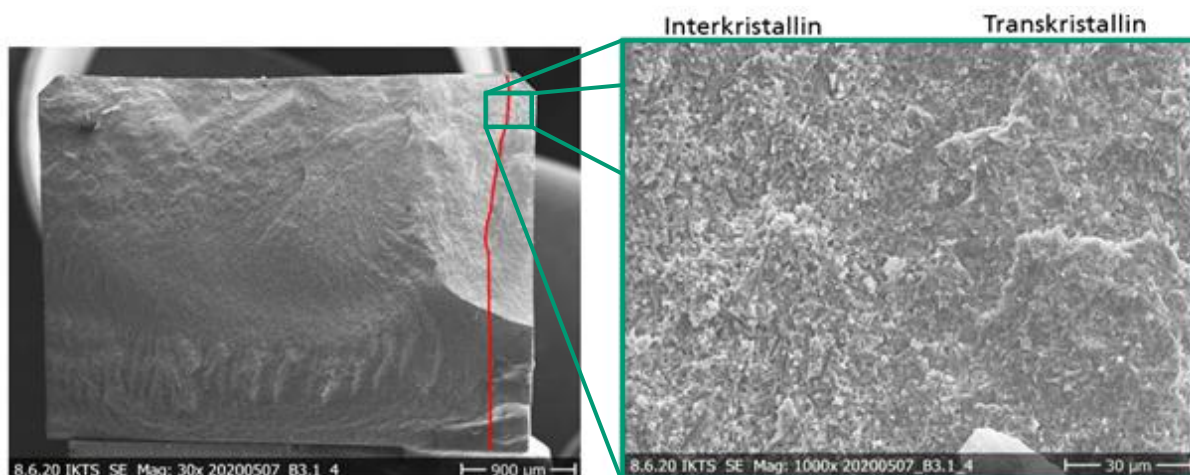


Bild 3-3: REM-Aufnahme der Bruchfläche.
Transkristalline (spröde) Rissausbreitung im Bereich, welcher optisch gelb erscheint

Mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) wurden die unterschiedlich farbigen Bereiche hinsichtlich der kristallinen Phasen untersucht (**Bild 3-4**). Es zeigte sich, dass in den gelben Bereichen der Anteil an N-Apatit im Verhältnis zum Disilikat höher ist. Ursache dafür könnte eine Reduktion der Oxide in der Korngrenzenphase im Randbereich sein, welche zum Wechsel des Valenzzustandes der Ytterbium-Ionen führt. Da in der Korngrenzenphase jedoch Yttrium sowie Ytterbium vorhanden sind, welche im Kristall vollständig austauschbar sind, ist eine genaue Quantifizierung der Phasen nicht möglich.

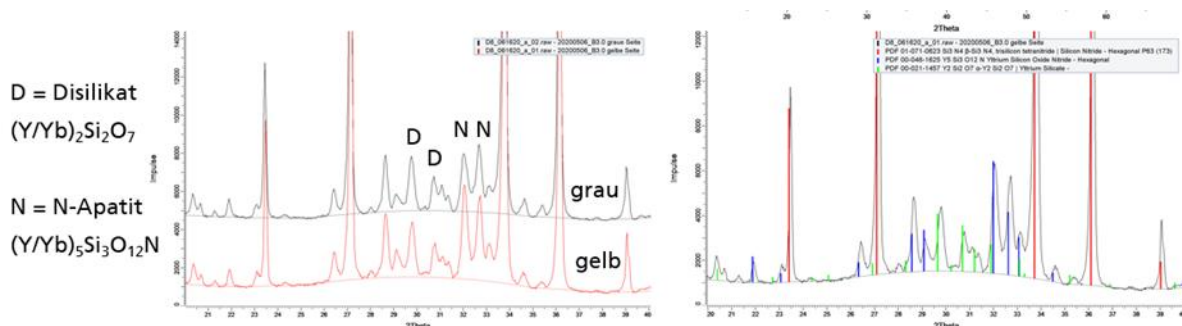


Bild 3-4: XRD-Plots der unterschiedlich farbigen Bereiche auf B3.0

Um die Bildung der gelben Bereiche zu unterdrücken, wurden zunächst zwei Ansätze verfolgt:

- Dotierung mit Aluminiumoxid.
- Erhöhung des SiO₂-Gehalts.

Da nicht nur die Korngrenzenphase selbst, sondern auch deren Anbindung an das Si₃N₄-Korn Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften hat, wurde eine Manipulation dieser, durch Störung der Gitterparameter im Si₃N₄ sowie in der Korngrenzenphase mithilfe von Al-Ionen, versucht hervorzurufen. Die Al-Ionen wurden dabei durch Zugabe geringer Mengen an Al₂O₃ in das System eingebracht. Der Gehalt an Al₂O₃ wurde jedoch sehr niedrig gehalten, da unter dem Einfluss von Al₂O₃ im Allgemeinen die Oxidationsstabilität bei höheren Temperaturen ϑ deutlich verringert wird (**Tabelle 3-3**).

Tabelle 3-3: Anteil an Al₂O₃ in den Werkstoffen B3.0 bis B3.5

Eigenschaft	Werkstoffprobe					
	B3.0	B3.1	B3.2	B3.3	B3.4	B3.5
Al ₂ O ₃ [mol-%]	0	0,06	0,12	0,25	0,31	0,37

Nach dem Sintern zeigte sich keine signifikante Veränderung der Farbgebung in den Proben B3.0 bis B3.3 (Bild 3-5), jedoch war eine gewisse Verlagerung der gelben Phase in die Randzonen zu beobachten.

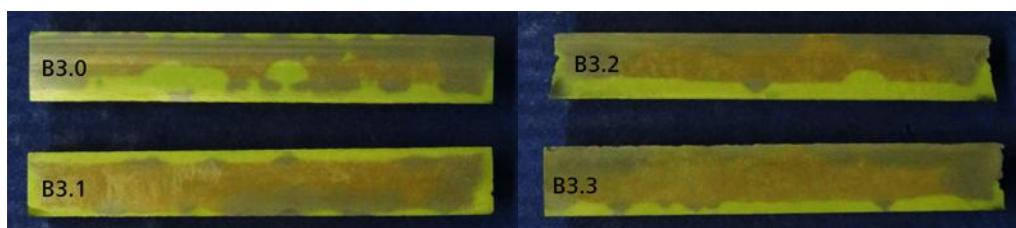


Bild 3-5: Querschnitt der heißgepressten Platten B3.0 bis B3.3. Gelbe Phase in alle Varianten vorhanden

Die Ergebnisse der Festigkeitsmessung (Bild 3-6; orange Balken) zeigen vergleichbare Werte bis 0,12 mol-% Al₂O₃ (B3.2) und einen sprunghaften Anstieg bei höheren Gehalten. Zwei Punkte sind dabei zu beachten: Erstens lag die Sintertertemperatur bei B3.0 bis B3.2 bei $\vartheta_s = 1.850 \text{ }^\circ\text{C}$ und bei den Proben mit höheren Gehalten an Al₂O₃ (B3.3 bis B3.5) lag sie bei $\vartheta_s = 1.800 \text{ }^\circ\text{C}$.

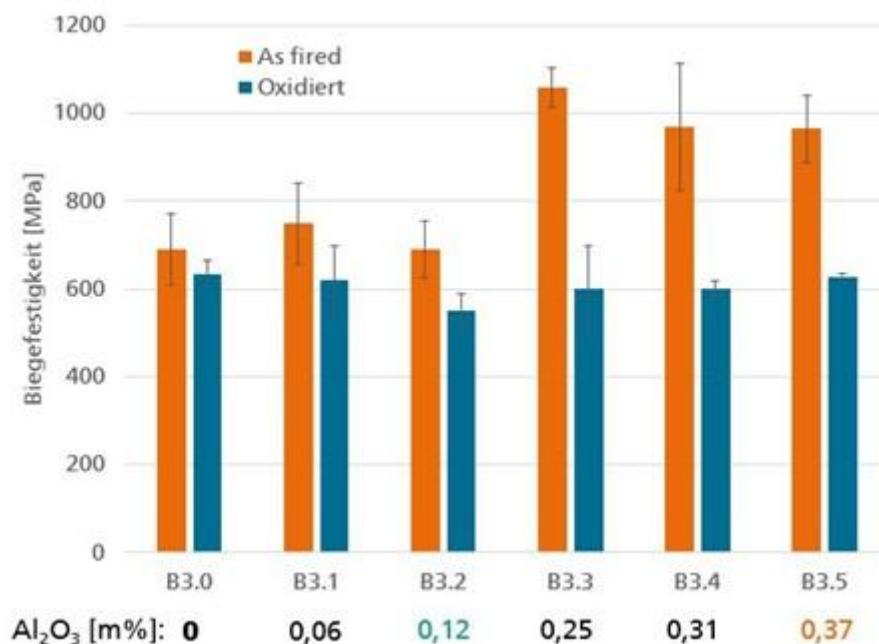


Bild 3-6: Biegefestigkeiten im Ausgangszustand und nach t = 200 h Oxidation bei $\vartheta = 1.400 \text{ }^\circ\text{C}$

Dies hatte mit der Beeinflussung der Erweichungstemperatur ϑ_{Er} der Korngrenzenphase durch das Al₂O₃ zu tun. Zweitens wurde eine weitere Verschiebung der gelben Phase in die

Randzonen erreicht, wodurch bei der Probenpräparation diese Zonen entfernt wurden. Aus diesen Gründen ist eine direkte Korrelation der Festigkeit mit dem Al_2O_3 -Gehalt nicht möglich.

Der zweite Ansatz mithilfe eines höheren SiO_2 -Gehalts bessere Festigkeitseigenschaften zu erzielen, zeigte vielversprechendere Ergebnisse. Die Proben B3.0 bis B3.5 hatten ein molares Verhältnis von SiO_2 zu Seltenerdoxid (Re_2O_3) von 1,6, wohingegen das Verhältnis bei B5.0 bis B5.2 bei 2,0 lag. Zwischenschritte wurden mit B6.0 bis B8.0 in Schritten von 0,1 erstellt (Tabelle 3-4). Die Farbgebung der Proben wurde mit zunehmendem SiO_2 -Gehalt deutlich homogener und zeigte bei einem Verhältnis von 2,0 keine ausgewiesenen gelben Bereiche (Bild 3-7 und Bild 3-8).

Tabelle 3-4: Werkstoffe B5.0 bis B8.0; Unterschiedliche Verhältnisse von SiO_2 zu Re_2O_3 sowie unterschiedliche Al_2O_3 -Gehalte

Eigenschaften	Werkstoffprobe									
	B6.0	B6.1	B7.0	B7.1	B8.0	B8.1	B5.0	B5.1	B5.2	
Al_2O_3 [mol-%]	0,00	0,37	0,00	0,37	0,00	0,37	0,00	0,12	0,37	
$\text{SiO}_2/\text{Re}_2\text{O}_3$ -Verhältnis	1,70	1,70	1,80	1,80	1,90	1,90	2,00	2,00	2,00	

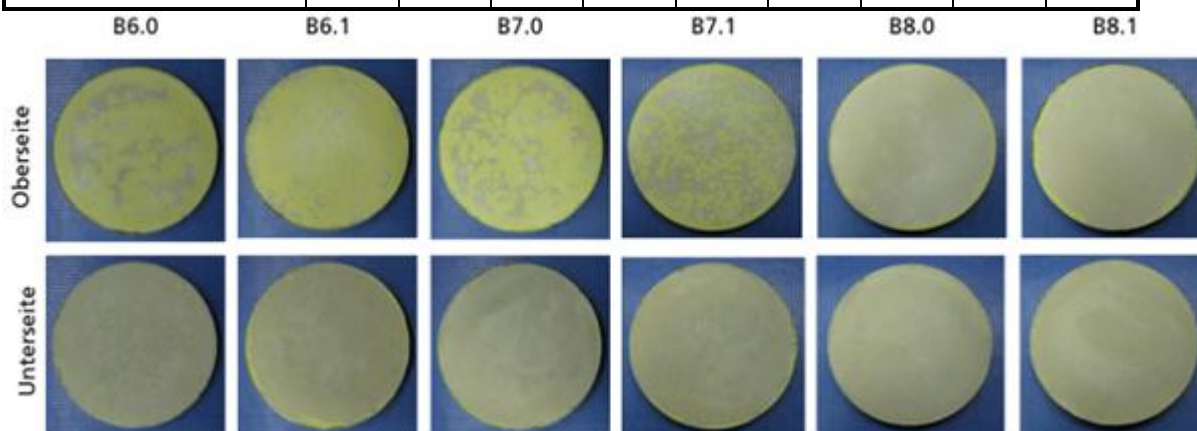


Bild 3-7: Optisches Erscheinungsbild der heißgepressten Platten nach dem Sandstrahlen; Gelbfärbung nimmt mit zunehmendem SiO_2 -Gehalt ab



Bild 3-8: Ein höherer SiO_2 -Gehalt führt zu homogenerer Farbgebung der Querschnitte heißgepresster Platten

Die Festigkeiten der Werkstoffe ohne Dotierung durch Al_2O_3 zeigten im gesinterten Zustand (as fired) einen Trend zu höheren Werten mit zunehmendem SiO_2 -Anteil (Bild 3-9). Bei

0,37 mol-% Dotierung mit Al_2O_3 zeigt sich vorerst ein Festigkeitsabfall, jedoch ist die hohe Festigkeit bei B3.5 mit dem bereits erwähnten Wegschleifen der gelben Bereiche im Zuge der Prüfkörperherstellung begründet. Eine Erhöhung der Festigkeit setzt auch hierbei mit zunehmendem SiO_2 -Gehalt ein.

