

# Luftfahrtforschung und -technologie

Abschlussbericht

## **Werkstoffe und Bauweisen für eine robuste Turbinenauslegung (Wero\_Turb)**

Förderkennzeichen:

20T1923A

Laufzeit: 01.09.2020 bis 31.08.2024

Berichtersteller: Markus Körzdörfer

---

MTU Aero Engines AG

Gefördert durch:



Bundesministerium  
für Wirtschaft  
und Klimaschutz

aufgrund eines Beschlusses  
des Deutschen Bundestages

München, Februar 2025

## **Inhaltsverzeichnis**

|       |   |    |
|-------|---|----|
| 1     | Einleitung .....  | 3  |
| 2     | Zusammenfassung.....  | 5  |
| 2.1   | Projektstrukturplan.....  | 5  |
| 2.2   | Erreichte Ergebnisse .....  | 8  |
| 2.2.1 | AP 1.1 Werkstoffmodelle für gussdefektbehaftete Nickel-Polykristalle .... | 8  |
| 2.2.2 | AP 1.2 Fortschrittliche Ermüdungsmodelle für IN100 .....                  | 8  |
| 2.2.3 | AP 1.3 Lebensdauermodelle IN713-Gusswerkstoff .....                       | 9  |
| 2.2.4 | AP 2.1 Geometrieoptimierung für robuste Rotorauslegung .....              | 9  |
| 2.2.5 | HAP 3 Verbundkeramikschaukel .....  | 10 |
| 3     | Technische Darstellung der Arbeitspakete.....                             | 12 |
| 3.1   | HAP 1 „Lebensdauer-Modellierung Werkstoffe“ .....                         | 13 |
| 3.1.1 | AP 1.1 Werkstoffmodelle für gussdefektbehaftete Nickel-Polykristalle ..   | 13 |
| 3.1.2 | AP 1.2 Fortschrittliche Ermüdungsmodelle für IN100 .....                  | 20 |
| 3.1.3 | AP 1.3 Lebensdauermodelle IN713-Gusswerkstoff .....                       | 25 |
| 3.2   | HAP 2 „Robuste Bauteil-Gestaltung“ .....                                  | 30 |
| 3.2.1 | AP 2.1 Geometrieoptimierung für robuste Rotorauslegung .....              | 30 |
| 3.3   | HAP 3 „Verbundkeramikschaukel“.....                                       | 35 |
| 4     | Literaturverzeichnis .....  | 50 |

## 1 Einleitung

Die MTU Aero Engines AG (MTU) ist heute der weltweit führende Hersteller hocheffizienter Niederdruckturbinen (LPT, engl. low pressure turbine) und anerkannter Benchmark bzgl. Entwicklungs- und Fertigungsqualität. Die steigenden Anforderungen des Weltmarkts an die Effizienz, das Gewicht und durch die Wandlung der Wartungsverträge hin zu Flight Hour Agreements (FHA) erhöhen die Wichtigkeit der Entwicklung und Implementierung neuer Technologien, welche die Einsatzdauer verlängern und dadurch den Wartungsaufwand senken und die Anzahl der Shop Visits (SV) reduzieren.

Für zukünftige Turbinen ist, neben der Optimierung von Wirkungsgrad und Gewicht, die Gewährleistung der Systemintegrität von zentraler Bedeutung. Für die Bauteilgestaltung sind die Modellierung von Werkstoffeigenschaften und des belastungsabhängigen Werkstoffverhaltens über die gesamte Lebensdauer des Triebwerks, von besonderer Wichtigkeit.

Durch die Arbeiten in diesem Verbundvorhaben wurde das Einsatzpotential metallischer Werkstoffe durch neuartige Verfahren zur Lebensdauermodellierung weiter erhöht. Dazu erhöhte eine verbesserte Beschreibung von Defekten (in Wechselwirkung mit lokalen Spannungszuständen, Modellierung von Karbiden und einem Rissinitiierungsmodell) die zulässige Lebensdauer bei Poren in Gussteilen aus IN100 und weiteren relevanten Gusslegierungen um bis zu 20%. Für hochbelastete Gussteile aus IN100 und IN713 wurde die Betriebsfestigkeitsvorhersage für Kerbstellen verbessert. Für ein robustes Rotordesign, speziell bei der Bewertung der Berstsicherheit, sollte die stochastische Bewertung der Fertigungstoleranz untersucht werden, um sämtliche Wechselwirkungen zu berücksichtigen und somit die einflussreichsten Geometrietoleranzen zu identifizieren.

Zur Nutzung des Potentials von SiC/SiC CMC-Werkstoffen für thermisch höher belastete Statorbeschaufelungen war das ursprüngliche Ziel, zusammen mit der Firma Schunk Kohlenstofftechnik (SKT), der Fraunhofer Gesellschaft zur Förderung der angewandten Forschung e.V. (FhG) und dem Deutschen Zentrum für Luft- und Raum-

fahrt e.V. (DLR) Designstudien zur Bauteilgestaltung durchzuführen und das Bauteilverhalten bei Fremdkörperereignis („Impact“) zu simulieren und versuchstechnisch nachzuweisen.

Aufgrund einer erheblichen zeitlichen Verschiebung einer möglichen Anwendung von CMC-Werkstoffen in MTU Komponenten und der damit einhergehenden erheblichen Verzögerung einer wirtschaftlichen Verwertung, wurde die Technologie in der MTU Aero Engines AG auf eine „Grundlagentechnologie“ herabgestuft. Infolgedessen wurde der MTU Arbeitsanteil im Rahmen einer genehmigten Projektänderung inhaltlich deutlich reduziert. Dabei unterstützte MTU die anderen HAP3-Partner weiterhin in ihren Aktivitäten. Aufgrund der nach wie vor bestehenden Potenziale durch den Einsatz von CMC ist davon auszugehen, dass zu einem späteren Zeitpunkt wieder auf die hier erlangten Erkenntnisse aufgesetzt wird. Dazu ist es u.a. erforderlich, das Partnernetzwerk zu erhalten.

Die übergeordnete Zielsetzung des Verbunds änderte sich dadurch nicht, die Ziele zu Lebensdauer und Robustheit wurden in HAP 1 und HAP 2 weiter intensiv bearbeitet. Durch die Methoden für eine robuste Bauteilgestaltung sollen zukünftige Turbinenbauteile verbesserte Eigenschaften über den gesamten Lebenszyklus aufweisen. Hiermit soll die Wettbewerbsfähigkeit der MTU bzgl. Werkstoffen und Bauweisen für eine robuste Turbinenauslegung weiter gestärkt werden.

## 2 Zusammenfassung

### 2.1 Projektstrukturplan

In Abbildung 1 ist der Strukturplan des Projekts dargestellt. Das Projekt gliederte sich in die drei Hauptarbeitspakete: HAP 1 „Lebensdauer-Modellierung Werkstoffe“, HAP 2 „Robuste Bauteil-Gestaltung“ und HAP 3 „Verbundkeramikschaufel“.

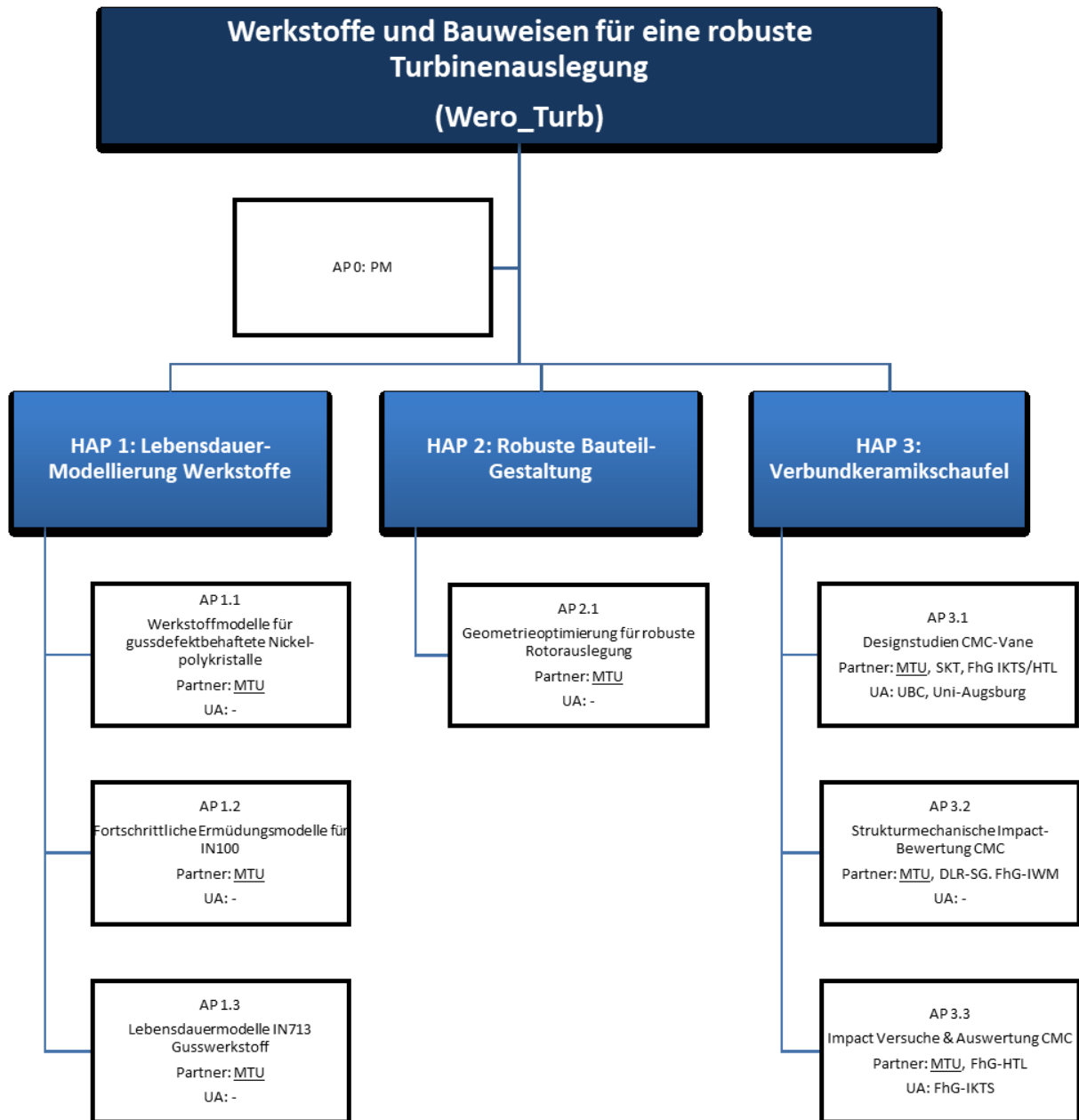


Abbildung 1: Projektstrukturplan.

In **HAP 1** wurde die Lebensdauermodellierung von Gussdefekten für eine verbesserte Beschreibung der Defekte untersucht. Des Weiteren wurden die Auswirkungen von Kerbstellen auf die Betriebsfestigkeit von hochbelasteten Gussteilen aus IN100 sowie IN713 mittels eines Vorhersagemodells ermittelt.

In **HAP2** wurde die stochastische Bewertung der einflussnehmenden Fertigungstoleranzen auf die Berstsicherheit von Rotoren untersucht und die Auslegung von Rotoren durch optimierte Geometrietoleranzen betrachtet.

In **HAP3** wurde die Bauteilgestaltung, insbesondere von NDT-Leitschaufeln, aus CMC untersucht. Ein Schwerpunkt der Arbeiten lag auf dem Verhalten des Werkstoffs bei Fremdkörpereinschlag (FOD).

## 2.2 Erreichte Ergebnisse

### 2.2.1 AP 1.1 Werkstoffmodelle für gussdefektbehaftete Nickel-Polykristalle

Es wurde ein Konzept zur Modellierung der Lebensdauer von polykristallinen Ni-Gusslegierungen erarbeitet. Bestehende Daten aus Ermüdungsversuchen an Ni-Gusslegierungen wiesen beim Einsatz des neuen Konzepts zunächst Lücken auf, die durch zusätzlich durchgeführte Versuche geschlossen wurden. In diesem Zuge wurde eine Methodik zur Vorhersage der effektiven Fehlergrößen anhand von 2D Aufnahmen entwickelt. Für die Bestimmung von Phasenanteilen der betrachteten Werkstoffe sollte eine bereits bestehende Gussimulation bei MTU eingesetzt werden. Die automatisierte Preprocessing-Pipeline der kristallplastischen Simulationen wurde um die Möglichkeit der Nutzung von realen Porenmorphologien aus CT-Scans erweitert. Im Postprocessing wurden nichtlokale Schädigungsgrößen eingeführt. Darüber hinaus wurde ein neuartiges Weakest-Link Submodell entwickelt, welches die Echtzeitbewertung von Porosität auf der Bauteilskala ermöglicht. Das neuartige Submodell wurde in einem Fachartikel im „International Journal of Fatigue“ veröffentlicht (1). Es wurden zudem Digital Image Correlation (DIC)-Versuche zur Validierung des kristallplastischen Materialmodells durchgeführt, welche jedoch in der Vorhabenlaufzeit nicht komplett abgeschlossen werden konnten. Die Validierung des konzipierten Lebensdauermodells erfolgt nach Abschluss des Verbundvorhabens.

### 2.2.2 AP 1.2 Fortschrittliche Ermüdungsmodelle für IN100

Fokus des AP 1.2 lag auf dem wichtigen Turbinenschaufelwerkstoff IN100. Zur möglichst exakten Beschreibung der Lebensdauer von Bauteilen aus IN100 wurde sowohl eine verbesserte Beschreibung des Verformungsverhaltens als auch eine Berücksichtigung des statistischen Größeneffekts bei der Lebensdauerbewertung erarbeitet. Ein fortschrittliches Verformungsmodell zur Beschreibung des Spannungszustands bei der Finiten Elemente (FE) Simulation zur Bewertung des Ermüdungsmodells wurde etabliert. Zusätzlich wurden die gewonnenen experimentellen Ergebnisse analysiert und bezüglich ihrer Gültigkeit für die Bauteilauslegung bewertet. Im Speziellen wurden die

„thermo mechanical fatigue“ (TMF) Versuche ausgewertet und mit Bestandsdaten verglichen.

Die verbesserte Vorhersagegenauigkeit konnte anhand von gekerbten und glatten Proben bestätigt werden. Folglich konnte durch Abbau von Konservatismus die nutzbare Lebensdauer, vor allem bei hohen Schwingspielzahlen, um bis zu Faktor 5 erhöht werden. Weiterhin wurde die Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse von Probenversuchen auf Bauteile durch metallographische Analysen der Mikrostruktur nachgewiesen. Final wurden die Lebensdauermodelle auf Basis bestehender und ermittelter Materialversuche kalibriert und validiert.

### **2.2.3 AP 1.3 Lebensdauermodelle IN713-Gusswerkstoff**

In Arbeitspaket AP 1.3 wurde die Weakest Link Methode, welche methodisch im Arbeitspaket AP 1.2 entwickelt wurde, auch für den Turbinenwerkstoff IN713 befähigt und erfolgreich eingesetzt. Für die dazu notwendigen Probenversuche wurde die Mikrostruktur des Gusswerkstoffs IN713 anhand einer Leitschaufel einer Niederdruckturbinen untersucht. Die Vergleichbarkeit zwischen der Mikrostruktur von untersuchten Probenstäben und Bauteilen relevanter Triebwerk-Programme konnte gezeigt werden. Zur Vorbereitung der abschließenden Validierung des Verformungsmodells wurden Probenversuche mit einem komplexen Belastungszyklus durchgeführt. Damit sollten wichtige Aspekte des Verformungsmodells, wie zum Beispiel zyklische plastische Verfestigung und primäres Kriechen, beziehungsweise Relaxation, validiert werden. Mit Hilfe des entwickelten Tools für die automatisierte und parallelisierte Simulation von Probenversuchen wurden Finite Elemente (FE) Simulationen von gekerbten Proben auf Basis eines elastischen Verformungsmodells durchgeführt.