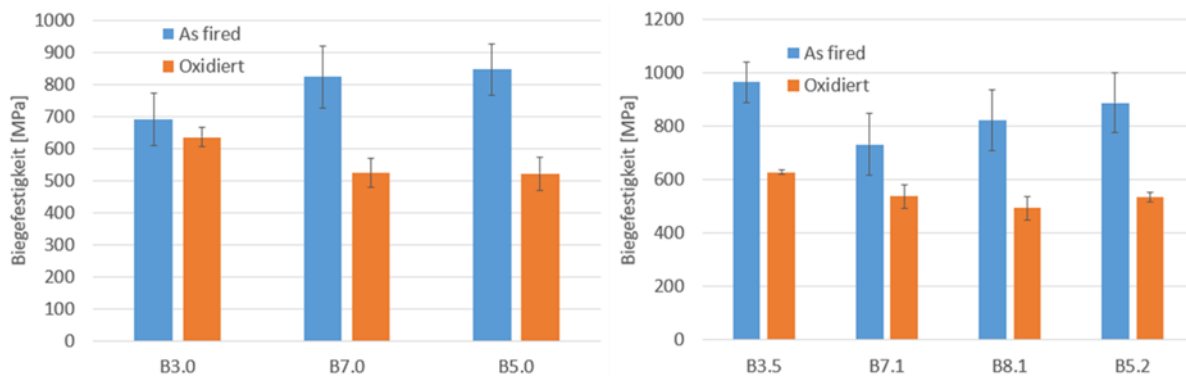


Bild 3-9: Biegefestigkeiten im Ausgangszustand und nach $t = 200$ h Oxidation bei $\vartheta = 1.400$ °C bei unterschiedlichen $\text{SiO}_2/\text{Re}_2\text{O}_3$ -Verhältnissen; Ohne Al_2O_3 -Dotierung (links) und mit 0,37 mol-% Al_2O_3 (rechts)

Neben der Festigkeit nach der Herstellung spielt auch die verbleibende Festigkeit nach thermischer Auslagerung eine entscheidende Rolle. Dafür gibt es zwei Gründe:

- Bestimmte Teile des Rotors werden (zumindest hypothetisch) mit $\vartheta = 1.400$ °C heißem Brenngas angeströmt und somit entsprechend thermisch über längere Zeit t belastet. Deren mechanische Eigenschaften verändern sich dabei, was für die Berechnung der Ausfallwahrscheinlichkeit berücksichtigt werden sollte. Da es sich dabei vornehmlich um die mechanisch eher gering beanspruchten Außenbereiche der Flügel handelt, ist hierbei eigentlich kein zu großer Einfluss auf das Versagensverhalten des Rotors zu erwarten.
- Die Kriechbeständigkeit von Siliziumnitrid hängt sehr stark von der Kristallinität der Korngrenzenphase ab. Ist der amorphe Anteil sehr hoch (gesinterter Zustand) und erfolgt mechanische Belastung bei hohen Temperaturen ϑ , so tritt in der Regel ein starkes primäres Kriechen auf, welches durch stabiles Risswachstum (unterkritische Rissausbreitung) begleitet werden kann. Tritt dann eine Kristallisation der Korngrenzenphase ein, mindert sich in der Regel die Bruchzähigkeit, sodass gewachsene Defekte einen bruchauslösenden Charakter erhalten können. Somit ist eine thermische Vorbehandlung des Rotors bei Anwendungstemperatur ϑ_A ohne mechanische Belastung in der Regel sinnvoll. Da diese nicht lokalisiert erfolgen kann, wird der gesamte Rotor in seinen mechanischen Eigenschaften beeinflusst.

Zu diesem Zweck wurden die Werkstoffe bei einer Temperatur $\vartheta = 1.400$ °C an Luft für eine Zeit $t = 200$ h ausgelagert. Um gleichzeitig das Oxidationsverhalten einschätzen zu können, wurden in bestimmten Intervallen die Proben aus dem Ofen entnommen und deren Masse m bestimmt. In [Bild 3-10](#) sind die spezifischen Masseänderungen Δm über der Zeit aufgetragen. Dabei zeigen sich folgende Phänomene:

- Ist kein Al_2O_3 zudotiert (Diagramm links oben), so erhöht sich die Oxidationsstabilität mit zunehmendem SiO_2 -Gehalt. Dabei sinken der anfängliche Massezuwachs Δm und die Oxidationsrate, also der Massezuwachs pro Zeit t , im späteren Verlauf. Der erhöhte Anteil an Seltenerd-Disilikat bzw. der höhere Anteil von Si-O-Bindungen in der Korngrenzenphase begründet dies.

- Durch Dotierung mit Al_2O_3 ist ein umgekehrter Effekt zu beobachten (Diagramm oben rechts). Je höher der SiO_2 -Anteil, desto größer fällt der Massezuwachs Δm aus. Ursache dafür könnte in einer Gleichgewichtsverschiebung zu amorphen Strukturen in der Korngrenzenphase liegen, welche die Diffusion von Sauerstoff begünstigen. Weiterhin ist es möglich, dass die Erhöhung des Anteils der Korngrenzenphase (SiO_2 wurde zugegeben ohne die anderen Bestandteile zu reduzieren) einen Einfluss hat. Genauer wurde dieses Phänomen jedoch nicht untersucht. Auffällig am Diagramm ist der deutlich niedrigere Massezuwachs Δm bei B3.5. Hierbei ist jedoch wieder zu beachten, dass der Werkstoff sehr inhomogen war und die gelben Bereiche, welche eine stärkere Oxidationsneigung haben (höherer Apatit-Anteil; Beispiel in [Bild 3-11](#)) durch die Präparation entfernt wurden. Eine tiefergehende Interpretation ist daher nicht sinnvoll.
- Im unteren Diagramm ist zu erkennen, dass mit zunehmendem Al_2O_3 -Anteil die Oxidationsneigung erst zunimmt und dann bei größeren Anteilen wieder nachlässt. Dieser Effekt ist keinem konkreten Mechanismus zuordenbar und liegt wahrscheinlich auch an der Präparation der Probekörper, also dem Entfernen der gelben Phasenbestandteile. Weiterhin wird die Oxidationsrate mit steigendem Al_2O_3 -Anteil stetig größer.

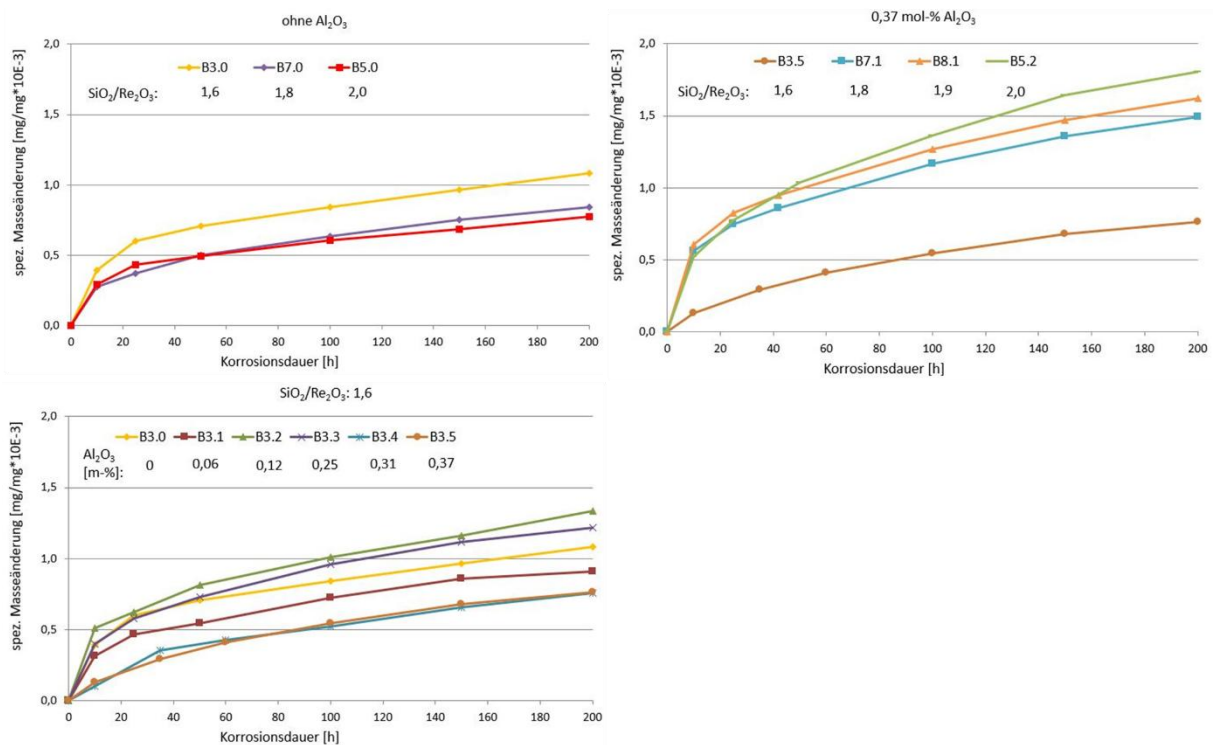


Bild 3-10: Masseänderungen während der thermischen Auslagerung an Luft bei $\vartheta = 1.400 \text{ }^\circ\text{C}$; ein Messpunkt entspricht dem Mittelwert aus jeweils 4 bis 5 Proben



Bild 3-11: Biegestab von Material B3.2 vor und nach dem Oxidationstest; die gelben Bereiche (rund) zeigen eine weißliche Verfärbung, welche auf stärkere Oxidation (in Verbindung mit Porenbildung) hindeutet

In Hinblick auf die Festigkeiten nach Oxidation zeigt sich ein klares Bild: Unabhängig von der initialen Festigkeit nach dem Sintern sinkt die Restfestigkeit auf ein Niveau von σ_B im Bereich von 500 MPa bis 650 MPa (Bild 3-6, Bild 3-9). Dabei liegen die Werte bei B3.0 bis B3.5, also einem $\text{SiO}_2/\text{Re}_2\text{O}_3$ -Verhältnis von 1,6, im Bereich von σ_B 600 MPa und sinken zu höheren SiO_2 -Gehalten. Dieser Effekt ist auf die Kristallisation der Korngrenzenphase zurückzuführen. Einerseits führt diese Phasenbildung zu einem Volumenschrumpf, welcher Eigenspannungen σ_{eig} an der Grenzfläche zwischen Si_3N_4 -Korn und Korngrenzenphase, bzw. Zugeigenspannungen $\sigma_{z,\text{eig}}$ in der Korngrenzenphase generiert. Andererseits verringert sich die Zähigkeit der Korngrenzenphase selbst. Dieser Effekt lässt sich besonders bei disilikatischen Phasen beobachten, sodass der höhere SiO_2 -Anteil, welcher eben diese Phasenbildung begünstigt, die niedrigeren Restfestigkeiten erklärt.

Als Fazit zu diesen Beobachtungen lassen sich folgende Punkte nennen:

- Hohe Festigkeiten konnten bei niedrigem SiO_2 -Anteil nur dann erreicht werden, wenn die Bereiche der „gelben Phase“ weggeschliffen wurden. Da aufgrund des hohen Bearbeitungsaufwandes bei Siliziumnitrid ein großes Schleifaufmaß zu vermeiden ist, können entsprechende Zusammensetzung (B3.x) nicht verwendet werden.
- Ein homogener Werkstoff ohne gelbe Bereiche im System Y-Yb-Si-O kann nur dann erreicht werden, wenn das Verhältnis von SiO_2 zu Re_2O_3 (Re: Y, Yb) im Bereich von 2,0 liegt. Nach thermischer Auslagerung bei $\vartheta = 1.400 \text{ °C}$ kristallisiert jedoch die Korngrenzenphase und führt zu einer deutlichen Absenkung der Bruchzähigkeit, wodurch auf diese Materialkombination ebenso ungeeignet ist.