### **2.2.4 AP 2.1 Geometrieoptimierung für robuste Rotorauslegung**

In diesem AP wurde eine Untersuchung bzgl. geeigneter Tools zur automatisierten Geometrieoptimierung durchgeführt und für die weiterführenden Arbeiten der Preprocessor Hypermesh ausgewählt. Zur Realisierung von Toleranzbetrachtungen bzw. Geometrievariationen mittels automatisiertem Morphing in Hypermesh wurden geeignete

Konzepte erstellt und das vielversprechendste ausgewählt. Zusätzlich wurde ein Konzept zur Behandlung der Thermalrandbedingungen bei sich verändernder Geometrie erarbeitet. Ein Thermal-Update für die Use-Cases Toleranzoptimierung und Detailoptimierung wurde aufgrund eines zu geringen Einflusses als nicht notwendig bewertet. Das MTU interne Optimierungstool Vamos zur Geometrieoptimierung vektorbasierter Netze wurde hinsichtlich nicht formschlüssig verbundener Bauteile befähigt. Weiterhin wurde das Ramberg-Osgood-Materialgesetz zur Optimierung der Rotorscheibe unter Berücksichtigung von Robustheits-Randbedingungen implementiert.

### **2.2.5 HAP 3 Verbundkeramikschaufel**

In HAP 3 des Projekts ergab sich im Laufe des Vorhabens die Situation, dass sich gegenüber dem Antrag die Verwertungsperspektive hinsichtlich der SiC/SiC-Werkstoffe deutlich geändert hatte. Die Einführung von Turbinenschaufeln aus CMC in ein konkretes MTU Triebwerksmodul wird sich gegenüber den Erwartungen zur Antragstellung erheblich verzögern. Daher führte MTU umfangreiche Abstimmungen mit dem Projektträger, dem BMWK und den Projektpartnern durch.

Im Rahmen eines umfangreicheren genehmigten Änderungsantrags wurden die MTU Umfänge in HAP3 gegenüber dem ursprünglichen Antrag deutlich reduziert:

- Die ursprünglich in AP 3.1 geplanten Designstudien zu CMC-Vanes wurden nicht durchgeführt. Für die Impactbetrachtungen wurden vorhandene, sowie Literatur-basierte Geometrien verwendet.
- In AP 3.2 „Strukturmechanische Bewertung“ wurde kein eigenes MTU-Modell entwickelt. Der Fokus wurde darauf gelegt, die Modellierungsarbeiten der Partner fachlich zu begleiten, zu evaluieren und hinsichtlich einer späteren Umsetzbarkeit in die MTU Tool-Landschaft zu bewerten.
- Der Schwerpunkt der MTU Beiträge zu AP 3.3 „Bewertungsfähigkeit Impact-Verhalten CMC-Vanes“ wurde auf Aussagen zur Impactfähigkeit und zur generellen Robustheit der CMC-Werkstoffe gelegt. Damit bei den wissenschaftlichen Projektpartnern ein sinnvolles Prüfprogramm durchgeführt werden konnte, wurden zur Probenbearbeitung zusätzliche Unteraufträge an die FhG-Institute IPK

und ISC-HTL vergeben. Die dafür erforderlichen SiC/SiC-Platten wurden von SKT wie in der ursprünglichen Planung vorgesehen hergestellt. Weiterhin wurden Literatur-basierte Arbeiten durchgeführt, um die Robustheit der SiC/SiC-Werkstoffe bewerten zu können.

Folgende Meilensteine wurden nach der Projektänderung im Meilensteinplan geführt:

- Impact Parameter (Energien, Partikelgrößen und Geschwindigkeiten) für CMC-relevante Schaufelbauteile in der LPT sind bestimmt (MS 3.1.1)
- Schädigungsgrößen sind mit exemplarischer Methode bestimmt (MS 3.1.2)
- Literatur zur Impact-Modellierung von SiC/SiC für Turbinenanwendungen ist bewertet (MS 3.1.3)
- Impact-Modelle der Partner sind bewertet (MS 3.1.4)
- Übertragbarkeit der analytischen Modelle in die MTU-Toollandschaft ist sichergestellt (MS 3.1.5)
- Notwendige Schritte zur Anwendung auf Vane-Geometrien und Schaufelauslegung sind definiert (MS 3.1.6)

Dabei sind ein Großteil der formulierten Meilensteine, insbesondere MS 3.1.3 bis MS 3.1.6, dem ursprünglichen AP 3.2 „Strukturmechanische Impact-Bewertung“ zuzuordnen.

### 3 Technische Darstellung der Arbeitspakete

In den einzelnen Arbeitspaketen waren die folgenden Zielsetzungen formuliert:

AP 1.1 Werkstoffmodelle für gussdefektbehaftete Nickel-Polykristalle:

- Modelle für den Einfluss von Defekten auf die dynamischen Eigenschaften sind validiert
- Berechnungsmethodik zur Entstehung / Quantifizierung von Werkstoffdefekten
- Werkstoffmodell ist implementiert und validiert

AP 1.2 Fortschrittliche Ermüdungsmodelle für IN100:

- Versuche sind abgeschlossen und Materialproben sind bewertet
- Erweitertes FEM-Lebensdauermodell liegt vor für Bauteilanwendung
- IN100 Materialmodell ist validiert

AP 1.3 Lebensdauermodelle IN713-Gusswerkstoff:

- Versuche sind abgeschlossen und Versagensmechanismus ist ausgewertet
- Erweitertes FEM-Lebensdauermodell liegt vor (ohne Kalibrierung)

AP 2.1 Geometrieoptimierung für robuste Rotorauslegung:

- Sensitivitätsstudie für den Berstfall abgeschlossen
- Geometrieoptimierung des Berstfalls abgeschlossen
- Sensitivitätsstudie/Optimierung vollständig für Berstfall implementiert
- Optimierung in Bezug auf LCF erfolgt

AP 3.1, AP3.2 und AP3.3 Verbundkeramikschaukel:

- Definition der Anforderungen an CMC hinsichtlich Impact-Belastung auf Basis von vorhandenen Erfahrungen (Einschlagstatistik, Einschlagenergie). Dazu Übertragung der Erkenntnisse der letzten Stufe der NDT auf die erste.
- Bestimmung von Schädigungsgrößen und -moden nach Beschussversuchen bei den Partnern.
- Metallographische Untersuchungen (UA MTU Polska).

- Sicherstellen der Übertragbarkeit der analytischen Modelle in die MTU Toollandschaft.
- Bewertung der Ergebnisse im Abgleich mit z.B. TiAl und Literaturdaten zu Hi-percomp (GE-SiC/SiC-Werkstoff im Serieneinsatz).
- Sicherstellung der Anschlussfähigkeit:
  - Substantiierung der notwendigen Schritte zum Übertrag der analytischen Modelle (IWM, DLR SG) der Probenkörper auf die Vane-Geometrien und die Schaufelauslegung.
  - Schlussfolgerungen für Triebwerkseinsatz aus der Validierung der Modelle bei den Partnern.

Im Folgenden werden die Arbeiten und Ergebnisse jedes APs eingehend dargestellt.

### **3.1 HAP 1 „Lebensdauer-Modellierung Werkstoffe“**

#### **3.1.1 AP 1.1 Werkstoffmodelle für gussdefektbehaftete Nickel-Polykristalle**

Die wichtigste Einflussgröße auf die Lebensdauer von Gusslegierungen ist die im Rahmen des Fertigungsprozesses unvermeidlich entstehende Gussporosität (2). Daher wurde im Rahmen des AP 1.1.1 auf Basis einer Literaturrecherche ein Konzept zur Modellierung der Lebensdauer unter Berücksichtigung von Gussporosität erarbeitet. Die Modellierung des Risswachstums auf Basis klassischer bruchmechanischer Konzepte im Lebensdauerbereich bis ca. 100.000 Lastwechsel zeigt bereits gute Ergebnisse. Daher wurde der Schwerpunkt der Arbeiten im Vorhaben auf die bisher weitaus schwieriger vorherzusagende Rissinitiierungsphase gelegt, deren Einfluss die Lebensdauer bei höheren Lastwechselzahlen dominiert (3). Hierzu wurde ein schädigungsmechanischer Ansatz analog der Arbeiten von Susmel und Taylor (4) gewählt. Darin wird die Idee verfolgt, eine sog. „Mastercurve“ zu ermitteln, die analog zur klassischen Wöhlerkurve die Lebensdauer als Funktion eines Schädigungsparameters angibt. Im Gegensatz zu einer Wöhlerkurve, in der die global angelegte Spannung die Rolle des Schädigungsparameters einnimmt, wird in dem entwickelten Konzept die Schädigung durch einen lokalen Schädigungsparameter quantifiziert. Da die Kornstruktur bei der

Rissinitiierung und bei den erwarteten groben Korngrößen eine signifikante Rolle spielt, werden zur Berechnung dieses lokalen Schädigungsparameters außerdem kristallplastische Materialmodelle eingesetzt, welche den Polykristall auf Kornebene modellieren.

Abbildung 2 zeigt das Konzept des Lebensdauermodells anhand der dazugehörigen Modellbausteine Experiment, Preprocessing, FE-Rechnung und Postprocessing.

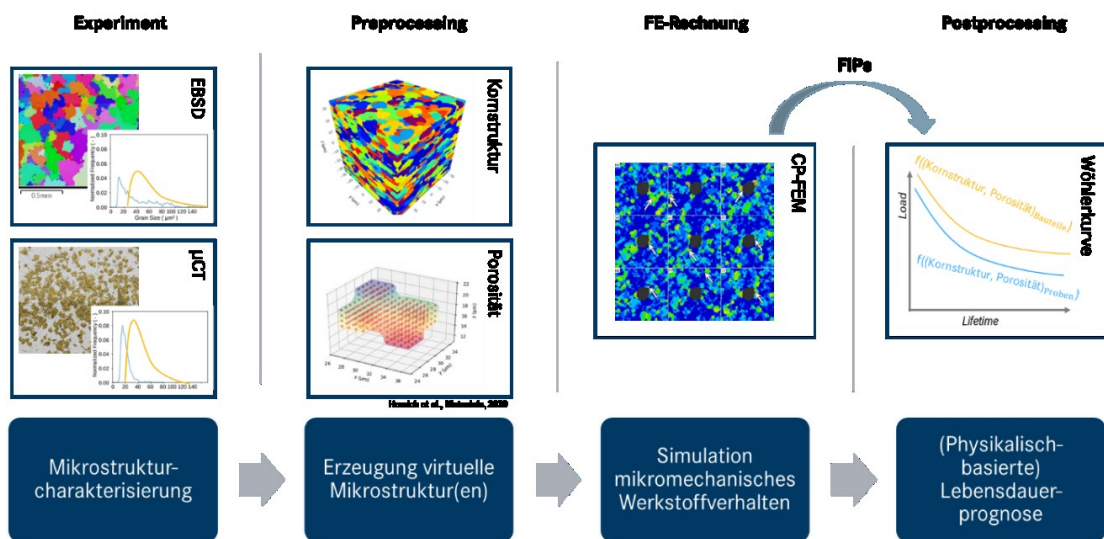
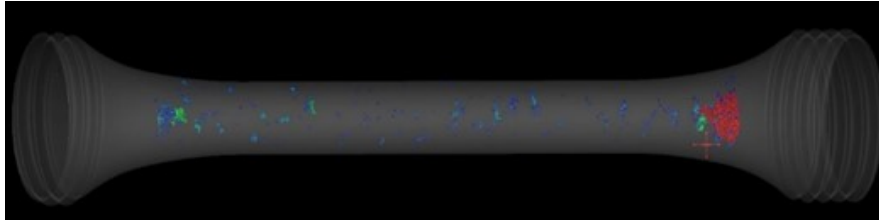


Abbildung 2: Schematischer Workflow des zu entwickelten Rissinitiierungsmodells.

Im Modellbaustein Experiment wurden zunächst bestehende Versuchsdaten gesichtet und für den Einsatz im vorgestellten Konzept aufbereitet. Identifizierte Datenlücken wurden durch notwendige Versuche geschlossen. So wurden beispielsweise zusätzliche Ermüdungsversuche im für die Rissinitiierung besonders relevanten Lebensdauerbereich durchgeführt. Zudem wurde an den Bruchflächen mittels Fraktographie die rissauslösende Pore bestimmt. Weiterhin wurden die Proben vollumfänglich im Mikrocomputertomographen ( $\mu$ CT) gescannt, so dass zu jeder Probe 3D-Porenmorphologien und -statistiken der Gesamtporenpopulation, insbesondere auch der rissauslösenden Pore, dokumentiert wurden. Dabei handelt es sich nicht um ein industrielles Standardvorgehen. Daher musste ein Workflow erarbeitet und diverse Vorversuche durchgeführt werden. Das Vorgehen ist nun stabil, reproduzierbar und zeigt für die Projektziele gewinnbringende Resultate. Abbildung 3 zeigt ein beispielhaftes Ergebnis.



*Abbildung 3:  $\mu$ CT-Aufnahme an IN713.*

Im Modellbaustein Preprocessing wurde eine Daten-Pipeline zur Erzeugung von virtuellen Gussmikrostrukturen inklusive Porosität und den dazugehörigen FE-Inputdaten erzeugt. Auf Basis statistischer Parameter erzeugt die Pipeline zunächst die statistisch repräsentative Kornstruktur des Gusswerkstoffs (5). Im folgenden Schritt wird die Porosität in die Mikrostruktur implementiert, was entweder mittels idealisierter Geometrien oder aus den im  $\mu$ CT extrahierten Oberflächennetzen realer Porenmorphologien erfolgen kann. Abschließend wird die erstellte Geometrie vernetzt, wobei das Mesh in Porennähe lokal verfeinert wird (6).

Um die Schädigungsparameter quantifizieren zu können, müssen die mechanischen Felder im Belastungszustand bekannt sein. Wegen der komplexen Morphologie realer Poren werden diese mittels FEM bestimmt. Um die für die Rissinitiierung relevante lokale Kornstruktur explizit zu berücksichtigen, wurde ein kristallplastisches Materialmodell genutzt. Die Rechnung einer Mikrostruktur mit ca. 1 Millionen Freiheitsgraden dauert ca. zwei Stunden, weshalb der Prozess des Startens, Überwachens und Auswertens der FE-Rechnungen im Rahmen der Pipeline automatisiert und, soweit möglich, parallelisiert wurde. Abbildung 4 zeigt ein beispielhaftes Ergebnis einer kristallplastischen FE-Rechnung an einer komplexen Realporengeometrie.

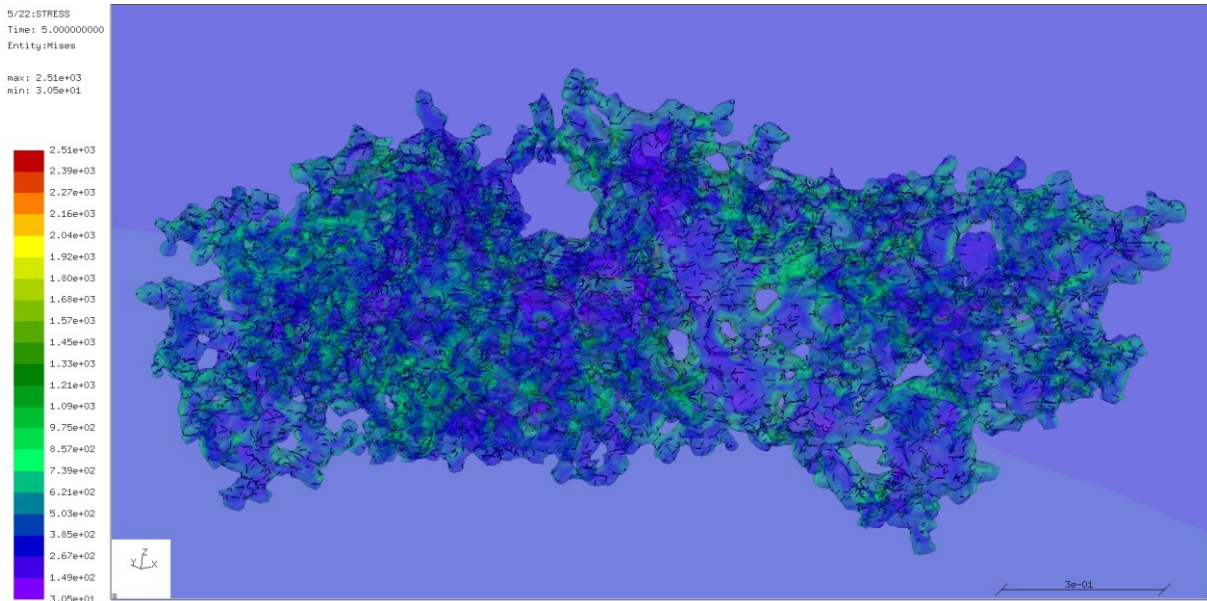


Abbildung 4: FE-Rechnung an komplexer Realgeometrie.