Da vornehmlich das Yb aufgrund seiner unterschiedlichen Wertigkeiten (Yb^{2+} bzw. Yb^{3+}) als Ursache für die Bildung der gelben Phasenbereiche identifiziert wurde, wurde als nächster Schritt eine Substitution des Yb_2O_3 durch Sc_2O_3 vorgenommen. Erfahrungen im Bereich der Entwicklungen von hochtemperaturstabilem Siliziumnitrid zeigen, dass Sc_2O_3 in Verbindung mit SiO_2 stark zur Kristallisation als Disilikat neigt und der SiO_2 -Gehalt die Eigenschaften sehr deutlich beeinflusst. So lassen sich bei hohen Gehalten an SiO_2 (Verhältnis SiO_2 zu $\text{Sc}_2\text{O}_3 \geq 2,0$) ein sehr gutes Kriechverhalten, jedoch nur eine relativ niedrige Bruchzähigkeit einstellen. Bei niedrigeren Verhältnissen kehrt sich das Verhalten um. Weiterhin ist die Materialverdichtung im System Sc-Si-O-N sehr schwierig. Das Sintern erfolgt bei relativ hohen Temperaturen ϑ , bei denen Abdampfprozesse von Si-O-Spezies das Materialverhalten beeinflussen. Aus diesem Grund wurde in diesem Projekt lediglich das Yb_2O_3 und nicht das Y_2O_3 durch Sc_2O_3 ersetzt. In Tabelle 3-5 wird gezeigt, dass neben der Substitution des Yb_2O_3

auch die Herstellungsrouten sowie der Si_3N_4 -Rohstoffe variiert wurden, um die Übertragbarkeit auf die technische Umsetzbarkeit zu untersuchen.

Tabelle 3-5: Variation der Si_3N_4 -Rohstoffe

Eigenschaft	Werkstoffprobe			
	B3.0	B9.0	B9.0p	B9.Sp
Sinterhilfsmittel	Y_2O_3 , Yb_2O_3 , SiO_2	Y_2O_3 , Sc_2O_3 , SiO_2	Y_2O_3 , Sc_2O_3 , SiO_2	Y_2O_3 , Sc_2O_3 , SiO_2
Si_3N_4 -Rohstoff	Ube SN-E10	Ube SN-E10	Ube SN-E10	Silzot HQ
Herstellung	Heißpressen	Heißpressen	Pressen+Sintern	Pressen+Sintern

Der Einfluss des Sc_2O_3 auf die Festigkeitseigenschaften wurde anhand B9.0 untersucht. Die Granulatherstellung erfolgte in gleicher Weise wie bei B3.0 ohne organische Binder und die Verdichtung mittels Heißpressen. Zur Untersuchung der Sinterbarkeit des Systems in industriell umsetzbarer Technologie (Pressen, Grünbearbeitung, Sintern, Endbearbeitung) wurde ein Granulat im Labormaßstab mit organischen Bindern hergestellt (B9.0p). Äquivalent dazu wurde ein Material mit dem preiswerteren Rohstoff Silzot HQ hergestellt. Für diesen Ansatz wurde der niedrigere Sauerstoffgehalt des Silzot HQ nicht berücksichtigt. Nach der Verdichtung zeigten alle Werkstoffe mit Sc_2O_3 eine gleichmäßig graue Färbung.

In Bild 3-12 sind die entsprechenden Festigkeitswerte nach Herstellung sowie nach Auslagerung für eine Zeit $t = 200$ h bei einer Temperatur $\vartheta = 1.400$ °C dargestellt. Die Festigkeit des via Heißpressen hergestellten Materials zeigt einen um 100 MPa erhöhten Mittelwert in σ_B nach der Herstellung. Im thermisch ausgelagerten Zustand liegt der Mittelwert auf über dem von B3.0, was bisher den höchsten Festigkeitswert in diesem Zustand zeigte. Die Herstellung mittels Pressen und Sintern führte dann zu einer Reduzierung der Festigkeitswerte auf die Größenordnung von B3.0. Dies ist jedoch nicht ungewöhnlich, da bei Laborgranulaten Pressfehler häufiger auftreten können und das Sinterregime nicht angepasst wurde. Im Vergleich dazu war jedoch der Festigkeitsabfall bei dem Material mit Silzot HQ als Rohstoff sehr drastisch.

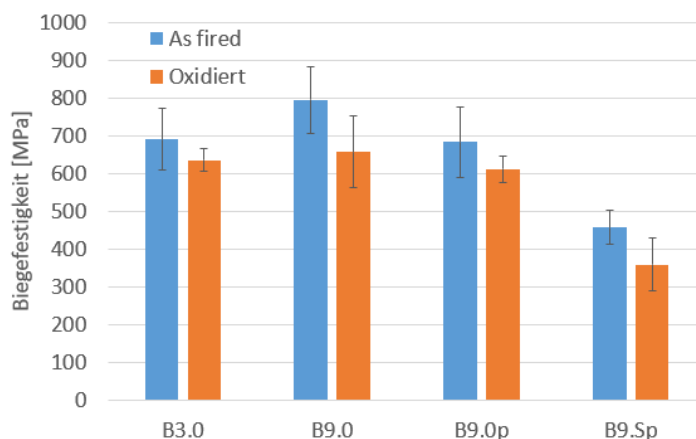


Bild 3-12: Biegefestigkeiten im Ausgangszustand und nach $t = 200$ h Oxidation bei $\vartheta = 1.400$ °C; Vergleich zwischen unterschiedlichen Zusammensetzungen und Herstellungsrouten.

Neben der Festigkeit wurde das Kriechverhalten der Werkstoffe untersucht. Untersuchungen bei einer Temperatur $\vartheta = 1.400$ °C und einer Zeit $t = 50$ h unter Luft offenbarten, dass der Werkstoff B9.0 die beste Kriechbeständigkeit aufweist (**Bild 3-13**).

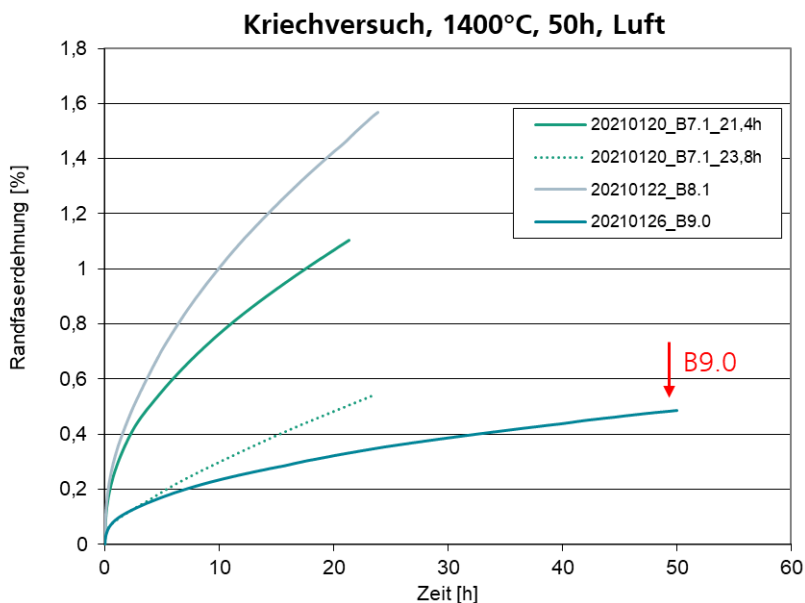


Bild 3-13: Untersuchungen zur Kriechbeständigkeit

Aufgrund zeitlicher Verzögerungen (langfristiger Ofenausfall, Schutzmaßnahmen während der Corona-Pandemie) verblieb im Rahmen des Projektes nur wenig Zeit für die Festlegung des Materials zur Herstellung im Technikummaßstab, sodass Optimierungen (Sauerstoffgehalt, Sinterregime, etc.) im Labormaßstab nicht weiterverfolgt werden konnten. Aus diesem Grund wurde die Festlegung getroffen, B9.0 (Ube SN-E10 als Rohstoff) derart umzusetzen.

3.2 AP2: Entwicklung einer keramikgerechten Bauteilgeometrie und eines Verbindungskonzeptes

3.2.1 Stationäre CFD-Simulation der Ursprungsgeometrie

Damit ein keramikgerechtes Design der vorhandenen Turbine entwickelt werden konnte, mussten zunächst die mechanischen und thermischen Belastungen im stationären Betrieb bestimmt werden. Dazu wurde ein Strömungssimulationsmodell des Turbinenbereichs mit Stator und Rotor in ANSYS CFX Software der ANSYS INC., Canonsburg, Pennsylvania, Vereinigte Staaten, erzeugt (Bild 3-14). Für den Strömungsbereich wurde ein strukturiertes Gitter erstellt, wie es in der Turbomaschinenentwicklung üblich ist. Der Rotorfestkörper wurde in die Simulation einbezogen (Conjugate Heat Transfer), um die thermische Verteilung zu bestimmen.

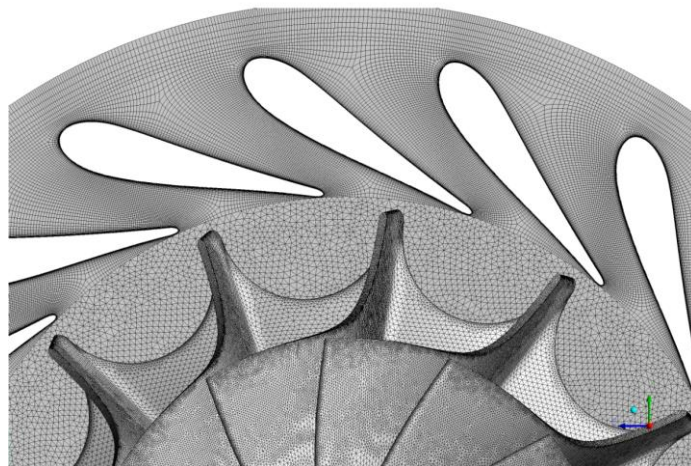


Bild 3-14: Rechengitter für die Strömungssimulation

Die Temperatur- und Druckbelastungen sind auf ein FE-Modell übertragen und die Spannungen σ anschließend mithilfe strukturmechanischer Simulationen berechnet worden.

3.2.2 Keramikgerechtes Design und Auslegung der Welle-Nabe-Verbindung

Um ein keramikgerechtes Design zu entwickeln, wurde das Modell parametrisiert, wobei die Schaufelblattdicke, der Blattfußradius und der Radius der Scallops zwischen den Blättern als zu optimierende Parameter definiert wurden. Ziel war die Minimierung der Spannungen σ , vor allem in kritischen Bereichen wie dem Blattanbindungen und in Bereichen hoher Temperatur ϑ . Der gesamte Prozess wurde mit dem MpCCI FSIMapper und Software-Produkten der ANSYS INC., Canonsburg, Pennsylvania, Vereinigte Staaten, durchgeführt und ist in Bild 3-15 dargestellt.

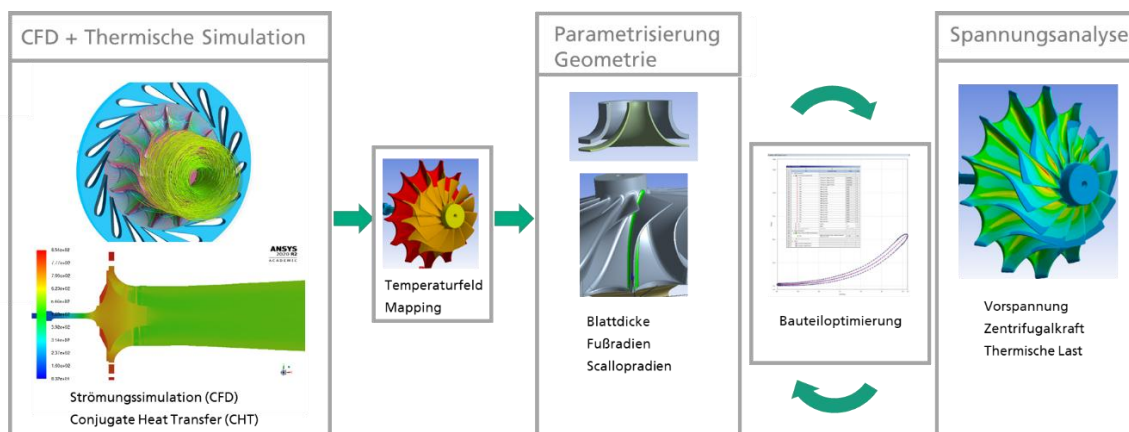


Bild 3-15: Simulationsprozess zur Bestimmung des keramikgerechten Designs

Die mit dieser Simulationsroutine ermittelten Belastungen und Beanspruchungen dienten als Grundlage für eine keramikgerechte Auslegung des Rotorkörpers sowie dessen Anbindung an die metallische Welle. Im stetigen Austausch mit dem Projektpartner Euro-K wurden mehrere mögliche Anbindungsvarianten, dargestellt in **Bild 3-16**, auf ihre grundsätzliche Funktionsfähigkeit hin analysiert.

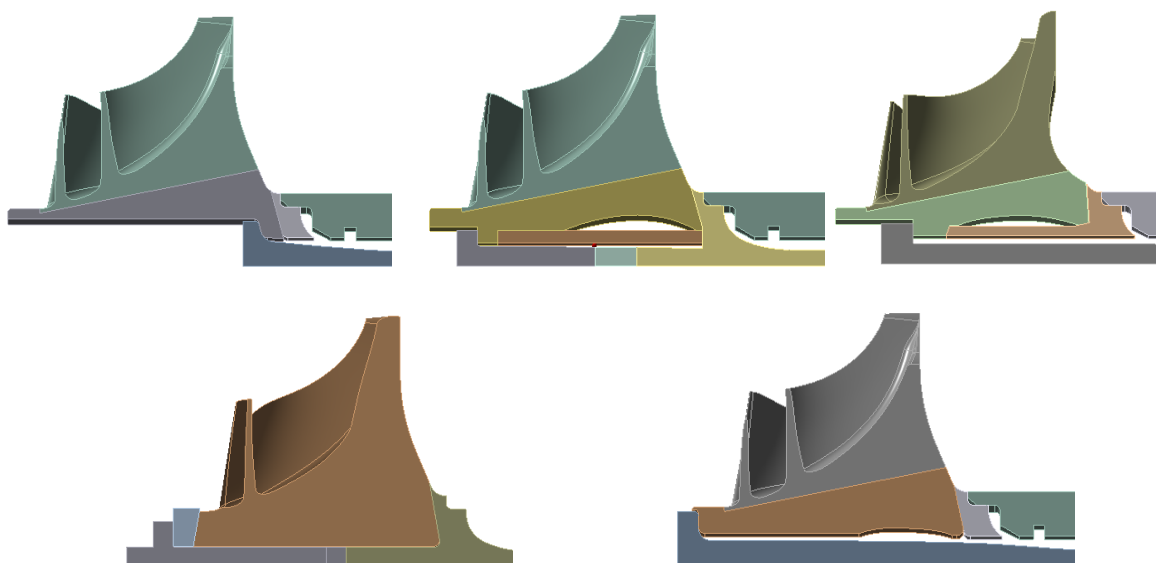


Bild 3-16: Beispielhafte Ansätze zur Realisierung einer keramikgerechten Wellen-Naben-Verbindung

Die durchgeführten FE-Analysen bildeten sowohl den Vorspannvorgang als auch den Einfluss der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten α von Keramik und Metall ab. Neben der statischen Beanspruchung wurde auch das dynamische Verhalten berechnet. Auf Basis dieser Ergebnisse wurde eine Anbindungstopologie ermittelt, die sowohl unter statischer als auch dynamischer Beanspruchung optimal gestaltet ist. Anschließend erfolgte eine multidimensionale Geometrieoptimierung mit dem Ziel, die Beanspruchung zu minimieren und gleichzeitig die Grundregeln des keramikgerechten Designs einzuhalten. Die zu optimierende Bereiche und das iterativ ermittelte Design ist in **Bild 3-17** dargestellt.

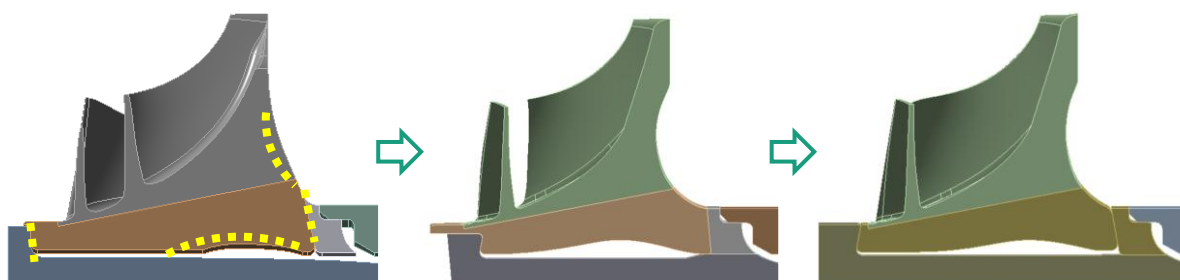


Bild 3-17: Darstellung der Entwicklungsschritte des keramikgerechten Designs

Die Beanspruchung der Entwickelten Geometrie bei Überlast ist im Bild 3-18 dargestellt.

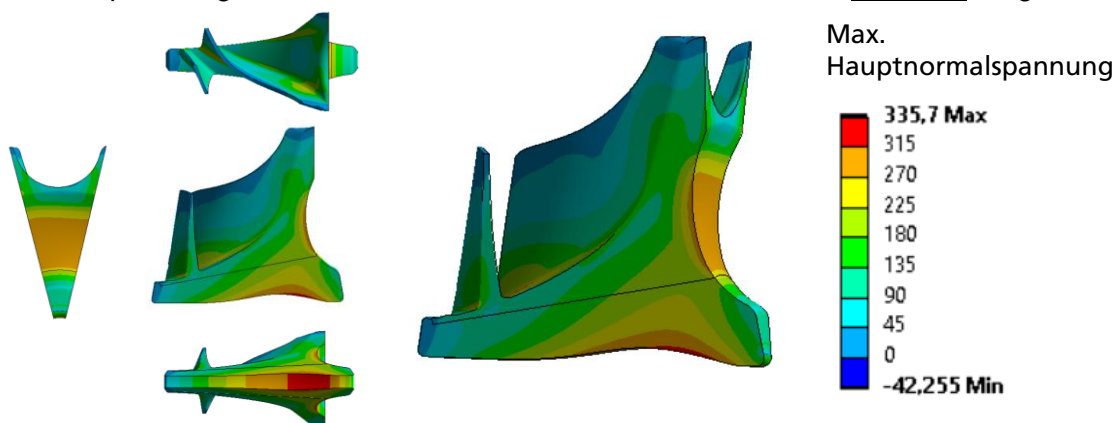


Bild 3-18: Maximale Hauptnormalspannung σ_{\max} im Überlastbetrieb

3.2.3 Stationäre CFD-Simulation der entwickelten Geometrie

Nach den geometrischen Anpassungen des Rotors wurde überprüft, ob das neue Design die strömungsmechanischen und vor allem leistungsbezogenen Eigenschaften der Turbine verändert hatte. Dafür wurde erneut ein Simulationsmodell (CFD, Conjugate Heat Transfer) auf Basis dieser Geometrie erstellt und im stationären Betrieb analysiert. In Bild 3-19 sind die Geometrie und die Ergebnisse der Simulation für das originale und neue Anbindungskonzept dargestellt. Original bedeutete hier, dass der metallische Rotor und die metallische Welle durch Keramik ersetzt wurden. Im keramikgerechten Design wurde ein keramischer Rotor an eine metallische Welle angebunden. Zudem war sicherzustellen, dass Rotor und Welle im Betrieb fest verbunden bleiben, um Unwuchten und Versagen zu verhindern. In Tabelle 3-6 sind die Leistungsparameter, die mittels der CFD für die Ausgangsgeometrie und das neue Design bestimmt wurden, dargestellt. Die Unterschiede sind als gering zu bewerten, sodass nachgewiesen wurde, dass die Turbine weiterhin ihre Leistungsfähigkeit behält.

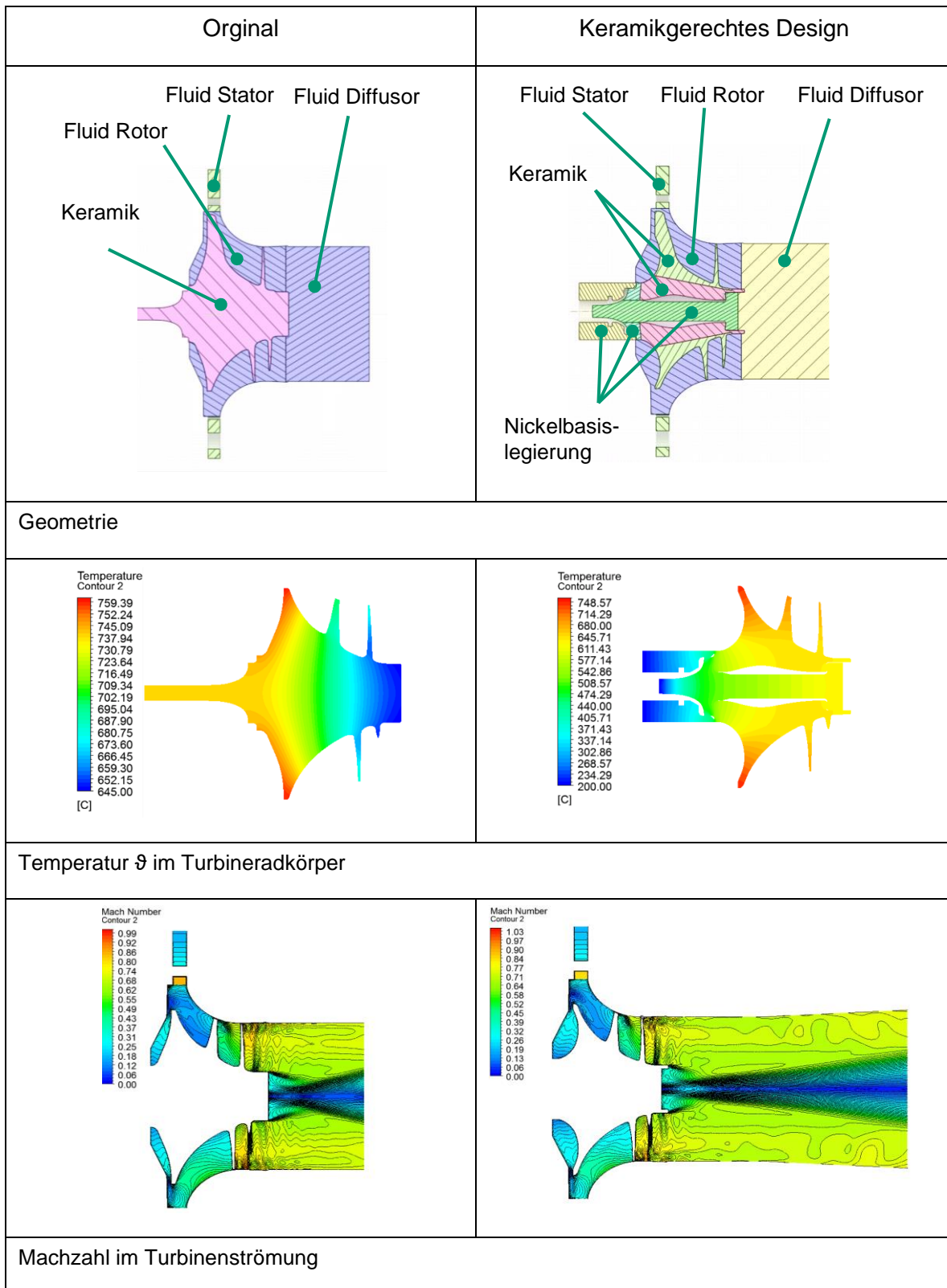


Bild 3-19: Strömungssimulation; Vergleich originales und keramikgerechtes Design

Tabelle 3-6: Vergleich der Leistungsparameter der originalen und neuen Turbine

	Original	Neu
Average Static Pressure at Outlet [bar]	1.080	1.080
Average Total Pressure in Stn Frame at Outlet [bar]	1.159	1.136
Total To Total Device Efficiency (Isentropic Expansion (%))	88.0	87.3
Total To Total Device Efficiency (Polytropic Expansion (%))	86.5	85.7
Mass Flow [kg/s]	0.391	0.392

3.2.4 Transiente CFD-Simulation des keramikgerechten Designs

Nachdem das keramikgerechte Design für den stationären Betrieb auf ihre strömungsmechanischen und strukturmechanischen Eigenschaften untersucht wurde, war es von Interesse, wie sich das Turbinenrad mit den Turbinenblättern dynamisch verhält. Dafür wurde eine Forced-Response-Analyse mit ANSYS CFX und ANSYS Mechanical der ANSYS Inc., Canonsburg, Pennsylvania, Vereinigte Staaten, durchgeführt. Bei der Forced-Response-Analyse werden die Turbinenblätter mit aus der CFD extrahierten Frequenzen f zum Schwingen angeregt. Dabei werden auch verschiedene Schwingungsmuster der Blätter zueinander berücksichtigt. In CFX wurde aus rechenzeitgründen ein Ansatz mit einem periodischen Teilmodell bevorzugt. Dabei werden drei Statorpassagen und zwei Rotorpassagen benötigt und die periodischen Randbedingungen werden mittels des „Time Transformation“ Modells berücksichtigt. In Bild 3-20 ist links das Modell dargestellt. Aus der transienten Simulation ergeben sich transiente Druckverläufe im Rotor und somit auf den Blättern. In der Bild 3-20 rechts oben ist der transiente Druckverlauf in der Einströmung vom Stator zum Rotor dargestellt. Der dynamische Druck wird durch die Wechselwirkung zwischen dem stehenden Stator und dem rotierenden Rotor erzeugt. Mittels ein Fast-Fourier-Transformation wurden die Drucksignale an der Einströmung mit der Druckamplitude A extrahiert, so dass man die Stärke der Anregung direkt ablesen kann. Hier zeigt sich die stärkste Anregung als erste Harmonische, die aus der Anzahl der 17 Statorblätter hervorgeht (Engine Order EO = 17).