Um die Lebensdauer der Probe in Abhängigkeit einer bestimmten Porenkonfiguration bestimmen zu können, wurde intensiv an der Entwicklung nichtlokaler Schädigungsparameter (FIPs, eng.: fatigue indicator parameters) gearbeitet (7). Diese haben den Vorteil, weniger sensitiv auf Veränderungen der räumlichen Diskretisierung der FE-Methode zu reagieren („Meshsensitivität“). Zusätzlich zeigte sich, dass bei Verwendung nichtlokaler Größen bessere Lebensdauervorhersagen erzielt werden. Übereinstimmend mit der Physik besitzt die Schädigungsprozesszone eine bestimmte, endlich kleine Größe, wodurch es nicht genügt, einen theoretisch infinitesimal kleinen Materialpunkt auszuwerten.

Um nichtlokale FIPs zu erhalten, müssen die lokalen FIPs an den Integrationspunkten des FE-Netzes im Postprocessing homogenisiert werden. Der Ansatz ist durch eine sehr feine, netzgrößenunabhängige Diskretisierung des Raumes eine annähernd kontinuierliche Quantifizierung der Schädigungsparameter zu erzielen. Der Algorithmus zur Bestimmung der nichtlokalen FIPs ist in Tabelle 1 beschrieben. Die jeweiligen nichtlokalen FIPs ergeben sich innerhalb der Schädigungsprozesszone ( $l = 0$  bis  $l = L_{FPZ}$ ) zu:

$$FIP_{\text{int}} = \int_0^{L_{FPZ}} FIP^\alpha(l) dl$$

$$FIP_{avg} = \frac{1}{L_{FPZ}} \int_0^{L_{FPZ}} FIP^\alpha(l) dl$$

$$FIP_{wavg} = \frac{1}{L_{FPZ}} \int_0^{L_{FPZ}} \left( 1 - \left( 1 - \frac{FIP^\alpha(l)}{FIP_{peak}^\alpha} \right) \right) FIP^\alpha(l) dl$$

wobei  $FIP^\alpha(l)$  den Wert des FIPs entlang der Schädigungsprozesszone beschreibt.

*Tabelle 1: Beschreibung des Homogenisierungsalgorithmus.*

IP = Integrationspunkt; GS = Gleitsystem

1. Identifizierung der 100 (IP, GS)-Paare mit dem größten lokalen FIP  
Für alle 100 identifizierten (IP, GS)-Paare.
2. Erzeugung von Punkten im Abstand von 1  $\mu\text{m}$ , ausgehend von IP in Richtung von GS.
3. Beschränkung der Punktlinie innerhalb des Kornes des IPs.
4. Lineare Interpolation des FIPs von den FIP-Werten der FE-Lösung an allen Integrationspunkten auf die Punktlinie.
5. Bestimmung der Schädigungsprozesszone auf der Punktlinie dort wo  $FIP > 10^{-6}$ .
6. Errechnung der nichtlokalen FIPs:  $FIP_{avg}$ ,  $FIP_{wavg}$ ,  $FIP_{int}$  für das aktuelle (IP, GS)-Paar.
7. Ausgabe von  $\max(FIP_{avg})$ ,  $\max(FIP_{wavg})$ ,  $\max(FIP_{int})$  für die Bestimmung der Rissinitiierungslebensdauer.

Ein großer Fortschritt wurde durch die Entwicklung eines Weakest-Link Submodells erzielt. Explizite kristallplastische Rechnungen der Porosität auf der Bauteilskala sind durch extrem hohe numerische Kosten gekennzeichnet, die einen industriellen Einsatz unwirtschaftlich machen. Durch das Submodell auf Basis der Weakest-Link Methode lässt sich die Gesamtporosität in kleinere Bestandteile zerlegen, was sowohl absolute Rechenzeiten verringert, als auch die Vorberechnung von Schädigungsverteilungen ermöglicht. Durch die Auslagerung dieses rechenzeitintensiven Schrittes lässt sich die Lebensdauerbewertung von Porosität mit kristallplastischen Methoden nun auch in un-

ter einer Minute auf Bauteilskala durchführen. Abbildung 5 belegt beispielhaft die Fähigkeit des Submodells, die Schädigungsverteilung der expliziten kristallplastischen Rechnung (dargestellt in rot) durch Bootstrapping (Ziehen mit Zurücklegen von Stichproben aus der Verteilung, dargestellt in lila) aus den Schädigungsverteilungen der Einzeldefekte (blau, orange, grün) zu approximieren. Dazu wurde ein wissenschaftlicher Artikel über das Modell erstellt und im „International Journal of Fatigue“ veröffentlicht (1).

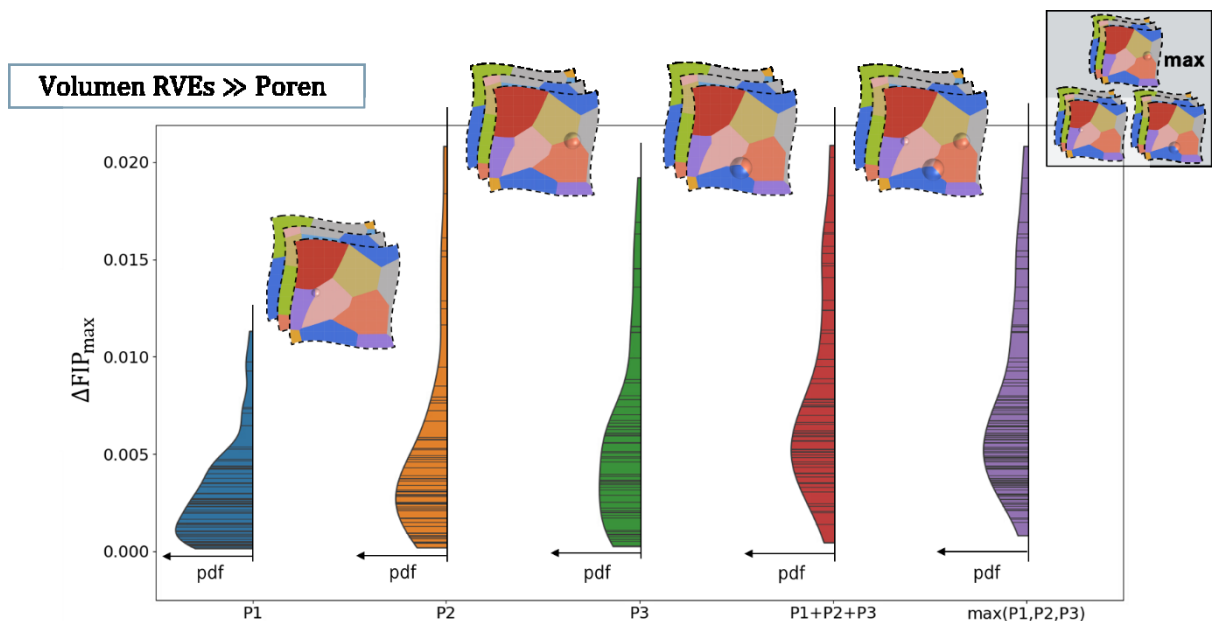


Abbildung 5: Approximation der Gesamtschädigungsverteilung mittels Weakest-Link Submodell.

Zur korrekten Vorhersage der Rissinitiierungslebensdauer mit dem beschriebenen Weakest-Link Submodell muss die korrekte Beziehung zwischen dem FIP aus der Simulation und der experimentell beobachteten Lebensdauer validiert werden. Dieser abschließende Schritt konnte in der Vorhabenlaufzeit nicht mehr erreicht werden und erfolgt nach Abschluss des Vorhabens.

In AP 1.1.2 konnte ein Verfahren zur Vorhersage der effektiven Fehlergrößen anhand von 2D-Aufnahmedaten entwickelt werden. Für die Bewertung der Mikrostruktur durch Materialsimulationen fanden interne Abstimmungen hinsichtlich geeigneter Softwaretools statt. Dabei wurde festgestellt, dass die bei MTU verfügbare und bereits weiterentwickelte Gussimulation gut dazu geeignet ist, die Entstehung von Gussdefekten

sowie die Vorhersage von Phasenanteilen bei der Auslegung von Bauteilen vorherzusagen.

Um die für die Rissinitiierung relevante lokale Kornstruktur explizit zu berücksichtigen, wurde ein kristallplastisches Materialmodell genutzt. Kristallplastische Materialmodelle haben den Vorteil, dass Informationen über die lokalen Orientierungen der Gleitsysteme auf Kornebene berücksichtigt werden und so die komplexen mechanischen Felder in einem Polykristall realistischer abgebildet werden können. Neben den höheren numerischen Kosten ist allerdings insbesondere auch die Parametrisierung dieser Modelle aufwendiger. Im Rahmen des Projektes wurden daher Schwingversuche mittels Digital Image Correlation (DIC) durchgeführt, um die Übereinstimmung des ausgewählten Materialmodells und der verwendeten Materialparameter mit dem Experiment zu validieren. Abbildung 6 zeigt das Ergebnis eines beispielhaften Versuchs. Obwohl in einigen Bereichen des Werkstoffs die Simulation zum Experiment passt, ist die Übereinstimmung noch nicht zufriedenstellend. Mögliche Gründe dafür sind die Nutzung eines unpassenden Materialmodells, falsche Materialparameter oder Ungenauigkeiten in der experimentellen Durchführung. Um Letzteres auszuschließen, müssen weitere Versuche durchgeführt werden. Die Korrektheit des Materialmodells konnte daher in der Vorhabenlaufzeit nicht abschließend validiert werden und wird nach Abschluss des Vorhabens fortgeführt.

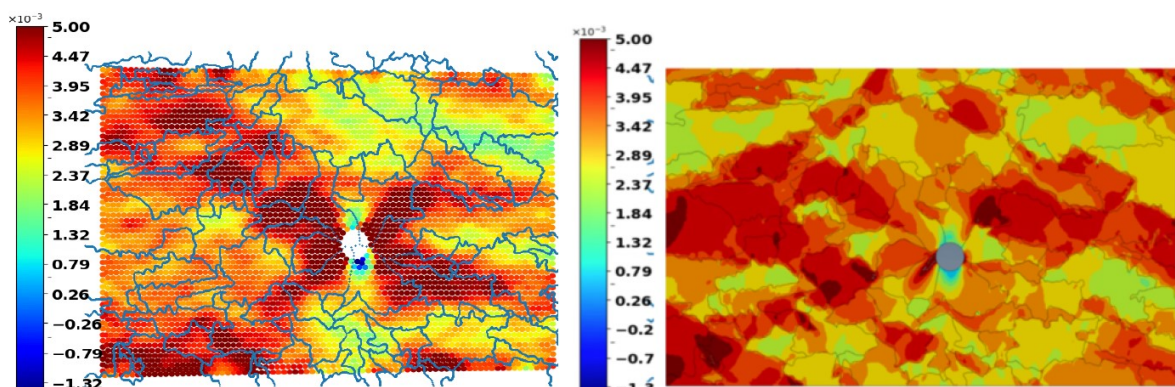


Abbildung 6: Vergleich des Dehnungsfeldes  $\epsilon_{xx}$  zwischen Experiment (links) und Simulation (rechts).

### 3.1.2 AP 1.2 Fortschrittliche Ermüdungsmodelle für IN100

Im Vorhaben wurden zunächst Arbeiten zur Qualitätskontrolle des Probenmaterials sowie die Beauftragung und Fertigung neuer Werkstoffproben veranlasst. Es zeigte sich, dass das vorliegende Probenmaterial die spezifikationsgerechten Mindestfestigkeiten bzgl. statischen Zugs und Kriechens aufwies. Zusätzlich wurden metallographische Untersuchungen durchgeführt, da speziell bei Gusswerkstoffen die Abkühlkinematik einen großen Effekt auf die resultierende Mikrostruktur hat. Es zeigte sich, dass der Porengehalt der Gussproben ebenfalls im Normalbereich lag. Des Weiteren konnten erste wichtige Erkenntnisse zur chargenabhängigen Karbidgrößenverteilung, sowie der Korngrößenverteilung gewonnen werden. Zwei beispielhafte Schlibfbilder zur Bestimmung der Korngrößen sind in Abbildung 7 dargestellt.

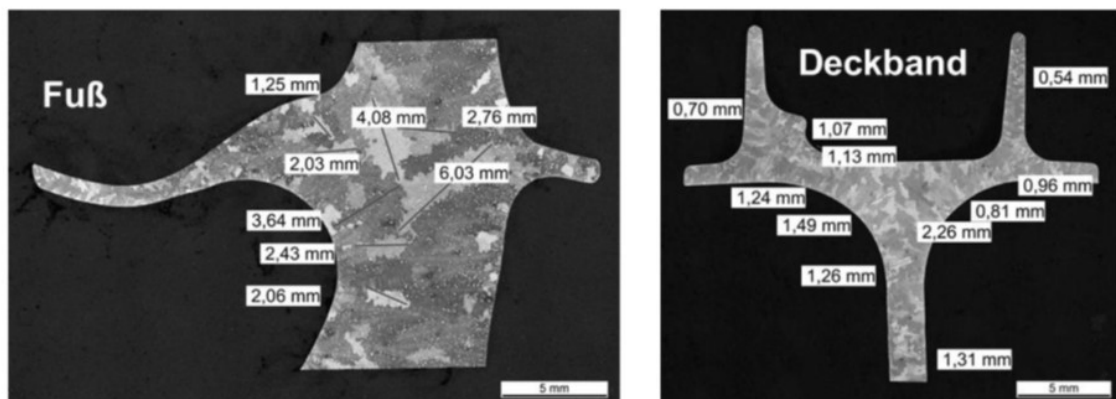


Abbildung 7: Beispielhafte Schlibfbilder einer Laufschaufel (Links: Schnitt durch den Schaufelfuß, rechts: Schnitt durch das Deckband).

Mit Hilfe der Untersuchungen bezüglich der Korngrößen und der Karbidstatistiken konnte das im Arbeitspaket verwendete Probenmaterial auf die Bauteile übertragen werden.

Zudem wurden hochzyklische (HCF)-, niederzyklische (LCF)- und thermomechanische Ermüdungstests (TMF) an unbeschichteten IN100-Proben durchgeführt.

Im HCF-Test werden die IN100-Proben vertikal eingespannt und kraftgesteuert mit einer hohen Frequenz zwischen 20 Hz und 100 Hz bis zum Bruch beaufschlagt.

Der TMF-Test ermittelt die Zyklenzahl der Proben im dehnungsgesteuerten Test bei

wechselnden Temperaturen. Somit ermöglichen TMF-Tests die Untersuchung des Werkstoffverhaltens in betriebsnaher Umgebung. Hierfür wurden Vergleichstests für bekannte TMF-Bedingungen durchgeführt, um die Vergleichbarkeit unterschiedlicher Gusschargen nachzuweisen. Anschließend wurden bislang nicht geprüfte Lastbedingungen wie out-of-Phase (OP) und in-Phase (IP) TMF mit Spannungsverhältnis  $R=0$  untersucht.