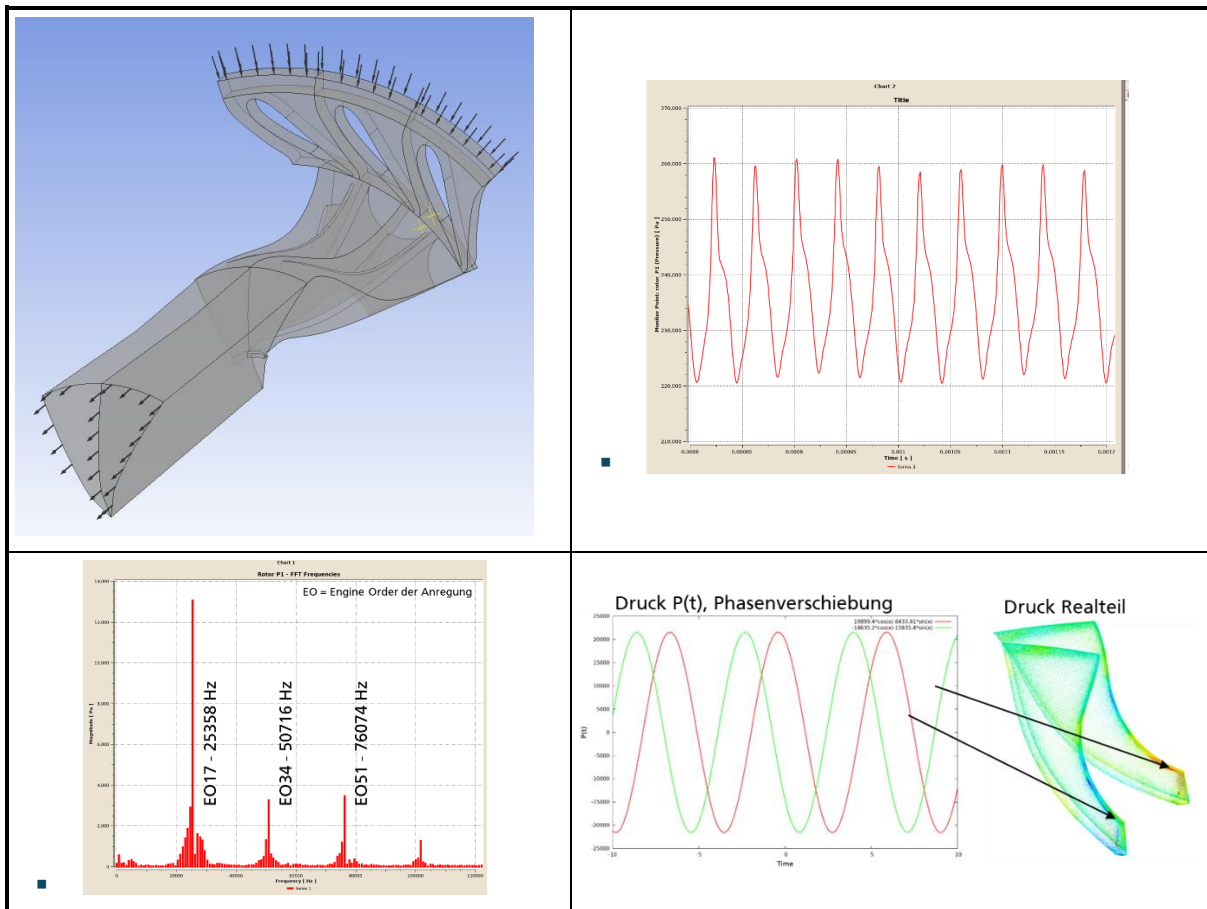


Bild 3-20: links oben: Modell für ein transiente Strömungssimulation,
rechts oben: Zeitabhängiger Druckverlauf im Rotoreinströmungsbereich,
links unten: Frequenzen in der Strömung mittels Fast-Fourier-Transformation,
rechts unten: Phasenverschiebung der Druckschwingung an verschiedenen Blättern

Die Druckdaten wird als Real- und Imaginärteil auf die Blätter gemappt. Dadurch kann die Amplitude A und die Phasenverschiebung für jedes Blatt berücksichtigt werden (**Bild 3-20** rechts unten). Im folgenden Schritt wurde nun unter Berücksichtigung der Druckanregung eine Modalanalyse in ANSYS Mechanical durchgeführt. Bei dieser Analyse werden auch Vorspannungen, rotierende Kräfte F und Kontaktverbindungen berücksichtigt (s. **Bild 3-21**). Für Resonanzbedingungen wurde in Abhängigkeit von Stator- und Rotorblattanzahl sowie der Engine Order ein harmonischer Index (auch Nodal Diameter genannt) von vier ermittelt. Dies ist ein Schwingungszustand, bei dem die Nachbarblätter weitgehendst gegeneinander schwingen. In **Bild 3-22** wurde analysiert, wie sich die Geometrieverformung im Bereich der Anregung verhält. Im betreffenden Betriebsbereich sind die Amplituden A beispielhaft für zwei Punkte am Rotorblatt moderat. Die Drehzahlbereiche mit den maximalen Amplituden A unterhalb und oberhalb des Nenndrehzahlbereichs sollten möglichst zügig durchfahren bzw. nicht angefahren werden.

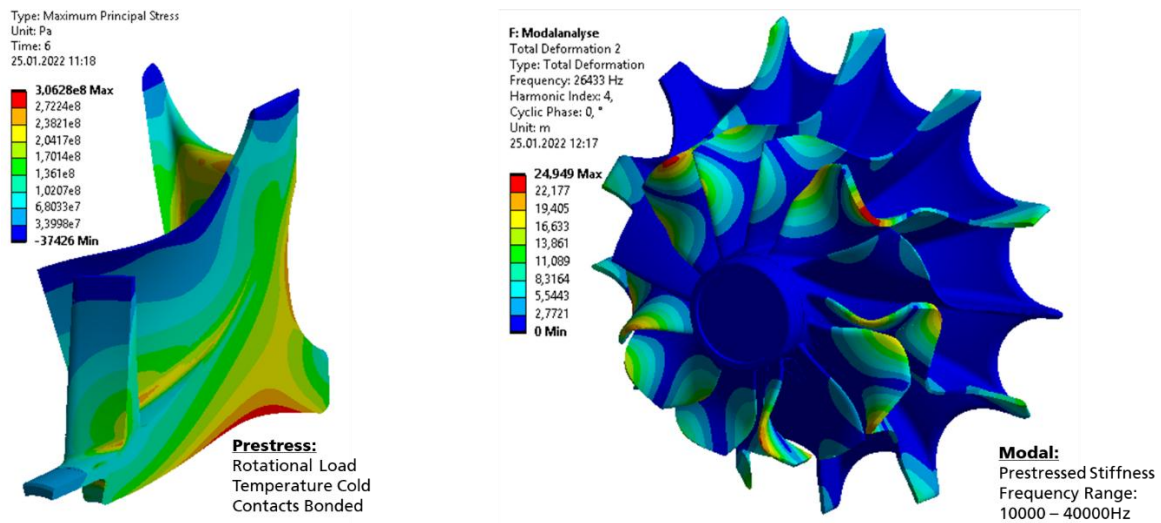


Bild 3-21: Modalanalyse im Rahmen der Forced Response Analyse, Spannungsverteilung und Schwingungsverhalten

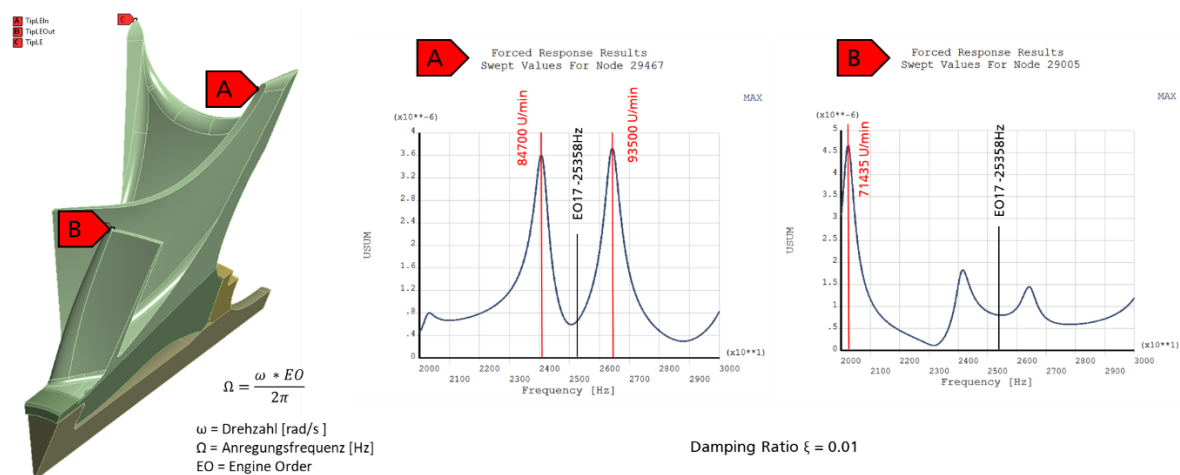


Bild 3-22: Darstellung der Schwingungsamplituden für den relevanten Drehzahlbereich

3.2.5 Analyse der rotordynamischen Eigenschaften des Rotorverbundes

Da es bei jeder rotierenden Konstruktion zu Unwuchten kommt, wurde eine Analyse der Rotor-Welle-Verdichter Konstruktion durchgeführt. Die Unwuchten wurden in Absprache mit PMB – PRÄZISIONSMASCHINENBAU BOBERTAG GMBH, Kaiserslautern, definiert. Dabei wurde die maximal zulässige Wuchtgüte benutzt, um die für die Simulation in ANSYS notwendige Unwucht zu bestimmen. Da die Luftlagerung nicht exakt in der Simulation umgesetzt werden konnte, wurde in einer Parameterstudie untersucht, inwieweit die Lagerung einen Einfluss auf das Schwingungsverhalten der Anordnung hat. Es wurden diverse kantenbasierte und flächenbasierte Lagerungen verglichen, wobei die Lagerparameter Steifigkeit und Dämpfung aus Messungen von Euro-K bereitgestellt wurden. Die Analyse der Parameterstudie zeigte, dass die Lagerung nur einen geringen Einfluss auf die Eigenfrequenzen f_{eig} hat, sodass die Lagerungsmodellierung als zuverlässig eingestuft werden konnte. Da aus simulationstechnischen Gründen nur rotationsymmetrische Körper berücksichtigt werden konnten, wurde der Rotor durch eine äquivalente Punktemasse und der Stator durch einen

äquivalenten Rotationskörper (Masse M , Trägheitsmomente M_i) ersetzt (Bild 3-23). Die Unwuchten wurden an verschiedenen Positionen mit variierenden Phasenverschiebungen α aufgebracht, an denen typischerweise Unwuchten aus der Fertigung auftreten.

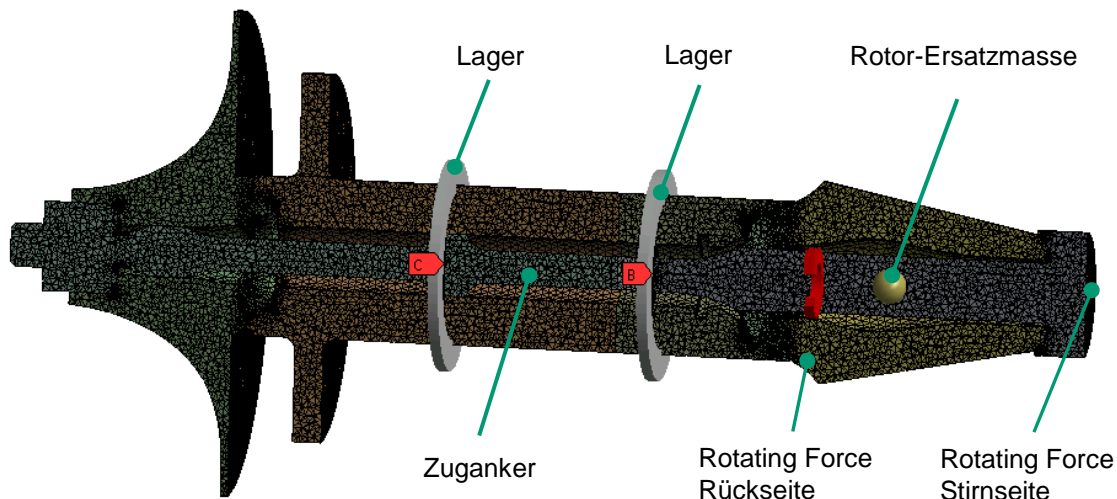


Bild 3-23: Simulationsmodell für Unwuchtsanalyse

Bei der Auswertung der Unwuchtsimulationen werden für typische Frequenzbereiche der Eigenschwingungen die Schwingungsamplituden A im Zuganker betrachtet. Bild 3-24 zeigt die angeregten Schwingungen für drei verschiedene Unwuchten. Zunächst war unklar, ob die auftretenden Schwingungsamplituden A kritisch für den Betrieb sind, vor allem trat im dritten Fall (Unwucht Verdichter und Rotor gegenphasig) eine relativ hohe Amplitude von ca. $A = 0,4\text{mm}$ auf. Um den Einfluss dieser Amplitude A einzuschätzen, wurde für die originale metallene Routine eine Analyse mit den gleichen Unwuchten durchgeführt. Dabei zeigte sich eine ähnliche Amplitude A jedoch trat bei der metallenen Originalausführung diese Frequenz bei ca. $f = 1.700\text{ Hz}$ und bei der keramischen Turbine bei $f = 1070\text{ Hz}$ auf. Die tiefere Eigenfrequenz f_{eig} dieser Schwingung liegt in der größeren freien Länge des Zugankers begründet. Dieser Frequenzbereich lag innerhalb der Betriebsdrehzahl N_{Betr} und könnte im Betrieb zu einem resonanzinduzierten Versagen des Rotorverbundes führen. In Abstimmung mit Euro-K wurden konstruktive Maßnahmen zur Unterdrückung der unerwünschten Schwingungen erarbeitet. Bild 3-25 zeigt den Vergleich der Eigenfrequenzen f_{eig} des ursprünglichen Rotorverbundes mit dem angepassten Rotorverbundkonstruktion des keramikgerechten Designs.

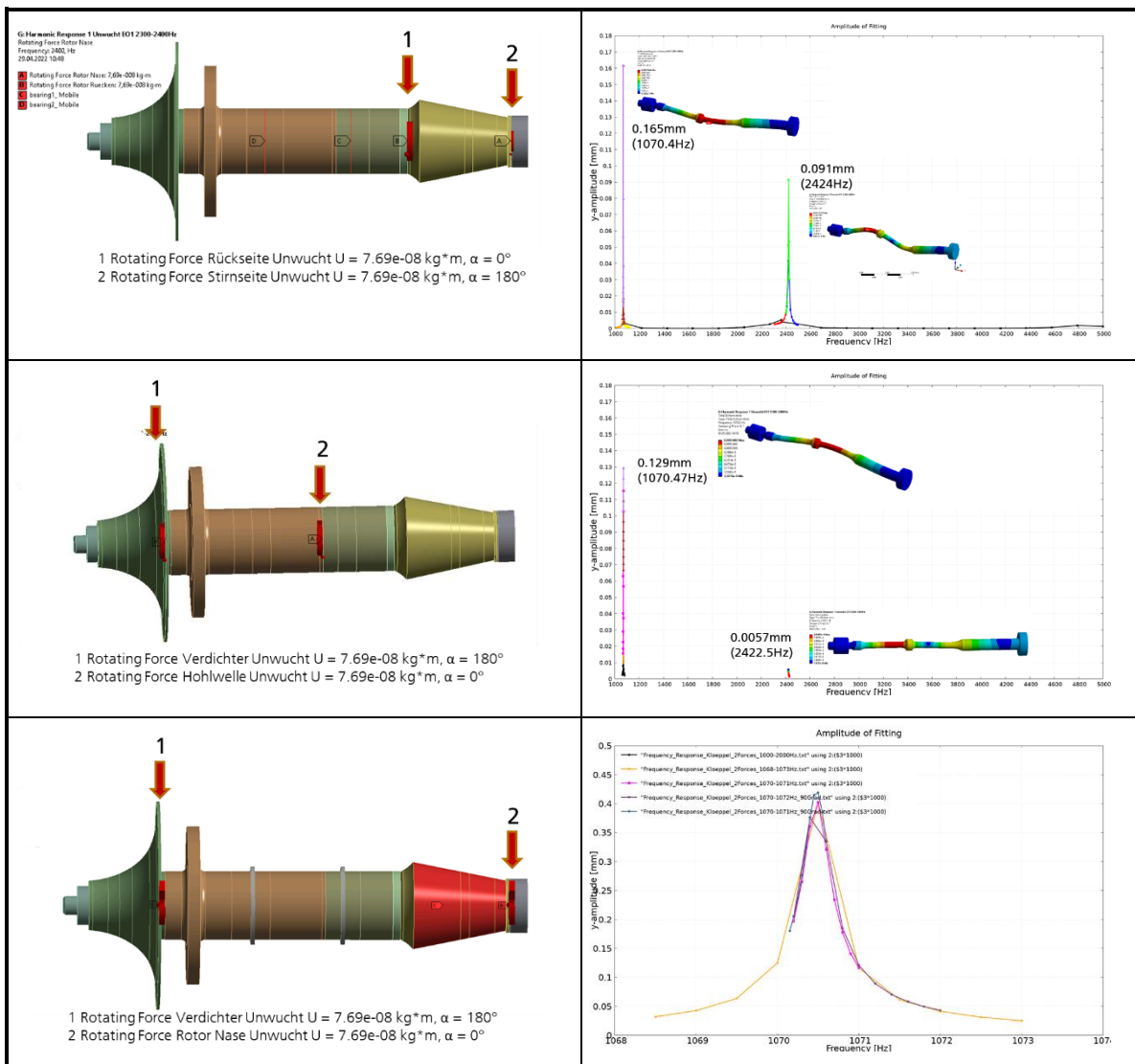


Bild 3-24: Unwuchtsanalyse für verschiedene Unwuchten, frequenzabhängige Amplituden A

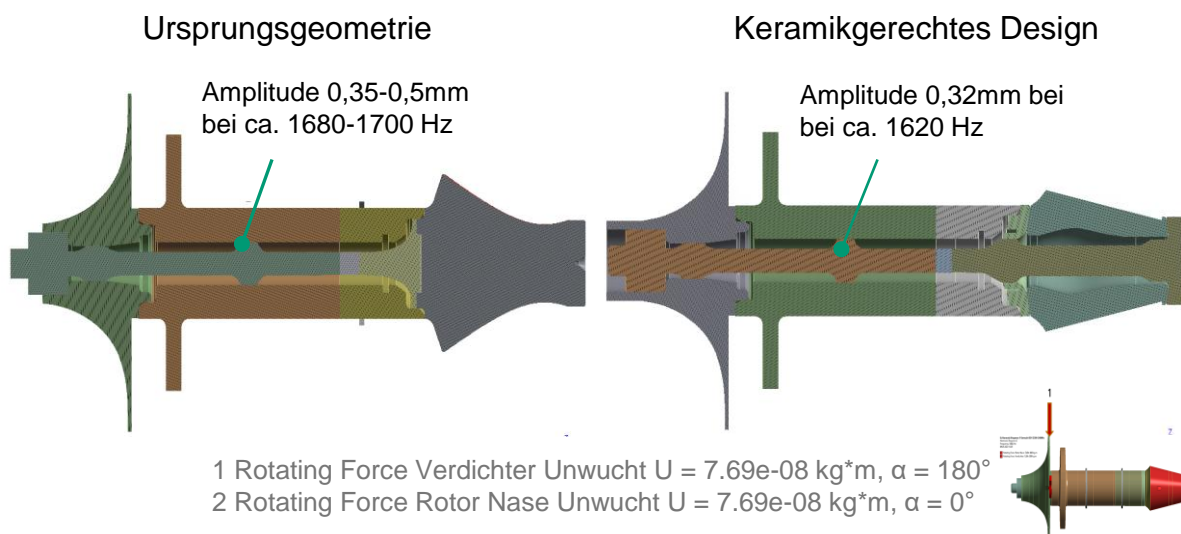


Bild 3-25: Vergleich der Amplituden A und Frequenzen f für das Original- und Keramikdesign

3.3 AP3: Aufbau und Instrumentierung der Teststände

In AP3 wurde die Teststandinstrumentierung durch Zuarbeit und Support unterstützt.

3.4 AP4: Fertigung und Feinwuchten der Demonstratoren

3.4.1 Upscaling des Granulatherstellung

Im Rahmen des UpScalings der Geranulatherstellung des im Labormaßstab entwickelten Werkstoffs B9.0 wurden mehr als 50 kg Rohstoff mittels Rührwerkskugelmühle gemischt und gemahlen und dann via Sprühgranulation getrocknet. Das entsprechend hergestellte Material trägt die Bezeichnung T1951. Aus diesem Granulat wurden Probenkörper gepresst, um das Sinterverhalten und die Eigenschaften des Granulats zu prüfen.

Die Sinterung von T1951 mit dem Sinterregime von B9.0 (SR1=Sinterregime 1) zeigte eine deutliche Verschlechterung der Festigkeiten mit starken Ausreißern (Bild 3-26). Dabei wurde zur Sinterung der Platten aus T1951 ein anderes, größeres Ofenaggregat (DS3) verwendet als es bei den Sinterversuche der Laborgranulate (DS1) der Fall war. Unterschiede in der Temperaturverteilung sowie in der Ausprägung der Atmosphäre können einen entsprechenden Einfluss auf das Siliziumnitridmaterial haben. Aus der Erfahrung durch vorangegangene Projekte ist jedoch bekannt, dass es bei der wässrigen Aufbereitung, welche bei der Herstellung des Sprühgranulates verwendet wird, oftmals zu einer Erhöhung des Sauerstoffgehalts kommt. Eine Messung der Sauerstoffgehalte von B9.0 sowie T1981 zeigte einen höheren Sauerstoffgehalt bei T1951, sodass dieser Effekt vorzuliegen schien.

Da eine erneute Herstellung von über 50 kg Granulat einerseits zu einer drastischen zeitlichen Verzögerung und andererseits zu einer deutlichen Erhöhung der Kosten geführt hätten, wurde eine nachträgliche Beeinflussung des Sauerstoffgehalts durch die Anpassung der Entbinderungs- und Sinterstrategie untersucht. Dafür wurde das Material inert (Argon, $\vartheta = 800 \text{ °C}$) entbindert, sodass die Organik zwar zersetzt wurde, jedoch ein Restkohlenstoffanteil im Material verbleib. Weiterhin wurde das Sinterregime (SR2) derart angepasst, dass eine Reaktion des Restkohlenstoffs mit dem Überschüssigen SiO_2 erfolgt und SiO -Spezies sowie CO als gasförmige Komponenten dem Material entweichen können. Das derart hergestellte Material zeigte einerseits einen niedrigeren Sauerstoffgehalt nach dem Sintern als das konventionell wärmebehandelte und andererseits konnten somit die Festigkeit erhöht und die Streubreite der Festigkeitswerte verringert werden (Bild 3-26).

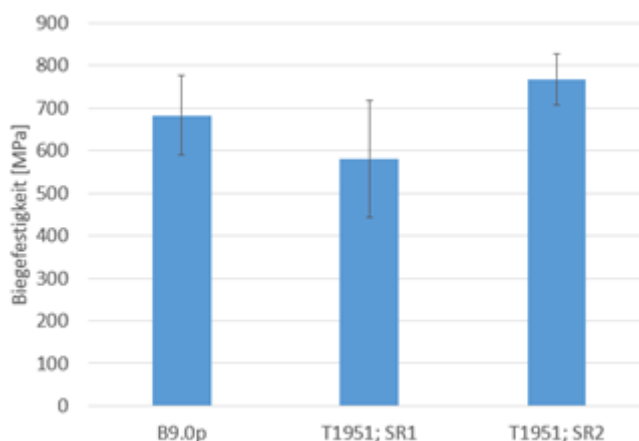


Bild 3-26: Biegefestigkeit im System mit Sc2O3; B9.0 ohne Sinteroptimierung, T1951 ohne Sinteroptimierung (SR1), T1951 mit Sinteroptimierung (SR2)

Nach Abschluss der Charakterisierung erfolgte die Herstellung von Presskörpern für die Rotorherstellung. Es wurden Zylinder mit einem Durchmesser $\varnothing = 160$ mm und einer Höhe von $h = 86$ mm gepresst. Der Rohling hatte eine Masse von $m = 3,4$ kg.