Bei den gekerbten Wechsellermüdungs-(LCF)-Tests an IN100-Werkstoffproben wurden speziell bei erhöhter Temperatur Versuche durchgeführt, um die ab  $850^{\circ}\text{C}$  vermehrt auftretenden Kriech-/ Relaxationseffekte in ihrer Wirkung korrekt beschreiben zu können. Die experimentellen Ergebnisse erlauben, in Kombination mit bereits vorliegenden Versuchsdaten, eine verbesserte Beschreibung des Ermüdungsverhaltens glatter IN100-Bauteilpositionen unter isothermer HCF-, isothermer LCF- oder TMF-Belastung abzuleiten. Dazu werden Wöhlerkurven zur Beschreibung des Ermüdungsverhaltens verwendet.

Als Beispiel ist in Abbildung 8 eine Wöhlerkurve bei  $900^{\circ}\text{C}$  für eine „in-phase“ (IP) Belastung dargestellt. Die Wöhlerkurve vor Projektbeginn ist hierbei durch die graue Kurve dargestellt. Die unter Berücksichtigung der Ergebnisse des AP 1.2 erzeugte Wöhlerkurve ist in grün dargestellt. Durch die Probenversuche und Analysen innerhalb des Arbeitspakets konnte unnötiger Konservatismus reduziert werden. Als Ergebnis konnte die Lebensdauer signifikant um den Faktor 5 gesteigert werden. Durch das gewonnene Lebensdauerpotential lassen sich zukünftig Ressourcen einsparen beziehungsweise Wirkungsgrade von Triebwerken erhöhen. Dadurch wurde Meilenstein 1 aus AP 1.2 erfolgreich abgeschlossen.

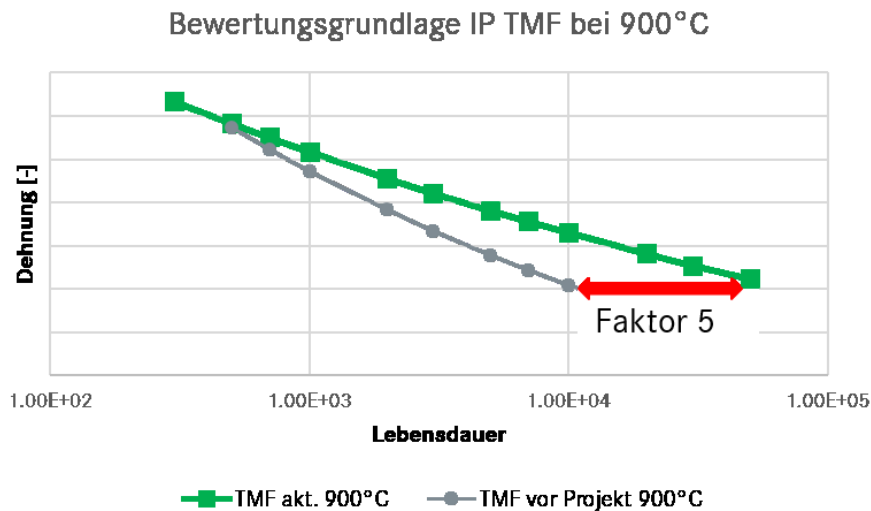


Abbildung 8: Beispielhafte Wöhlerkurve bei 900°C zu Beginn des Vorhabens in grau und neue ermittelte Wöhlerkurve mittels Probenversuchen und der Analysen im Rahmen von AP1.2 in grün.

Auf Basis der vorliegenden Materialversuche (glatte & gekerbte Proben) erfolgte die Kalibrierung der Werkstoffkennwerte des nicht-lokalen „Weakest-Link-Modells“ für Kerbstellen. Für einen beliebigen inhomogenen Spannungszustand lässt sich mit der Methode eine Vergleichsspannung der „glatte“ Referenz-Werkstoffprobengeometrie berechnen. Für diese „glatte“ Referenz-Werkstoffprobengeometrie liegen in der Regel Ermüdungsprobenversuche in Form einer Wöhlerkurve vor. Wichtig sind dabei folgende Punkte:

1. Der statistische Größeneffekt wird über eine Weakest-Link Theorie berücksichtigt. Als Basis der Theorie wird eine Weibull-Verteilung einbezogen. Die Parameter der Weibull-Verteilung müssen für das jeweilige betrachtete Material angepasst werden.
2. Als Eingangsgröße für das Ermüdungsmodell werden die Spannungen aus der FE Simulation verwendet. Da der Fokus des Ermüdungsmodells speziell auf den im Bauteil auftretenden inhomogenen Spannungszuständen liegt, ist deren exakte Beschreibung essentiell. Wesentlich ist es, die Spannungsumlagerungen an den Spannungsspitzen durch eine elasto-viskoplastische Beschreibung richtig zu erfassen.

Da bei den elastischen FE Simulationen die Spannungen in Kerben in der Regel überschätzt werden, führt die Simulation mit Hilfe eines elasto-viskoplastischen Materialmodells zu realistischeren Spannungsverteilungen. Deshalb wurde die Verformung der gekerbten Probenversuche in der FE Simulation mittels eines elasto-viskoplastischen Materialmodells beschrieben. Das Verformungsmodell bzw. das Materialmodell wurde anhand von Probenversuchen validiert, bei denen mit Hilfe von DIC die Verschiebungen auf der Probenoberfläche in Echtzeit gemessen wurden. Die experimentell gemessenen Verschiebungen lassen sich in Dehnungen umrechnen und so direkt mit den FE Simulationsergebnissen vergleichen. Ein beispielhaftes Dehnungsfeld einer gekerbten Probe ist in Abbildung 9 zu sehen. Damit konnte Meilenstein 3 aus AP 1.2 erfolgreich abgeschlossen werden.

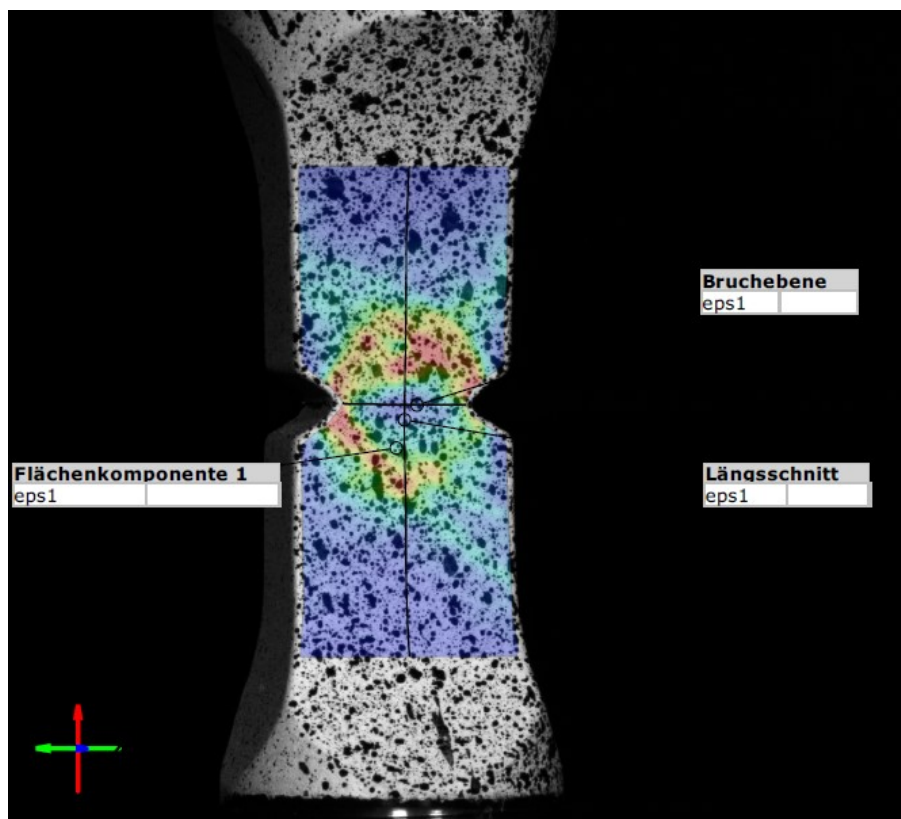


Abbildung 9: Dehnungsfeld einer gekerbten Probe im Zugversuch. Das Dehnungsfeld wurde aus dem Verschiebungsfeld einer DIC Aufnahme berechnet.

Anschließend wurde das Ermüdungsmodell auf die FE Simulationsergebnisse angewandt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 10 dargestellt.

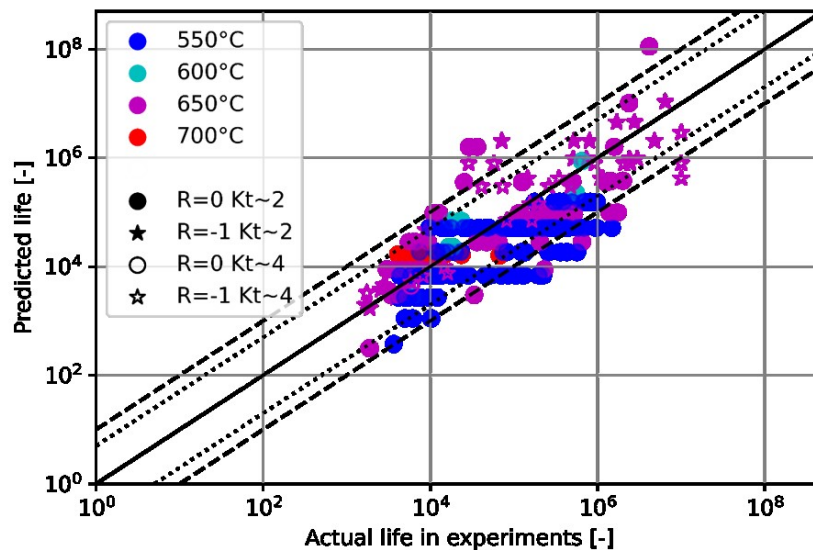
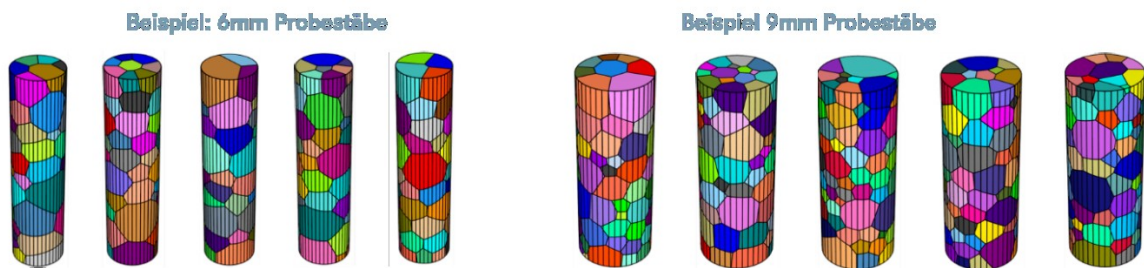


Abbildung 10: Vorhersage von gekerbten Ermüdungsprobenversuchen.

Abbildung 10 zeigt die Vorhersage von gekerbten Ermüdungsprobenversuchen, wobei jeder Datenpunkt einem Versuchsergebnis entspricht. Hierbei steht „predicted life“ für die berechnete Lebensdauer auf Basis der Simulation und „actual life in experiments“ für die gemessene Lebensdauer aus dem Proben test. Die Diagonale entspricht einer exakten Berechnung der Lebensdauer, d.h. die simulierte Lebensdauer entspricht exakt der gemessenen Lebensdauer. Es zeigt sich, dass die Versuchsdaten gut vorhergesagt werden können. Damit kann die Bewertung beliebiger inhomogen-belasteter Bauteile oder Probengeometrien anhand der „Weakest-Link-Methode“ zuverlässig in einen Vergleichszustand einer glatten MTU-Referenz-Werkstoffprobe gleicher Lebensdauer umgerechnet werden. Der gewählte Ansatz zur Beschreibung des „statistischen Größeneffekts“ basiert auf der Auswertung der hochbelasteten Oberfläche im Bereich der für die Lebensdauer kritischsten Position. Dies erlaubt eine signifikante Erhöhung der nutzbaren Betriebszyklen von bisher stark lokalisierten und lebensdauerlimitierenden, kritischen Bauteilstellen, womit auch Meilenstein 2 des AP 1.2 erreicht wurde. Damit wurden alle geplanten Meilensteine in dem AP erreicht und dieses erfolgreich abgeschlossen.

### 3.1.3 AP 1.3 Lebensdauermodelle IN713-Gusswerkstoff

In diesem Arbeitspaket wurden sowohl experimentelle als auch numerische Ergebnisse generiert. Die Untersuchungen fokussierten unter anderem die Mikrostruktur des Gusswerkstoffs IN713, da diese einen wesentlichen Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer der Bauteile hat. Hierfür wurde eine numerische Studie durchgeführt, um den Einfluss der Probenstabgröße auf die Streuung der mechanischen Kennwerte, wie etwa dem E-Modul zu untersuchen. In dieser Studie wurden zufällige polykristalline Probenstäbe (*Abbildung 11*) erstellt und mittels einer FE-Simulation berechnet.



*Abbildung 11: Beispielfähige zylinderförmige Probenstäbe mit einer polykristallinen Mikrostruktur.*

Es zeigte sich, dass die Streuung der mechanischen Kennwerte der Probenstäbe mit einem Probendurchmesser von 6 mm wesentlich größer ist als die der Stäbe mit einem Probendurchmesser von 9 mm. Zusätzlich zeigte sich mit Zunahme des Probendurchmessers eine Konvergenz der Streuungen zu jeweils einem festen Kennwert. Auf experimenteller Seite wurde die Mikrostruktur sowohl von Probenstäben, als auch von Bauteilen untersucht. Insbesondere Karbide, Poren und Korngrößen des Gusswerkstoffes wurden vermessen und analysiert. Hierfür wurde eine Leitschaufel eines Triebwerks bezüglich der Mikrostruktur untersucht. Sie wurde an definierten Positionen (*Abbildung 12*) geschnitten und mikrostrukturell analysiert.

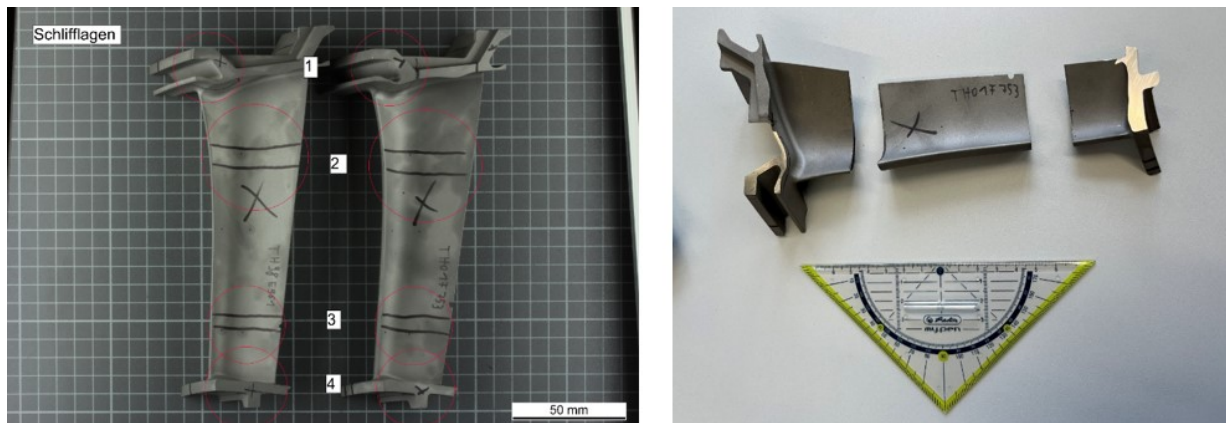


Abbildung 12: Untersuchte LPT-Leitschaufel.

In *Abbildung 13* sind repräsentative Mikrostrukturaufnahmen für die Karbidauswertung und für die Porenauswertung dargestellt. Die Unterschiede in den Korngrößen zwischen dem Schaufelfuß und dem Schaufelblatt sind in *Abbildung 14* gezeigt.

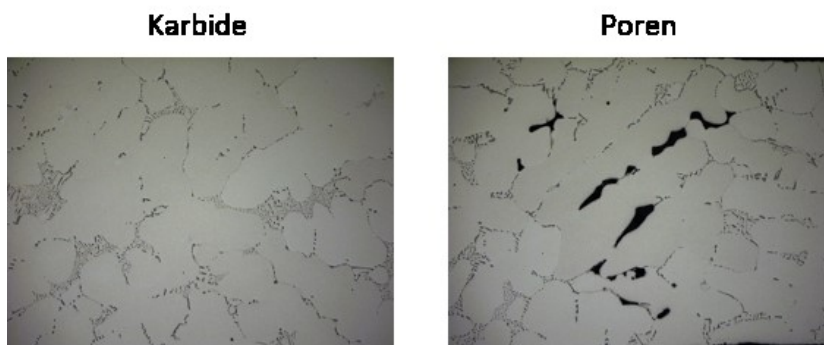


Abbildung 13: Repräsentatives Mikrostrukturbild für die Karbidauswertung und Porenauswertung.

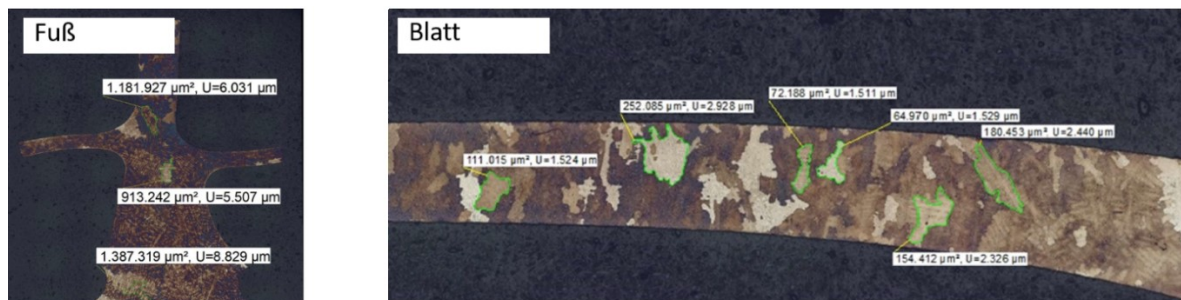


Abbildung 14: Repräsentatives Mikrostrukturbild für die Auswertung der Korngrößen, jeweils unterteilt in Schaufelfuß und –blatt.

Mit Hilfe dieser Schnitte wurden die Karbidstatistik und die Porenstatistik erstellt. Ein

Vergleich der beiden Statistiken mit den Ergebnissen des Probenmaterials ist in Abbildung 15 für die Karbidstatistik und in Abbildung 16 für die Porenstatistik dargestellt. In Bauteilen, die mittels Gussverfahren hergestellt wurden, können die Korngrößen aufgrund unterschiedlicher Abkühlraten, je nach Position im Bauteil, stark variieren (Schaufelfuß vs. Schaufelblatt, s. *Abbildung 14*). Die Korngrößen des Probenmaterials orientieren sich hierbei eher an den Korngrößen des Schaufelfußes. Die Statistik der Karbide und der Poren zeigte, dass die Mikrostruktur des Probenmaterials gut vergleichbar mit der Mikrostruktur der Bauteile ist, wodurch Meilenstein 1 aus AP 1.3 abgeschlossen wurde.

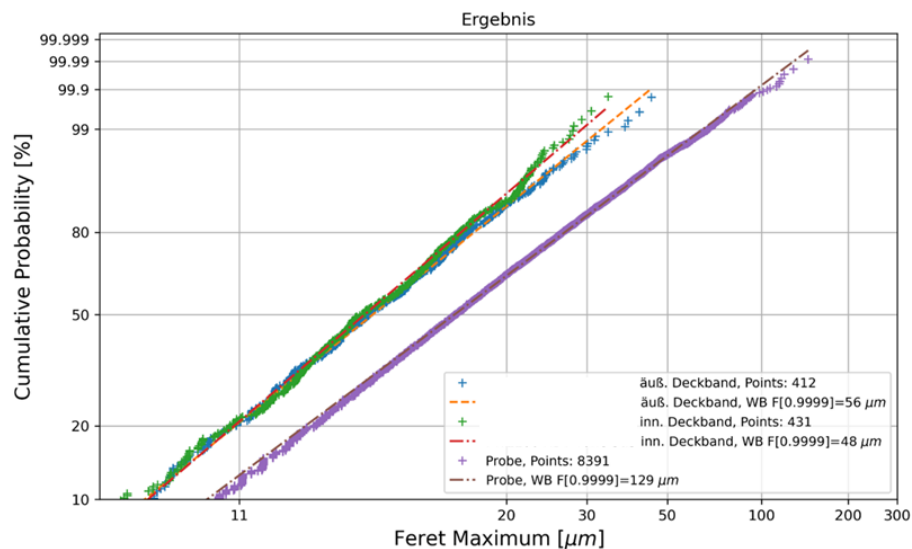


Abbildung 15: Vergleich der Karbidstatistik des Probenmaterials mit der untersuchten LPT-Leitschaufel.

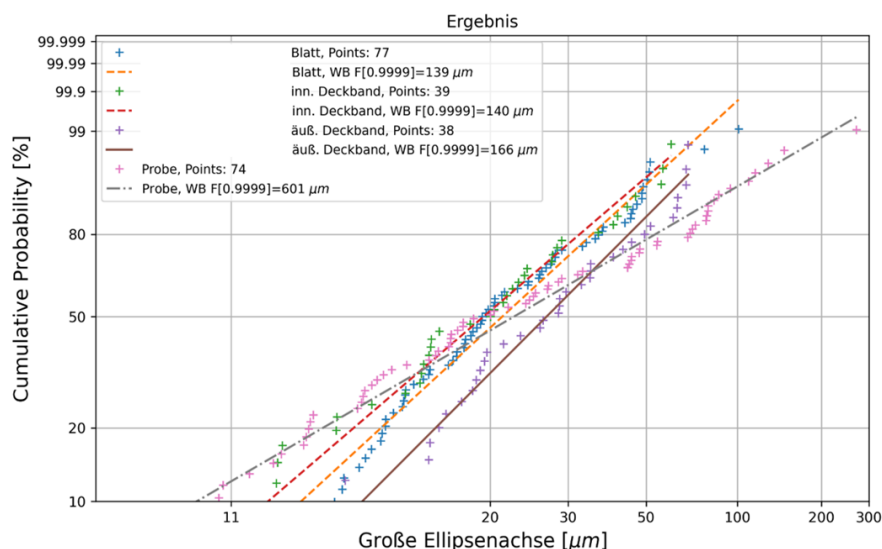


Abbildung 16: Vergleich der Porenstatistik des Probenmaterials mit der untersuchten LPT-Leitschaufel.

Auf numerischer Seite wurde ein Tool zur automatisierten und parallelisierten Berechnung von Ermüdungsversuchen implementiert. Mit Hilfe des Tools konnten eine Vielzahl an Probenversuchen automatisiert simuliert und ausgewertet werden. Das Tool lässt sich ebenfalls für die Optimierung von geplanten Probenversuchen verwenden. Abbildung 17 stellt das Ablaufdiagramm des Tools für die automatisierte Simulation und die Lebensdauerbewertung von Probenversuchen dar.

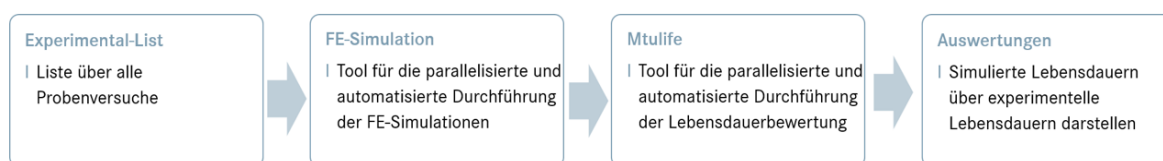


Abbildung 17: Ablaufdiagramm des Tools für die automatisierte Simulation und Lebensdauerbewertung von Probenversuchen.

Für die Validierung des Materialmodells und die anschließende Verbesserung der Auslegungsmethodik sind Validierungsversuche essentiell. Diese Validierungsversuche sollen möglichst viele Aspekte beinhalten, wie zum Beispiel zyklische plastische Ver-



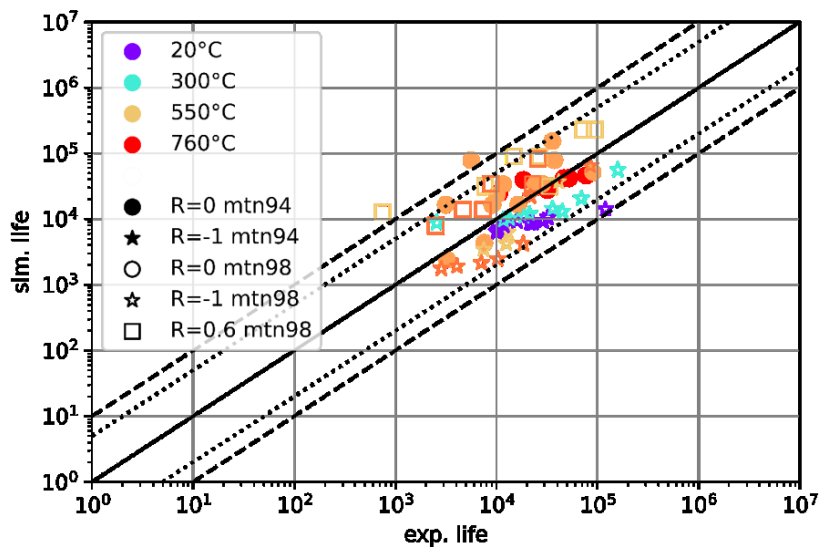


Abbildung 19: Ergebnisse der Materialmodellierung und der Kalibrierung des Schädigungsmodells.

Dabei wird auf der Ordinate „sim. life“ die berechnete Lebensdauer auf Basis der Simulation und auf der Abszisse „exp. life“ für die gemessene Lebensdauer aus dem Versuch dargestellt. Die Diagonale entspricht einer exakten Berechnung der Lebensdauer. Resultierend konnte gezeigt werden, dass die Kalibrierung erfolgreich war. Somit wurde Meilenstein 2 aus AP 1.3 erfolgreich abgeschlossen.

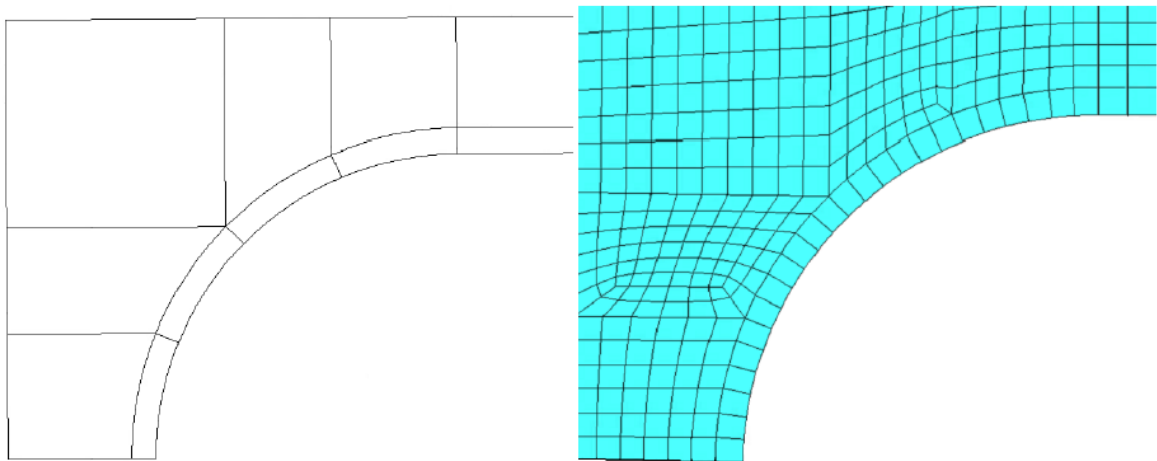
## 3.2 HAP 2 „Robuste Bauteil-Gestaltung“

### 3.2.1 AP 2.1 Geometrieoptimierung für robuste Rotorauslegung

Das Arbeitspaket wurde in zwei Themengebiete unterteilt: robuste Rotorauslegung und Geometrieoptimierung. Die Robustheitsanalyse hatte bisher lediglich Aero-, SAS- (Secondary Air System) und Thermal-Randbedingungen beinhaltet und wurde in diesem Projekt konzeptionell um Fertigungstoleranzen erweitert. In AP 2.1.1 wurden die Untersuchungen bzgl. der Auswahl geeigneter Tools zur automatisierten Geometrieoptimierung durchgeführt. Es wurden zwei Methoden untersucht: Geometrie- bzw. Netzzerstellung mit dem grafischen Pre- und Post-Processing Programm CGX und automatisiertes Morphing in Hypermesh.

Anhand eines Beispiels konnte gezeigt werden, dass die Erstellung eines generischen,

parametrisierten Modells in CGX möglich ist. Weiterhin wurde festgestellt, dass zur Bewertung Vorwissen über die Vorgehensweise des Vernetzungsalgorithmus, sowie über die Logik und Arbeitsweise von CGX benötigt wird. Die Parametrisierung in CGX kann aufgrund der verwendeten Logik zur Darstellung der Geometrien nicht der exakt gleichen Parametrisierung wie bei einer technischen Zeichnung folgen. Dadurch müssen Maße umgerechnet werden. Beispielhaft dafür sind zusammenhängenden Radien, die nicht einfach modellierbar sind und umständlich über Punkte konstruiert werden müssen. Zusätzlich stellte die Art der Vernetzung des Modells eine Herausforderung dar. Typischerweise werden die Vernetzungen mit Quad-Elementen durchgeführt, während im Randbereich eine sog. Onion-Skin erzeugt wird, die gleichmäßige Elemente sicherstellt (siehe *Abbildung 20*). Für die erstellte Geometrie stellte sich diese Unterteilung in CGX als sehr aufwändig heraus. Gegebenenfalls muss für die geforderte Sensitivitätsanalyse auf eine Vernetzung mit Tetraedern umgestellt werden. Dazu müssen weitere Untersuchungen durchgeführt werden.



*Abbildung 20: Unterteilung der Geometrie und Vernetzung.*

Anhand eines Beispiels wurde eine Sensitivitätsstudie durchgeführt. Die Ergebnisse der Sensitivitätsstudie decken sich mit dem bereits vorhandenen Verständnis zum Einfluss der Toleranzen. Damit konnte das Modell erfolgreich verifiziert werden. Bestimmte Kombinationen von Fertigungstoleranzen führen zu fehlerhaften Geometrien

oder unrealistischen Spannungsspitzen. Die Ursache liegt darin, dass laut Zeichnung zwar alle Kombinationen erlaubt sind, aber die Fertigung nicht alle Kombinationen in einem Bereich zulässt, z.B. die Kombination von maximaler Länge mit minimalem Radius. Für den Ausschluss derartiger Kombinationen sind diverse Abstimmungen mit der Konstruktion und der Fertigung erfolgt. Ziel dieser Studie war unter anderem, ein Verständnis für den Prozess und den Arbeitsaufwand zu erarbeiten. Der Arbeitsaufwand zur Erstellung eines parametrisierten Modells wird als sehr hoch eingestuft. Jedoch bietet das Modell eine gute und einfache Möglichkeit, Toleranzen anzupassen. Die Robustheit des Modells lässt sich durch Vereinfachung der Toleranzen oder Erstellung von Toleranzabhängigkeiten weiter verbessern.