3.4.2 Fertigung

Beim ersten Fertigungsversuch des Rotors erfolgte die Grünbearbeitung bei der Firma CERAMARET MEISSEN GMBH, Meißen. Der Grünkörper wurde bei Euro-K vermessen und anschließend im Fraunhofer IKTS entsprechend der entwickelten Programm entbindert und gesintert. Nach dem Sintern wurde der Rotor durch QSIL INGENIEURKERAMIK GMBH, Frankenblick, bearbeitet. Nach der Auswertung der Formtreue des Rotors in Bezug auf die Sollmaße sowie des Sinterschwunds erfolgten weitere Herstellungsversuche. Der Widerrufsbescheid des Projektpartners CERAMARET MEISSEN GMBH, Meißen und dessen Ausscheiden führten zu erheblichen Zeitverzögerungen in der weiteren Projektbearbeitung. Für die folgende Versuche übernahm die Firma QSIL INGENIEURKERAMIK GMBH, Frankenblick, die Grünbearbeitung des Rotors. Zur Entwicklung einer Bearbeitungsstrategie und zum Erproben der Maschinenparameter wurden mehrere Tests durchgeführt (

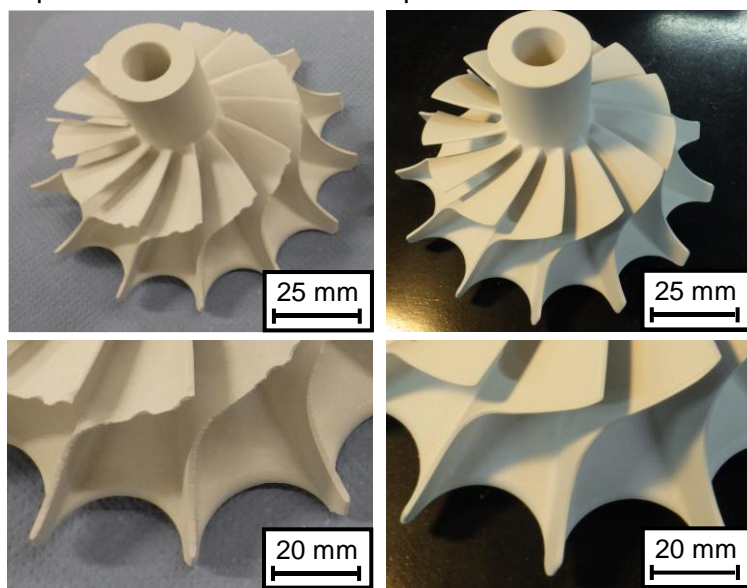


Bild 3-27). Trotz des Ausscheidens eines wichtigen Projektpartners konnte eine zuverlässige Fertigungskette entwickelt werden (Bild 3-28).

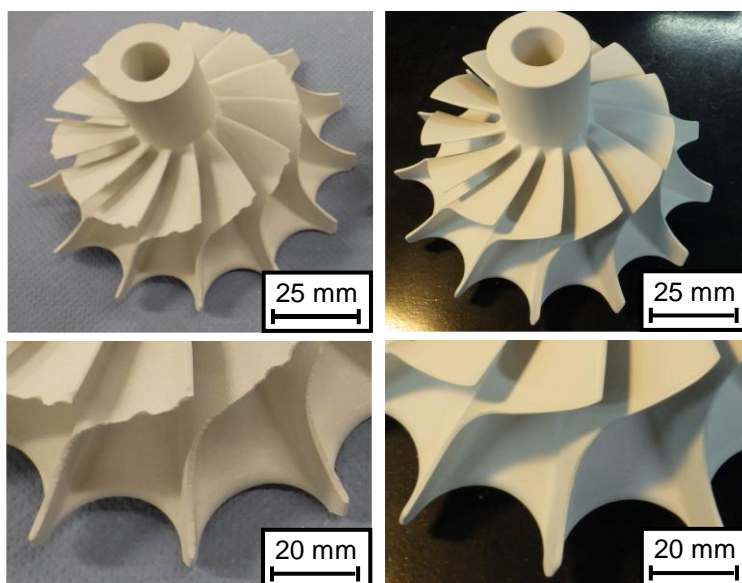


Bild 3-27: Rotoren vor (links) und nach (rechts) optimierter Grünbearbeitungsstrategie

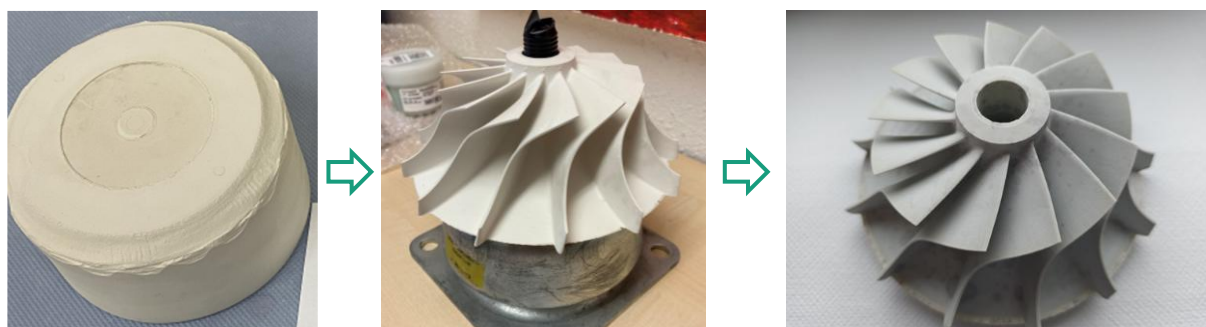


Bild 3-28: Herstellungskette des Rotors:
CIP-Körper (links), grünbearbeiteter Rotor (mitte), gesinterter Rotor (rechts)

3.4.3 Wuchten

Mit der Firma PMB – PRÄZISIONSMASCHINENBAU BOBERTAG GMBH, Kaiserslautern, wurden die erforderlichen Vorbereitungsmaßnahmen zum Thema Wuchten abgestimmt. Dazu zählen Tätigkeiten zur Bestimmung einer Wuchtaufnahme sowie die Festlegung der Prozedur für die Einzelteil- und Rotorverbundwuchtung. Die Wuchtebenen sowie der Individualaufbau mittels Luftlagerdorn der Einzelteilwuchtung ist in Bild 3-29 dargestellt.

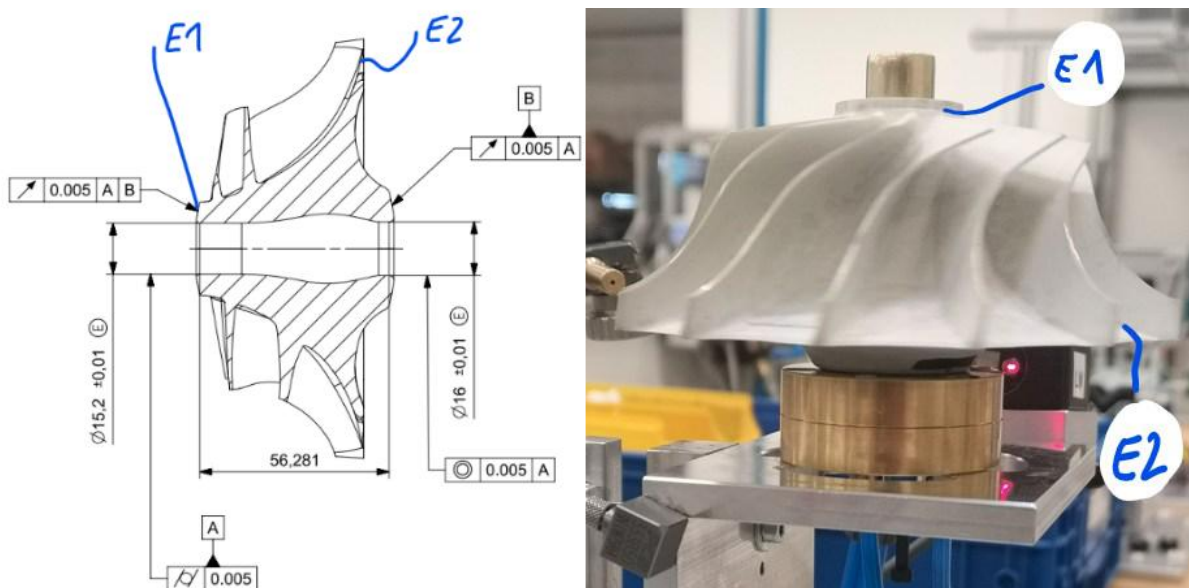


Bild 3-29: Lage der Auswuchtebenen im Bereich des Outlets (E1) und Inlets (E2); die Wuchtung erfolgt auf einem Luftlagerdorn (rechts)

Zur Sicherstellung, dass die Wuchtung plausibel und zielgerichtet abläuft, wurden vorab Versuche mit aufgebrachten Gewichten durchgeführt. Die Unwucht wurde sehr gut detektiert, und die aufgebrachten Testgewichte wurden in Betrag und Phase korrekt erkannt. Die Ermittlung der Belichtungsparameter für den Laserabtrag erfolgte im Vorfeld an vom Fraunhofer IKTS bereitgestellten Keramikproben. Der Rotor konnte mittels Laserabtrag teilgewuchtet werden (Bild 3-30). Aufgrund der hohen Urunwucht und geringen Opfermasse m_o an der Wuchtebene E1, konnte der Rotor mittels Laserabtrag nicht final gewuchtet werden. Die erreichbare Restunwucht und damit das Verbesserungspotential in der Wuchtgüte wurde durch die reversible Wuchtung mit Wachsgewichten gezeigt. Nach dieser Wuchtung waren praktisch keine Schwingungen mehr vorhanden (Bild 3-31). Demnach ist die zulässige Unwucht mit der Wuchtung im Rotorverbund erreichbar.