Mit Hilfe von Morphing – unter Benutzung der Methode über Morphdomains und Ansteuerung einzelner Handles – konnte gezeigt werden, dass alle geplanten Geometrievariationen durchführbar sind. Auch hier stellte der Unterschied zwischen der Parametrisierung der Zeichnung und, in diesem Fall, der Lage der Handles eine Herausforderung dar. In einem Skript wurden deshalb die Koordinaten der einzelnen Handles berechnet. Danach konnte ein tcl (tool command language)-Skript mit wenigen einfachen Befehlen erstellt werden, welches die Geometrieänderung in Hypermesh aufbringt. Es wurden Ideen untersucht, wie der initial als hoch eingeschätzte Anpassungsaufwand pro konkreter Geometrie reduziert werden kann. Der daraus resultierende Prozessablauf ist in Abbildung 21 gezeigt.

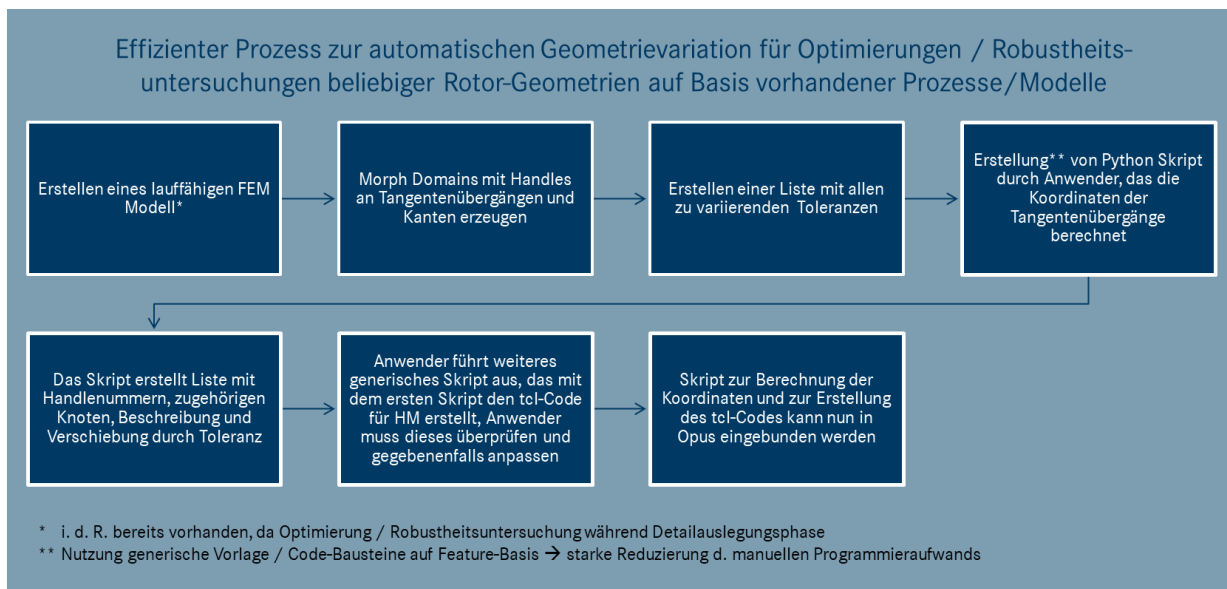


Abbildung 21: Schaubild des Prozesses zur automatischen Geometrievariation für Robustheitsuntersuchungen beliebiger Rotor-Geometrien.

Die Geometrievariation konnte nach folgender Logik aus Abbildung 22 in die bestehende Robustheitsanalyse eingebaut werden. Im Anschluss wurden die beiden untersuchten Methoden gegenübergestellt. Beide Methoden zur Geometrie- bzw. Netzerstellung sind in der Berechnung der Koordinaten und ihren Durchlaufzeiten vergleichbar. Der große Vorteil des Preprocessors Hypermesh besteht darin, dass dieser in der Phase von Detailoptimierungen bereits in der Auslegung bei MTU verwendet wird. Außerdem werden lediglich die Knotenkoordinaten ausgetauscht und es muss kein neues Modell erzeugt werden. Resultierend wurde Hypermesh als bevorzugte Methode gewählt.

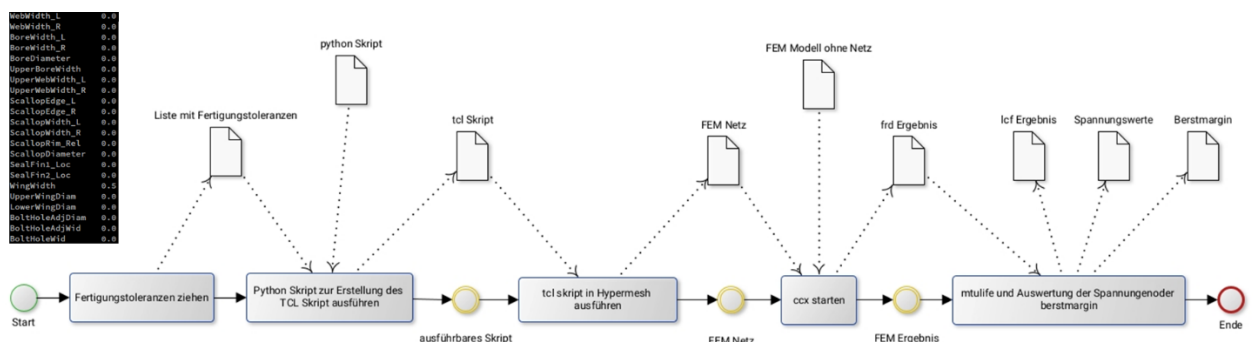


Abbildung 22: Funktionsweise der Geometrievariation mit automatisiertem Morphing.

In AP 2.1.2 wurde das Konzept zur Behandlung der Thermalrandbedingungen bei sich verändernder Geometrie in der Strukturmechanik-Analyse erarbeitet. Einerseits kann aufgrund der ausgewählten Netz-Morphingstrategie zur Anpassung der Geometrie das veränderte Netz auch in einer angepassten Thermalrechnung verwendet werden. Andererseits wurde für den Use-Case der Toleranzuntersuchung und Detailoptimierung eine angepasste Thermalrechnung als nicht notwendig bewertet, da die Änderungen im Allgemeinen klein sind.

Für das zweite Themengebiet „Optimierung“, wurde das Optimierungstool Vamos gewählt. Mit diesem in der MTU entwickelten Tool können Geometrien durch Knotenverschiebungen vektorbasierter Netze optimiert werden. Im Arbeitspaket AP 2.1.5 „Erweiterung von Vamos“ sollte unter anderem die Rotorscheibe in Bezug auf Bersten optimiert werden. Der Berstvorgang wurde simuliert, indem beispielhaft die Drehzahl des Rotors sukzessive bis zum Erreichen einer kritischen plastischen Dehnung erhöht wird. Die Beschreibung des Verformungsverhaltens während des Berstversuchs erfolgt durch die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve, die üblicherweise durch das nachfolgende Ramberg-Osgood Gesetz beschrieben wird:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K \left( \frac{\sigma}{E} \right)^n .$$

mit

$\varepsilon$  = Dehnung

$\sigma$  = Spannung

E = Elastizitätsmodul

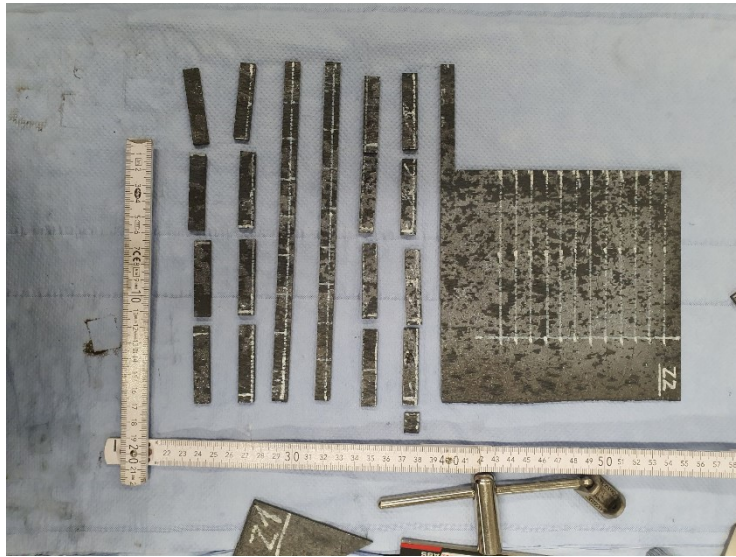
K, n = materialabhängige Konstanten

Die Implementierung des Ramberg-Osgood Gesetzes erfolgte in der CGX-Umgebung. Außerdem wurde das Tool Vamos befähigt, um den Anforderungen einer Optimierung von Rotor-Geometrien zu entsprechen. Hierbei wurde als weitere mögliche Zielfunktion die Kontaktöffnung aneinandergrenzender Bauteile implementiert. Dieser Fall ist wichtig für die Optimierung nicht-formschlüssig verbundener Bauteile. Zudem wurde

das Tool befähigt, mehrere Lastschritte zu rechnen und aus der Summe der Rechnungen die Zielfunktion zur Optimierung zu erstellen. Mit diesen Erkenntnissen wurde die Konzeptreife für die Geometrieoptimierung zur robusten Rotorauslegung erreicht.

### **3.3 HAP 3 „Verbundkeramikschaufel“**

Im Zuge der Reduzierung der Aufwände in HAP 3 entsprechend des genehmigten Änderungsantrags wurden experimentelle Arbeiten bei MTU aus dem Projekt herausgenommen. Eine experimentelle Untersuchung des SiC/SiC-Werkstoffs im Rahmen des Verbundvorhabens wurde ausschließlich bei den beteiligten Forschungspartnern vorgenommen. Vom Partner Schunk Kohlenstofftechnik (SKT) wurde dazu wie ursprünglich vorgesehen Plattenmaterial aus SiC/SiC hergestellt. Bei der Zusammensetzung des Werkstoffs wurde sich an den erarbeiteten Ergebnissen aus vorangegangenen Programmen (z.B. LuFo V-3 KerTWK) orientiert. Die Platten für die Versuche wurden auf Basis von 10-lagigem 8HS-Gewebe in 0°/90°-Anordnung aus Hi-Nicalon S Fasern hergestellt. Der Faservolumengehalt betrug 35%, die Matrix wurde durch Silizierung erzeugt. Nach erfolgreicher Fertigung wurden bei den beiden Forschungspartnern Fraunhofer IPK und Fraunhofer ISC-HTL im Unterauftrag der MTU Proben für die anschließenden Versuche bei FhG und DLR herausgearbeitet. Die Umfänge der gefertigten Proben sind in Abbildung 23 und Abbildung 24 zu sehen. Wie in Abbildung 24 dargestellt, ist die exakte und umfangreiche Dokumentation der Probenbearbeitung seitens des FhG IPK hervorzuheben.



*Abbildung 23: Dokumentation der Probenpräparation bei FhG ISC-HTL.*

## Zugprobenbearbeitung

Zugproben nach der Bearbeitung

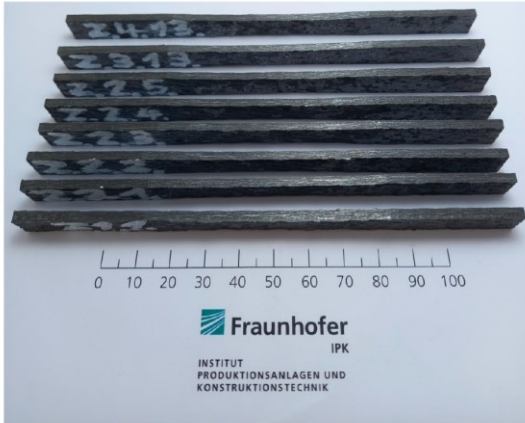


Abb. 8: Zugproben Z1.1 – Z4.13 linke Seite



Abb. 9: Zugproben Z1.1 – Z4.13 rechte Seite

## Zugprobenbearbeitung

Abmaße der Zugproben nach der Bearbeitung

Tab. 3: Abmaße der Zugproben nach Bearbeitung

| Probenname | Messbereich 1 (Beschriftung links) | Messbereich 2 (Mitte) | Messbereich 3 (rechts) |
|------------|------------------------------------|-----------------------|------------------------|
| Z.1.1      | 11,54                              | 9,25                  | 11,54                  |
| Z.2.1      | 11,50                              | 9,20                  | 11,50                  |
| Z.2.2      | 11,49                              | 9,21                  | 11,50                  |
| Z.2.3      | 11,48                              | 9,20                  | 11,50                  |
| Z.2.4      | 11,49                              | 9,18                  | 11,50                  |
| Z.2.5      | 11,49                              | 9,19                  | 11,51                  |
| Z.3.13     | 11,49                              | 9,19                  | 11,49                  |
| Z.4.13     | 11,50                              | 9,19                  | 11,49                  |
| Z.5.1      | 11,48                              | 9,20                  | 11,48                  |
| Z.5.2      | 11,50                              | 9,19                  | 11,51                  |
| Z.5.3      | 11,49                              | 9,20                  | 11,50                  |
| Z.5.7      | 11,49                              | 9,19                  | 11,49                  |
| Z.5.8      | 11,49                              | 9,19                  | 11,50                  |

Tab. 4: Abmaße der Zugproben nach Bearbeitung

| Probenname | Messbereich 1 (Beschriftung links) | Messbereich 2 (Mitte) | Messbereich 3 (rechts) |
|------------|------------------------------------|-----------------------|------------------------|
| Z.5.9      | 11,48                              | 9,20                  | 11,50                  |
| Z.5.10     | 11,51                              | 9,21                  | 11,52                  |
| Z.5.11     | 11,50                              | 9,18                  | 11,50                  |
| Z.6.4      | 11,49                              | 9,19                  | 11,49                  |
| Z.6.5      | 11,49                              | 9,19                  | 11,49                  |
| Z.6.6      | 11,49                              | 9,19                  | 11,49                  |
| Z.6.7      | 11,52                              | 9,21                  | 11,51                  |
| Z.6.8      | 11,51                              | 9,21                  | 11,50                  |
| Z.6.9      | 11,50                              | 9,22                  | 11,52                  |
| Z.6.10     | 11,48                              | 9,16                  | 11,48                  |
| Z.6.11     | 11,50                              | 9,20                  | 11,51                  |
| Z.10.1     | 11,47                              | 9,17                  | 11,48                  |
| Z.10.2     | 11,48                              | 9,19                  | 11,49                  |

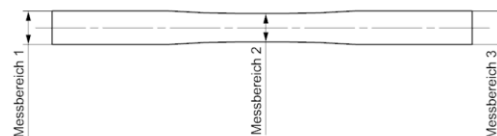


Abb. 13: Messpunkte an Zugprobe nach der Bearbeitung

Abbildung 24: Auszug der Dokumentation und Vermessung der Probenpräparation bei Fraunhofer IPK.

Um Empfehlungen für relevante Parameter bei den Impactversuchen zur Verfügung

zu stellen, wurde bei MTU eine Literaturrecherche durchgeführt. Mit den Recherchen wurde das Ziel verfolgt, die Untersuchung des verwendeten Werkstoffs des Projektpartners SKT in einem ähnlichen Bereich entsprechend der Literatur durchzuführen, um Schädigungsgrößen miteinander vergleichen und somit eine relative Bewertung der Impactbeständigkeit ableiten zu können.

Im ersten Schritt wurden aus der Literatur bekannte bzw. bereits untersuchte Parameter von SiC/SiC-Werkstoffen extrahiert. Dabei lag der Fokus werkstoffseitig auf SiC/SiC-Werkstoffen für die Anwendung in der Luftfahrt. Die dort abgeleiteten Größen wurden zusätzlich mit Erfahrungen aus anderen MTU-Projekten abgeglichen und auf Plausibilität überprüft. Dabei wurde zum größten Teil auf Vergleichsinformationen auf Basis metallischer Werkstoffe wie IN718 zurückgegriffen. Auf Basis dieses Plausibilitätschecks der Informationen aus den Literaturstellen (8), (9) und (10) wurden den Projektpartnern zwei Empfehlungen erstellt

Während die identifizierten Literaturstudien einen vergleichbaren Geschwindigkeitsbereich (ca. 350 m/s) und ähnliche Probenstärken (ca. 3mm) aufweisen, besteht der wesentliche Unterschied im Durchmesser des Projektils. Der Fokus lag dabei auf der Empfehlung, zu welcher eine metallische Vergleichsbasis vorliegt und ein Vergleich zu den Veröffentlichungen von Corman und Bhatt möglich ist (9). Für die Ergebnisse aus den Versuchsreihen und eine Bewertung der Werkstoffperformance sei auf die Abschlussberichte der Projektpartner, die die Versuche durchgeführt haben, verwiesen.

Als weiterer Arbeitspunkt wurde im Rahmen einer umfangreichen Literaturrecherche untersucht, welche Erkenntnisse zur Auswirkung der Triebwerksatmosphäre auf die Robustheit von SiC/SiC-Werkstoffen in der Literatur vorliegen. Durch die verstärkten Anstrengungen, die Emissionen der Luftfahrt zu senken, ist der Fokus in den letzten Jahren verstärkt auf revolutionäre Konzepte gerückt. Schwerpunkt liegt hier auf Verbrennung in Atmosphären mit gesteigerten Anteilen von H<sub>2</sub> und H<sub>2</sub>O. Beide Gase haben, insbesondere bei hohen Temperaturen und Drücken, potentielle Auswirkungen auf SiC/SiC, was in der Literatur ausführlich untersucht wurde. Im Rahmen der Literaturstudie wurden über 30 wissenschaftliche Artikel gesichtet, und die Auswirkungen auf die Bestandteile (Faser, Matrix, Interphase, EBC) der SiC/SiC-Verbundwerkstoffe

beschrieben. Die Liste der untersuchten Artikel ist in Tabelle 2 gezeigt. Die Informationen, welche Bestandteile in welcher Umgebung getestet wurden, sind ebenfalls in der Tabelle enthalten.

*Tabelle 2: Liste der Artikel zum Einfluss der Auswirkungen von H<sub>2</sub> und H<sub>2</sub>O auf SiC/SiC Verbundwerkstoffe.*

| Nr | Titel   | Autoren  | Jahr | Atmosphäre                      | Werkstoff                                 |
|----|---|--|------|---------------------------------|---|
| 1  | Effect of frequency and environment on fatigue behavior of a CVI SiC/SiC ceramic matrix composite at 1200 C   | M.B. Ruggles-Wrenn, D.T. Christensen, A.L. Chamberlain, J.E. Lane, T.S. Cook                   | 2011 | air, H <sub>2</sub> O           | SiC Hi-Nicalon™                           |
| 2  | Degradation mechanism of SiC/SiC composites after long-time water vapour and oxygen corrosion at 1300°C       | Jin Zhang, Rongjun Liu, Yingjie Jian, Fan Wan, Yanfei Wang                                     | 2022 | air, H <sub>2</sub> O           | SiC                                       |
| 3  | Re-evaluation of SiC permeation coefficients at high temperatures   | Y. Yamamotoa, Y. Murakamia, H. Yamaguchia, T. Yamamotoa, D. Yonetsua, K.i Noboriob, S. Konishi | 2016 | deuterium                       | SiC                                       |
| 4  | Intermediate temperature oxidative strength degradation of a SiC/SiNC composite with a polymer-derived matrix | D. L. Poerschke M. N. Rossol F. W. Zok   | 2016 | dry air, H <sub>2</sub> O       | S200-H composite, eight layers Hi-Nicalon |
| 5  | Failure behavior of SiC/SiC with BSAS-based EBC in gas combustion environment                                 | Z. Wanga, X. Caoc, Z. Honga,, J. Lid, G. Hane, Ch. Zhangf, Ch. Chenf, W. Zhug                  | 2024 | gas combustion environment      | SiC Liya New Material Co.                 |
| 6  | Stability of SiC /SiC composites in environments containing O <sub>2</sub> and H <sub>2</sub>                 | G.D. Springer, C.F. Windisch, Jr., R.H. Jones  | 1996 | H <sub>2</sub> , O <sub>2</sub> | beta SiC matrix into 8-ply Nicalon        |

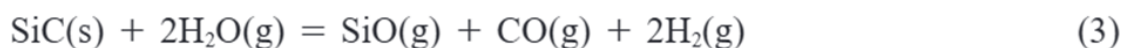
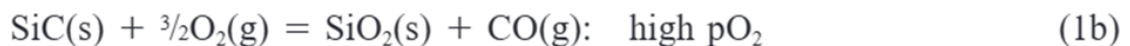
|    |   |  |      |                                 |                                     |
|----|---|--|------|---------------------------------|-------------------------------------|
| 7  | Thermodynamic and microstructural evolution of Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> -SiC ceramic at high temperature under H <sub>2</sub> /CO atmospheres | Y. Wang , C. Wang, J. Zhang, H. Qin, H. Li   | 2024 | H <sub>2</sub> /CO              | Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> -SiC |
| 8  | Oxidation behavior of SiC-AlN ceramics exposed to dryoxygen and water oxygen environments at 1100-1300°C  | X. Sun, X. Chen, M. Tan, Y. Kan, X. Jin, Z. Wang, N. Liu, J.Hu, J. Yang, S. Dong         | 2024 | H <sub>2</sub> O/O <sub>2</sub> | SiC                                 |
| 9  | Hydrogen- silicon carbide interactions  | A. J. Eckel, N. S. Jacobson, A. K. Misra, D. L. Humphrey                                 | 1989 | H <sub>2</sub>                  | SiC                                 |
| 10 | Effect of H <sub>2</sub> on SiO and SiC formation   | T. Storm, Aarneas, M. Yangstad   | 2019 | H <sub>2</sub>                  | SiC                                 |
| 11 | Effect of Hydrogen on the Strength and Microstructure of Selected Ceramic   | Thomas P. Herbell, Andrew J. Eckel, and David R. Hull                                    | 1990 | H <sub>2</sub>                  | SiC                                 |
| 12 | Ceramic Matrix Composites for H <sub>2</sub> Combustion   | C. Varela, M. Tonarely, J. Deb, K. Ahmed, J. Gou   | 2024 | H <sub>2</sub>                  | YSZ fiber/SiC based matrix          |
| 13 | Ceramic Matrix Composites in Environmental Effects on Engineered Materials  | Russell H. Jones, C. H. Henager, Jr., Charles A. Lewinsohn, and Charles F. Windisch, Jr. | 2001 | H <sub>2</sub>                  | SiC                                 |
| 14 | Investigation of SiC formation on the graphite surface by CO-H <sub>2</sub> -SiO gas  | M. Kim, S. Jeon, J. Park, Jiwoo Park, Moo-Eob Choi, J. Lee                               | 2023 | H <sub>2</sub> -CO              | SiO <sub>2</sub> -SiC mixture       |
| 15 | Degradation of a SiC-SiC composite in water vapor environments  | F. W. Zok, P. T. Maxwell Ken Kawanishi, E. B. Callaway                                   | 2019 | H <sub>2</sub> O                | Tyranno ZMI                         |
| 16 | Effect of processing on high-velocity water vapor recession behavior of Yb-silicate environmental barrier coatings                                  | E. Bakan, Yoo Jung Sohn, Willy Kunz, Hagen Klemm, Robert Vaßen                           | 2018 | H <sub>2</sub> O                | α-SiC Hexoloy™                      |

|    |   |  |      |                  |   |
|----|---|--|------|------------------|---|
| 17 | Water vapour corrosion of rare earth monosilicates for environmental barrier coating application  | N. Al Nasiri, N. Patra, D.D. Jayaseelan, W.E. Lee  | 2017 | H <sub>2</sub> O | EBC   |
| 18 | Degradation mechanisms of SiC/BN/SiC after low temperature humidity exposure  | Oriol Gavalda Diaza, Katharina Marquardt, Stephen Harrisb, Louise Galeb, Luc Vandeperrea, Eduardo Saiza, Finn Giuliana | 2020 | H <sub>2</sub> O | Hi-Nicalon SiC fibre  |
| 19 | Fatigue and stress-rupture behaviors of SiC/SiC composite under humid environment at elevated temperature   | Shankar Mall, K.J. LaRochelle  | 2006 | H <sub>2</sub> O | Honeywell Advanced Composites                                     |
| 20 | Degradation mechanisms of a self-healing SiC(f)/BN(i)/[SiC-B <sub>4</sub> C](m) composite at high temperature under different oxidizing atmospheres | Xin'gang Luana, Yun Zoua, Xiaohu Hai, Hui Bai, Qing Zhang, Ralf Riedel, Laifei Cheng                                   | 2018 | H <sub>2</sub> O | SiC/SiC-B <sub>4</sub> C  |
| 21 | Mullite+cas bond coat for environmental barriers coatings for Si-based ceramics   | K. N. Lee, E. J. Opila   | 2002 | H <sub>2</sub> O | SiC Hexoloy: standard SiC/SiC, enhanced SiC/SiC, and (MI) SiC/SiC |
| 22 | Silicon Carbide Oxidation in Steam up to 2 MPa  | Kurt A. Terrani, B. A. Pint, Chad M. Parish, Chinthaka M. Silva, Lance L. Snead and Yutai Katoh                        | 2014 | H <sub>2</sub> O | SiC   |
| 23 | Creep resistance and water vapor degradation of SiC/SiC ceramic matrix composite gas turbine hot section components                                 | M. van Roode and A. K. Bhattacharya  | 2010 | H <sub>2</sub> O | SiC   |

|    |  |  |      |                  |                                   |
|----|--|--|------|------------------|-----------------------------------|
| 24 | Effects of moisture on fatigue behavior of SiC/SiC composite at elevated temperature   | Shankar Mall   | 2005 | H <sub>2</sub> O | SiC Honeywell Advanced Composites |
| 25 | Fatigue Damage and Lifetime of SiC/SiC Ceramic-Matrix Composite under Cyclic Loading at Elevated Temperatures                    | L. Li  | 2017 | H <sub>2</sub> O | SiC                               |
| 26 | Degradation of SiC/BN/SiC mini-composites in heat–stress–moisture–oxygen coupling environments, I: Static fatigue test study     | Weijing Wu, Guoqiang Yu, Xiguang Gao, Fang Wang, Yingdong Song           | 2024 | H <sub>2</sub> O | SiC mini composite                |
| 27 | Accelerated oxidation of SiC CMC's by water vapor and protection via environmental barrier coating approach                      | Harry E. Eaton, Gary D. Linsey   | 2002 | H <sub>2</sub> O | SiC / EBC                         |
| 28 | Paralinear Oxidation of CVD SiC in Water Vapor   | E. J. Opila, R. E. Hann Jr   | 1997 | H <sub>2</sub> O | SiC                               |
| 29 | Melt Infiltrated ceramic composites (HIPERCOMP®) for gas turbine engine application 173-194                                      | G. S. Corman and K. L. Luthra  | 2006 | H <sub>2</sub> O | Hipercomp                         |
| 30 | The oxidation behavior and corrosion mechanism of SiC matrix ceramics in a high temperature wet air environment                  | S. Yana, X. Duana, D. Caie, P. He, Z. Yang, D. Jia, Huatay Linf Y. Zhoua | 2024 | H <sub>2</sub> O | SiC                               |
| 31 | Fatigue Behavior of an Advanced Melt-infiltrated SiC/SiC Composite with Environmental Barrier Coating at 1200°C in Air Composite | T.M. Williams  | 2020 | H <sub>2</sub> O | SiC                               |
| 32 | Environmental degradation of high-temperature protective coatings for ceramic-matrix composites in gas-turbine engines           | Nititn P. Pature   | 2019 | H <sub>2</sub> O | TBC                               |
| 33 | Paralinear Oxidation of CVD SiC in Water Vapor   | E. J. Opila, R. E. Hann Jr.  | 1997 | H <sub>2</sub> O | SiC                               |
| 34 | Oxidation behavior of 3D Hi-Nicalon/SiC composite exposed in wet and simulated air environments                                  | S. Wua, L. Cheng, L. Zhang   | 2013 | H <sub>2</sub> O | SiC                               |

|    |   |   |      |                  |     |
|----|---|---|------|------------------|-----|
| 35 | Fracture mechanisms of ytterbium monosilicate environmental barrier coatings during cyclic thermal exposure | B. T. Richards, S. Sehr, F. Franqueville, M. R. Begley, N.G. Wadley | 2016 | H <sub>2</sub> O | TBC |
|----|---|---|------|------------------|-----|

SiC reagiert chemisch mit O<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> und H<sub>2</sub>O gemäß den folgend gelisteten Reaktionen (s. Abbildung 25), die je nach Umgebungsbedingungen (z.B. Temperatur, Druck) unterschiedlich schnell ablaufen. Die negativen Auswirkungen auf den Werkstoff umfassen dabei Effekte wie Versprödung oder Materialabtrag durch die beschriebenen chemischen Reaktionen aus Abbildung 25.



*Abbildung 25: Chemische Reaktionen von SiC in Sauerstoff-, Wasserstoff- oder wasserhaltiger Atmosphäre.*

Erhöhte Anteile von H<sub>2</sub>O oder H<sub>2</sub> in den Abgasen von Triebwerken müssen vor einem Einsatz entsprechender Antriebskonzepte hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf die verwendeten Werkstoffe bewertet werden. Daher muss der Einfluss auf die Robustheit der SiC/SiC-Werkstoffe untersucht und verstanden sein. Bei erhöhten Anteilen dieser Gase in der Turbine ist mit erhöhten Rezessionsraten des Werkstoffs zu rechnen. Ähnliche Effekte kommen für metallische Werkstoffe, die SiO<sub>2</sub>-haltige Schutzschichten bilden, zum Tragen. Für den künftigen Einsatz von SiC/SiC Werkstoffen müssen die Auswirkungen auf den Werkstoff verstanden und quantifiziert werden. Die Beschreibung eines Materialabtrags oder einer möglichen Versprödung ist dabei zum heutigen Zeitpunkt nicht als Ausschluss-Kriterium zu verstehen. Durch intensive Forschung an Reinheit von Faser und Matrix, an der Zusammensetzung und Beständigkeit der Interphase, an Zusammensetzung und Lebensdauerpotential des EBC-Systems werden diese Effekte weltweit bereits seit längerem untersucht. Beispielhaft wird auf folgendes Schema zur Degradation von SiC/SiC-Verbundwerkstoffen in feuchter und trockener

O<sub>2</sub>-haltiger Atmosphäre in Abbildung 26 verwiesen. Relevante Schädigungsmechanismen wie Matrix-Risse, Sauerstofftransport an die Oberfläche der Interphase, Bildung von Borosilicat-Glass etc. sind hier gut dargestellt. Ebenfalls ist der Unterschied, der durch den zusätzlichen H<sub>2</sub>O-Anteil hervorgerufen wird, klar dargestellt.

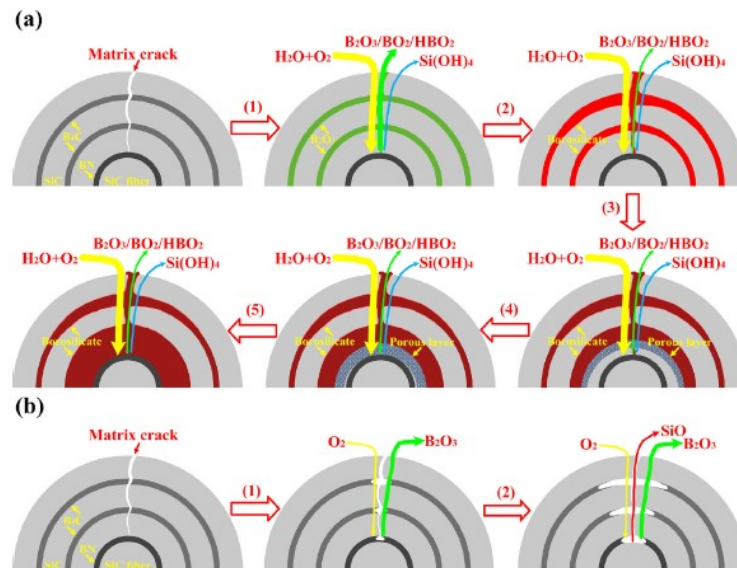


Fig. 9. Schematic drawing of the two degradation mechanisms of the composites: (a) in wet oxygen (12%H<sub>2</sub>O:8%O<sub>2</sub>:80%Ar) with sufficient oxidant; (b) in dry oxygen (0.01%O<sub>2</sub>:99.99%Ar) with insufficient oxidant.