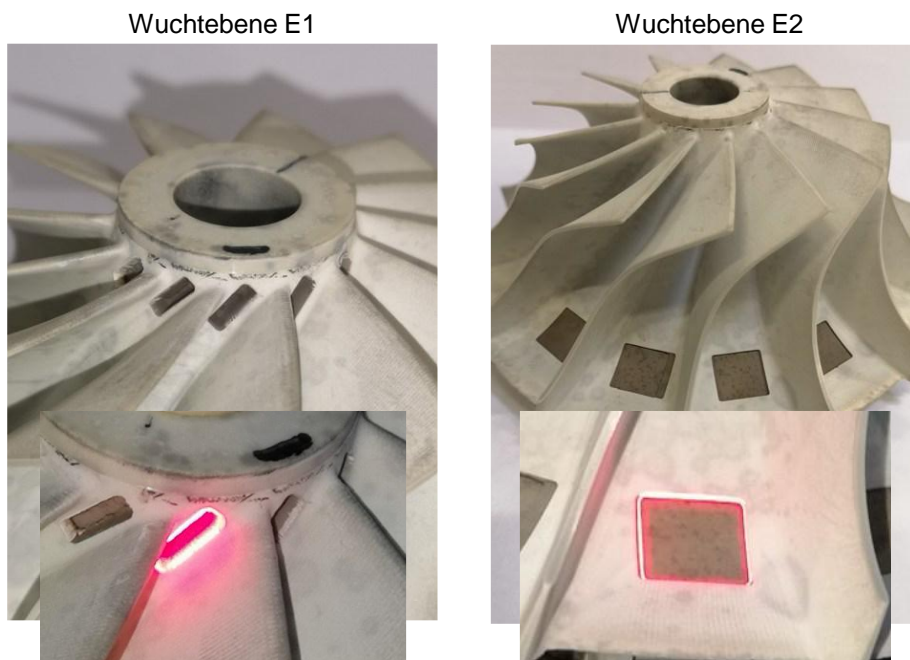


Bild 3-30: Wuchten mittels Laserabtrag

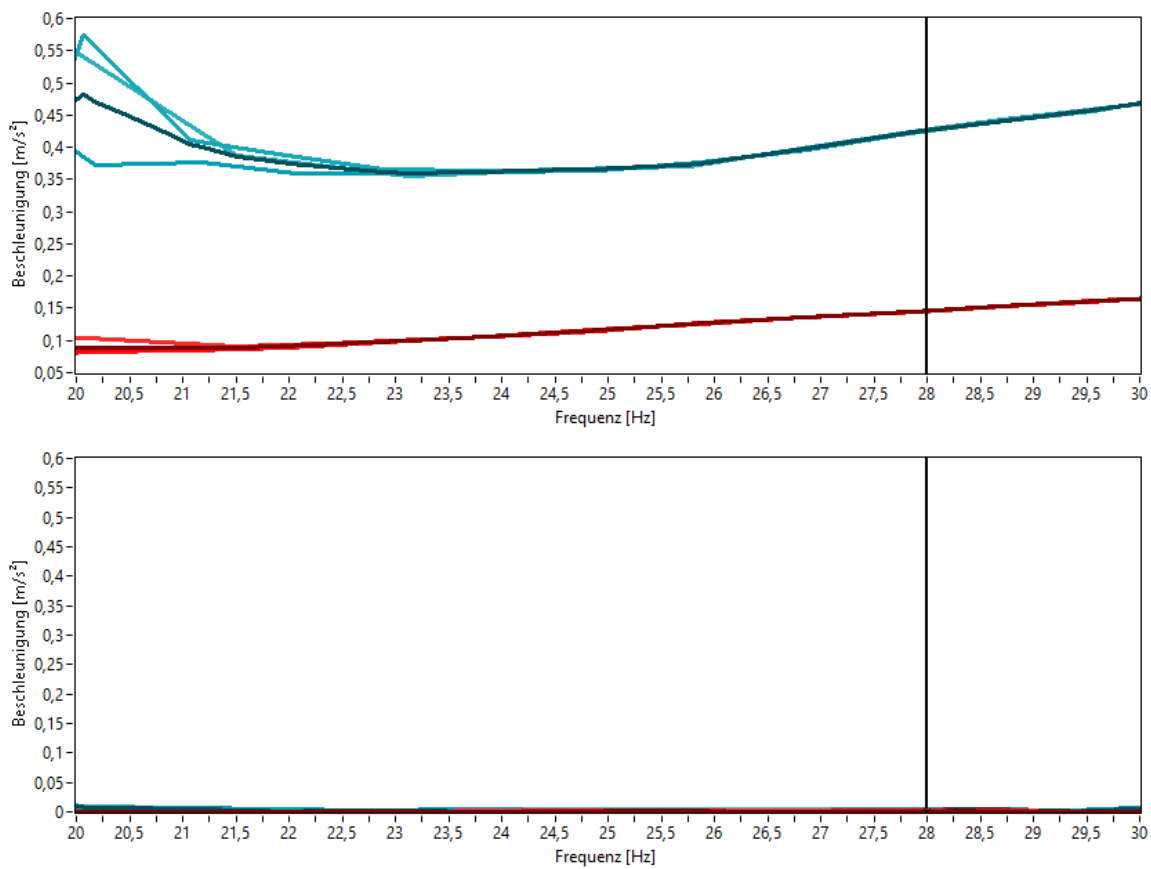


Bild 3-31: Beschleunigungskurven vor (oben) und nach (unten) der Wuchtung

3.5 AP5: Qualitätssicherung und Voruntersuchung

Zur Qualitätsuntersuchung wurden neben 3D-Scans (Bild 3-32) zur Beurteilung der Maßhaltigkeit entlang der Fertigungskette auch Farbeindrigprüfungen sowie die Computertomographie (Bild 3-33) zur Erkennung von Rissen und Poren eingesetzt. Diese zerstörungsfreien Methoden erwiesen sich als geeignet und ermöglichten eine defektfreie Herstellung der Rotoren.

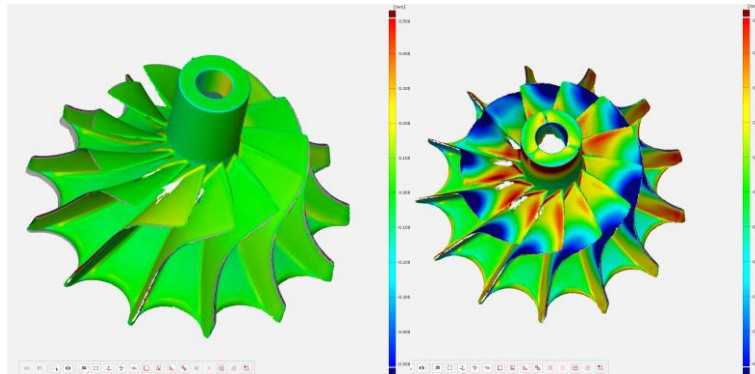


Bild 3-32: Vermessung des Grünteils (links) und des gesinterten Rotors (rechts) in Bezug auf das CAD-Model

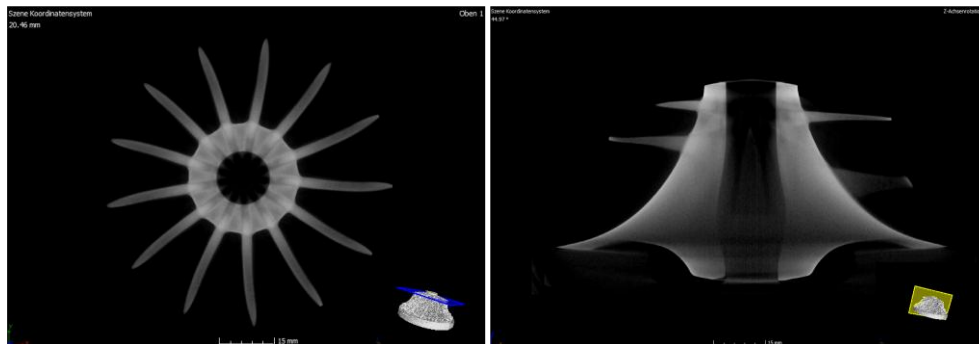


Bild 3-33: Computertomographie-Aufnahme eines gesinterten Rotors

Die vorgesehene zerstörende Prüfung mittels Schleuderversuch konnte infolge der Verzögerungen im Projektablauf nicht durchgeführt werden.

4 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Projektarbeit

Die im Rahmen des durchgeführten Forschungsprojektes geleisteten Arbeiten sowie die dafür aufgewendeten Ressourcen waren notwendig und angemessen. Sie entsprachen der im Projektantrag formulierten Aufgaben und wurden weitestgehend erfolgreich bearbeitet. Trotz der Verlängerung des Projektes waren keine zusätzlichen Ressourcen für das Projekt notwendig.

Die Notwendigkeit der Zuwendung ergab sich aus dem hohen technischen Risiko in der Umsetzung und den damit verbundenen möglichen finanziellen Folgen. Die Risiken waren dabei vielfältig.

Technische Risiken

Die Umstellung auf ein keramisches Turbinenrad birgt erhebliche technische Herausforderungen, insbesondere im Hinblick auf:

- Strukturelle Integrität und Bruchverhalten: Keramische Werkstoffe zeichnen sich zwar durch eine hohe Temperaturbeständigkeit und geringe Dichte ρ aus, sind jedoch deutlich spröder als metallische Werkstoffe. Ein zentrales Risiko bestand daher im Versagen der strukturellen Integrität während der rotordynamischen Belastung bei Hochtemperaturbedingungen. Im ungünstigsten Fall hätte ein Bruch des Rotors während der Erprobung schwerwiegende Folgen für die Versuchseinrichtungen und das Bedienpersonal gehabt.
- Komplexe Geometrieadjustierungen: Aufgrund der werkstoffspezifischen Eigenschaften der Keramik mussten erhebliche Anpassungen an der Rotor- und Gehäusegeometrie vorgenommen werden. Dies betraf unter anderem die Lagerung, die Anbindung an die Welle sowie die Kühlsysteme, um die neuen thermomechanischen Bedingungen zu berücksichtigen. Die Entwicklung geeigneter Fertigungs- und Bearbeitungsverfahren für die komplexe Geometrie eines keramischen Bauteils erforderte umfangreiche Validierungsschritte.
- Ungewisse Langzeitstabilität: Da keramische Werkstoffe in dieser Anwendung bislang nicht etabliert sind, war zu Projektbeginn unklar, wie sich diese unter zyklischer thermischer Belastung und langzeitiger Beanspruchung verhalten würden. Das erforderte zusätzliche Werkstoffprüfungen und beschleunigte Lebensdauertests, deren Ergebnisse nicht vorhersehbar waren.

Beitrag zu den förderpolitischen Zielen

Die Förderung dieses Projekts war auch deshalb gerechtfertigt, weil es direkt zur Erreichung zentraler Ziele des 7. Energieforschungsprogramms beiträgt. Insbesondere:

- Effizienzsteigerung thermischer Kraftwerke: Durch die Möglichkeit, höhere Prozesstemperaturen $\vartheta_{\text{Proz.}}$ zu realisieren, leistet die entwickelte Technologie einen Beitrag zur Erhöhung des Gesamtwirkungsgrades $\eta_{\text{Ges.}}$ und damit zur Reduktion spezifischer CO_2 -Emissionen.
- Technologische Souveränität: Die Etablierung keramischer Hochleistungskomponenten in der Turbomaschinen-Technologie stärkt die

Innovationskraft des Industriestandorts Deutschland und fördert die Unabhängigkeit von etablierten metallbasierten Technologien.

- Transfer in marktfähige Produkte: Das Projekt zielt auf die industrielle Anwendbarkeit der Ergebnisse ab und schafft die Grundlage für weiterführende Entwicklungen und Produktlinien im Bereich hocheffizienter und ressourcenschonender Energietechnik.

5 Verwertung der erzielten Ergebnisse

5.1 Voraussichtlicher Nutzen und Verwertbarkeit der erzielten Ergebnisse

Trotz der Tatsache, dass die geplante Integration des keramischen Turbinenrades in eine Mikrogasturbine aufgrund technischer Schwierigkeiten in der Endbearbeitung bislang nicht realisiert werden konnte, lassen sich aus den bisherigen Projektergebnissen bereits wichtige Fortschritte und Verwertungspotenziale ableiten.

Im Rahmen des Projekts wurde ein geeigneter keramischer Werkstoff entwickelt, der die hohen thermomechanischen Anforderungen für den Einsatz in einer Turbinenanwendung erfüllt. Darüber hinaus konnte ein vollständiger Prototyp des Turbinenrades hergestellt werden. Dies stellt einen wesentlichen Meilenstein dar, da sowohl das Werkstoffverhalten unter realitätsnahen Bedingungen als auch die grundsätzliche Umsetzbarkeit eines solchen Bauteils für den industriellen Einsatz bestätigt wurden.

Die Endbearbeitung des keramischen Prototyps konnte durch den Projektpartner jedoch nicht rechtzeitig abgeschlossen werden, wodurch eine Integration des Rotors in die Mikrogasturbine und die geplanten Versuchsfahrten nicht durchgeführt werden konnten. Diese technische Hürde betrifft vor allem die hochpräzise Feinbearbeitung sprödharter keramischer Materialien – ein Bereich, in dem derzeit Nachentwicklungen durch den Partner notwendig sind.

Trotz dieses Rückschlags bleibt die grundsätzliche Zielsetzung des Projekts – die langfristige Substitution metallischer Turbinenkomponenten durch Hochleistungskeramik – technisch valide und wirtschaftlich vielversprechend. Der voraussichtliche Nutzen umfasst mehrere Ebenen:

- Wirkungsgradsteigerung $\Delta\eta$ durch höhere Turbineneintrittstemperaturen ϑ_{ein} : Keramische Werkstoffe erlauben signifikant höhere Einsatztemperaturen ϑ_{ein} im Vergleich zu metallischen Legierungen. Durch die Nutzung dieses Potenzials können thermische Turbomaschinen effizienter betrieben und die Energieausbeute pro eingesetzter Brennstoffeinheit erhöht werden.
- Erhöhte Lebensdauer und geringerer Wartungsaufwand: Keramische Komponenten zeichnen sich durch eine hohe Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit sowie Temperaturwechselbeständigkeit aus. Dies kann im Betrieb zu längeren Wartungsintervallen und einer erhöhten Standzeit führen, was sowohl die Betriebskosten senkt als auch die Anlagenverfügbarkeit erhöht.
- Reduktion von CO₂-Emissionen: Eine Verbesserung des Wirkungsgrades η trägt unmittelbar zur Minderung des Brennstoffbedarfs bei, was wiederum eine Verringerung der spezifischen CO₂-Emissionen pro erzeugter Energieeinheit ermöglicht – ein zentrales Ziel des 7. Energieforschungsprogramms.

Der nächste notwendige Schritt besteht in der Optimierung der Feinbearbeitung keramischer Geometrien mit komplexer Formgebung. Sobald weitere Kapazitäten freiwerden, wird die Integration in die Mikrogasturbine nachgeholt und die experimentellen Validierungen durchgeführt. Die im Projekt bereits geschaffenen Vorleistungen – insbesondere hinsichtlich

Werkstoffauswahl, Konstruktionsanpassung und Prototyping – bilden hierfür eine tragfähige Basis.

Aus Sicht des KMU bleibt das Projekt daher von hohem strategischem und wirtschaftlichem Wert, auch wenn die volle Verwertbarkeit der Ergebnisse durch externe Faktoren zeitlich verzögert wurde. Das Vorhaben trägt langfristig zu den übergeordneten energie- und forschungspolitischen Zielen der Bundesregierung bei und zeigt das erhebliche Innovationspotenzial, das durch gezielte FuE-Förderung im Mittelstand erschlossen werden kann.

5.2 Fortschritte an anderer Stelle

Aus Sicht des Konsortiums sind keine anderen Fortschritte bei anderen Stellen bekannt geworden.

6 Veröffentlichungen

Nach Abschluss des Projekts sind Veröffentlichungen geplant, die die erzielten Ergebnisse präsentieren. Der Fokus liegt dabei in folgenden Themen:

- Entwicklung hochtemperaturbeständiger Keramikwerkstoffe.
- Simulationsunterstütztes keramikgerechtes Design von Strömungsmaschinen.
- Eignung keramischer Rotoren zur Wirkungsgradsteigerung sowie zum Einsatz mit Biogasen.