Abbildung 26: Schema der Degradation von SiC/SiC in feuchter und trockener O<sub>2</sub>-Atmosphäre; aus: (11).

Die Informationen aus der Literaturstudie wurden durch metallographische Untersuchungen bei MTU ergänzt. Abbildung 27 zeigt exemplarisch die metallographischen Untersuchungen, die an einer über PIP (Polymer Infiltration and Pyrolysis) verdichteten SiC/SiC-Probe nach einer Heißgasauslagerung durchgeführt wurden. Bereits das Makrogefüge in Abbildung 27 a) zeigt deutlich erkennbare helle Verfärbungen, die auf Oxidationsprodukte schließen lassen. Dieser Effekt wird aufgrund von chemischer Verunreinigung der Matrix, bedingt durch die Herstellungsroute, begünstigt. Eine detailliertere Untersuchung, beispielhaft mittels einer energiedispersiven Röntgenanalyse (EDX) in Falschfarbendarstellung in Abbildung 27 b) dargestellt, bestätigt diese Ergebnisse. Die herstellungsbedingt vorliegenden Matrixrisse, die unter Belastung wie z.B. Impact geöffnet werden können, begünstigen Oxidation und dadurch die Versprödung des Werkstoffs. Dadurch wird die Robustheit des Werkstoffs negativ beeinflusst.

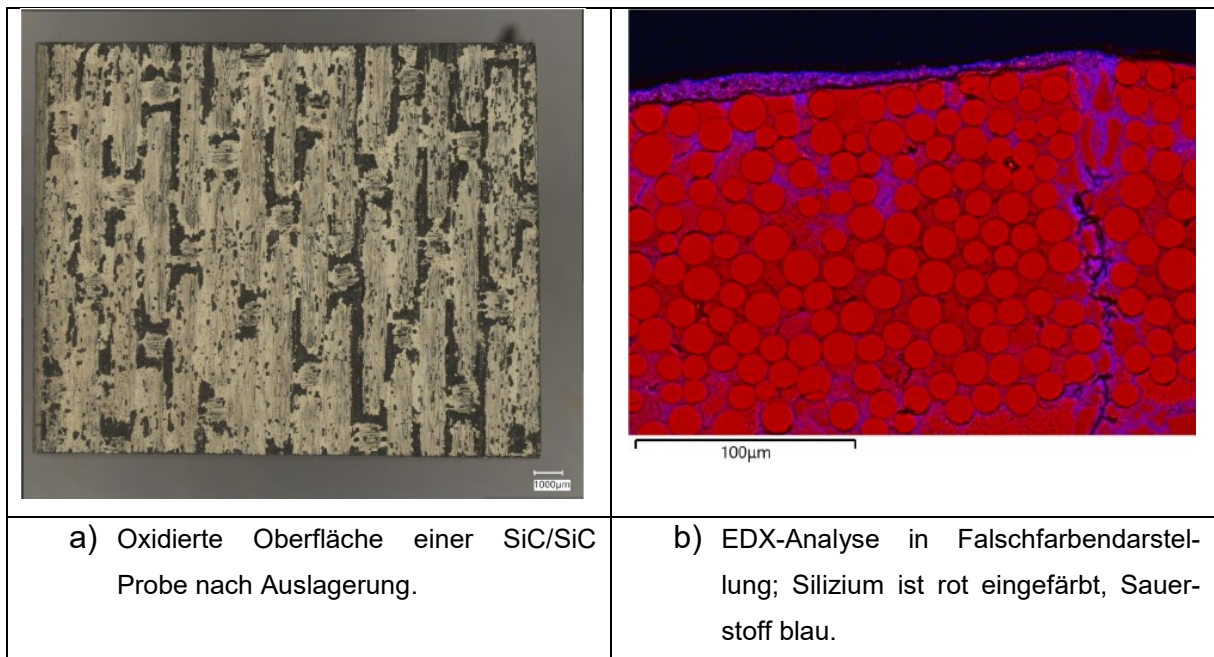


Abbildung 27: Metallographische Auswertung einer SiC/SiC-Probe nach einer Heißgasauslagerung.

Aus Sicht des Endanwenders sind Aspekte wie Lebensdauerpotential des Bauteils, mögliche Service-Limits und gegebenenfalls mögliche Reparaturverfahren Fragestellungen, die sich aus den beschriebenen Vorgängen ableiten.

Wie in Kapitel 2.2.5 bereits erläutert, wurde in HAP 3 keine eigene MTU-Modellentwicklung realisiert, sondern der Fokus daraufgelegt, die Modellierungsarbeiten der Partner FhG IWM Freiburg und DLR-SG Augsburg beratend zu unterstützen und hinsichtlich einer Umsetzbarkeit in der MTU-Toollandschaft zu bewerten. Die beiden Partner verfolgten zwei unterschiedliche numerische Ansätze zur Modellierung und Simulation von CMC bei Impact-Vorgängen. Der Fokus der Arbeiten am FhG IWM lag auf der Entwicklung eines ratenabhängigen Material- und Schädigungsmodells zur Verwendung in der dynamischen FE-Kontaktsimulation mittels der kommerziellen FE-Software Abaqus/Explicit. Ein auf Kontinuums-Schädigungsmechanik basierendes Schädigungsmodell, welches intralaminare Schädigungsmechanismen berücksichtigt, wurde am FhG IWM formuliert und zunächst in einer „Stand-alone“-Version implementiert. Das IWM-Schädigungsmodell wurde thermodynamisch-konsistent hergeleitet und berücksichtigt anisotrope Schädigungseffekte wie Schädigungs-Deaktivierung, sowie Crack-Closure. Um den Einsatz in der Impact-Simulation zu ermöglichen, wurde das Modell darüber hinaus als eine VUMAT (vectorized user material) -Subroutine für

Abaqus/Explicit implementiert.

Die Kalibrierung der Modellparameter des IWM-Schädigungsmodells erfolgte am FhG IWM anhand von experimentellen Daten aus Zugversuchen, die am FhG ISC-HTL durchgeführt wurden. Dabei wurde ein FE-Modell der tatsächlichen Zugproben-Geometrie in Abaqus erstellt und nachfolgend der Zugversuch simuliert (Abbildung 28). Die Materialparameter wurden optimiert, bis eine gute Übereinstimmung zwischen Experiment und Simulation erzielt werden konnte (Abbildung 29). Die Ergebnisse zeigen ferner, dass das IWM-Schädigungsmodell in der Lage ist, den Steifigkeitsabfall bei einer Entlastung nach vorheriger Zugbelastung abzubilden. Darüber hinaus kann, aufgrund des Crack-Closure-Effekts, bei einer nachfolgenden Druckbelastung die Schädigung deaktiviert und mit der ursprünglichen Steifigkeit weiter gerechnet werden.

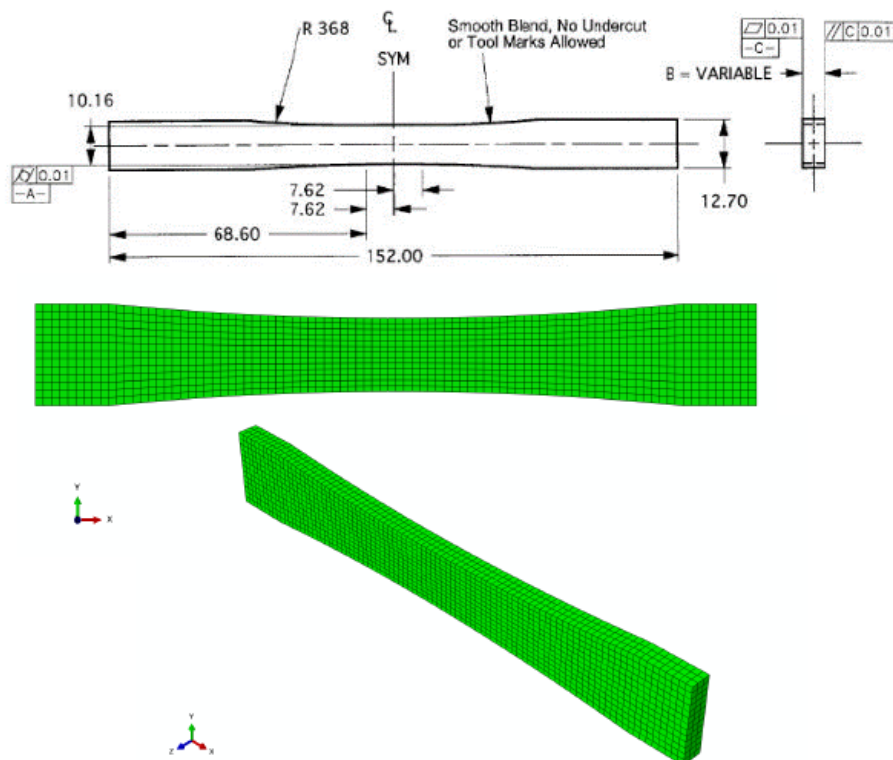


Abbildung 28: Probengeometrie und FE-Modell der am IWM durchgeführten Zugversuchssimulation in Abaqus.

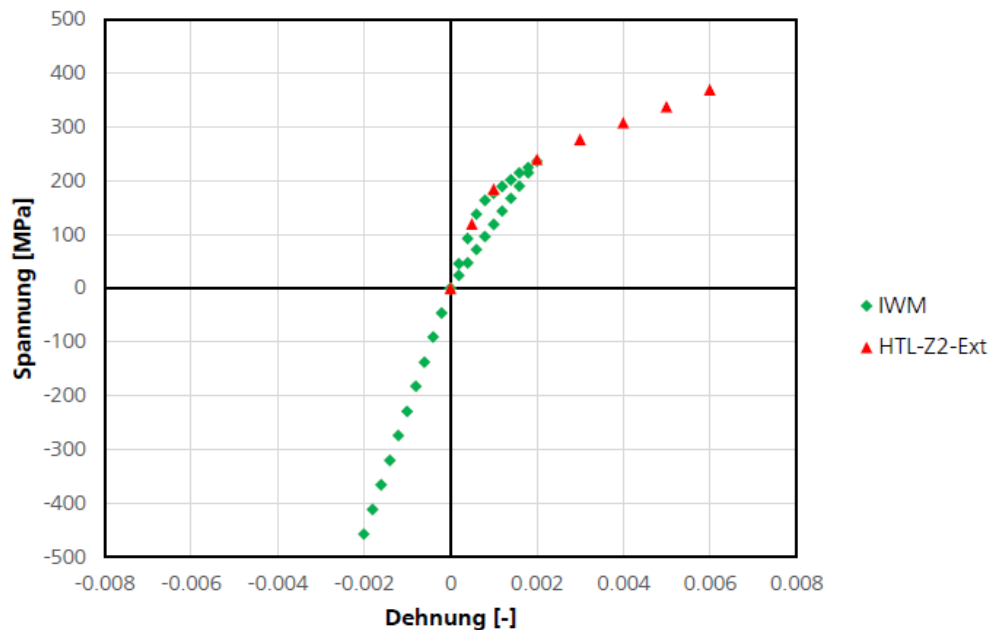


Abbildung 29: Vergleich der am HTL experimentell und am IWM numerisch ermittelten Spannungs-Dehnungs-Kurven.

Zur Simulation von Impact-Vorgängen auf CMC verfolgte FhG IWM den Ansatz, die in Abaqus/Explicit vorhandene Funktionalität der Element-Löschung in Kombination mit der Versagensvorhersage des IWM-Modells zur Abbildung der Versagenszone einzusetzen. Dabei ist der tatsächliche Impact-Test-Aufbau in Abaqus zu modellieren, wobei Randbedingungen, wie die Modellierung der lokalen Werkstofforientierungen im Bauteil, als auch die Auswahl geeigneter Parameter in der Kontaktformulierung (Node-to-Surface vs. Surface-to-Surface, Pressure-Overclosure, Reibung, etc.) eine wichtige Rolle spielen. Die Berücksichtigung interlaminarer Schädigung dagegen, ist mittels Verwendung von Kohäsivzonen-Elementen zur Modellierung von Delaminationen zu erfolgen.

Dieser Ansatz zur Impact-Modellierung folgt größtenteils der in der Literatur verbreiteten Methoden der Impact-Simulation von SiC/SiC. Eine Recherche des Stands der Forschung ergab, dass eine Kombination aus progressiver intralaminarer Modellierung der in der Laminatenebene auftretenden Schädigungsmechanismen mit einer interlaminaren Schädigungsmodellierung mittels Kohäsivzonen-Elementen der zwischen den Laminatlagen auftretenden Delaminationen sinnvolle Erkenntnisse aus der Impact-Si-

mulation liefern kann. In (12) wurde beispielsweise das Tool zur progressiven Schädigungsanalyse GENOA mit der expliziten FE-Software LS-DYNA gekoppelt, in der Impact-Simulation eingesetzt und nachfolgend für die Post-Impact-Simulation des 4-Punkt-Biege-Versuchs, mittels der impliziten FE-Software MD-NASTRAN, an bereits beschossenen Prüfkörpern verwendet. Es wurden Beschussversuche auf 2-D 5H Sylvania iBN CVI MI SIC mit Stahlkugeln im Durchmesser von 1,59 mm und Impact-Geschwindigkeiten zwischen 100 und 400 m/s durchgeführt. Die Ergebnisse wurden für die Kalibrierung der Simulationsergebnisse verwendet. Dabei wurde ein Beschussversuch mit Impact-Geschwindigkeit von 126 m/s für die Kalibrierung der Schädigungsparameter benutzt und anschließend die Impact-Simulation für die Vorhersage der Impact-Schädigung bei Beschussversuchen mit niedriger bzw. höherer Impact-Geschwindigkeit eingesetzt. Weiterführende Arbeiten, die ähnliche numerische Ansätze zur Modellierung der intra- sowie interlaminaren Schädigungsmechanismen während des Impacts auf CMC behandeln, finden sich in (13) und (14). Die Ergebnisse dieser Literaturrecherche führten zur Erreichung des Meilensteins MS 3.1.3.

Am DLR-SG verfolgte man einen alternativen Ansatz, um die Vorgänge beim Impact auf CMC zu modellieren. Statt einer Schädigungsmodellierung im Rahmen der Kontinuums-Schädigungsmechanik wurde hier die Phasenfeld-Methode, eingebettet in einer dynamischen impliziten FE-Simulation ohne explizite Kontaktformulierung, benutzt. Dabei wurde am DLR-SG keine kommerzielle Software verwendet, sondern die Phasenfeld-Methode wurde in der am DLR-SG vorhandenen FE-Software b2000++ umgesetzt. Im Laufe der Arbeit erfolgte zunächst eine Implementierung der schädigungsbasierten Phasenfeld-Methode für isotrope Materialien, die im späteren Projektverlauf auch für orthotrope Werkstoffe erweitert wurde. Die Lauffähigkeit der Implementierung wurde anhand eines akademischen Zugversuch-Beispiels untersucht.

Zum Laufzeitende des Vorhabens lagen die Ergebnisse aus den am FhG ISC-HTL durchzuführenden Fallgewichts-Versuche dem Partner FhG IWM noch nicht vor. Somit war es nicht möglich, die dynamische Impact-Simulation in Abaqus/Explicit, sowie die Vorhersagefähigkeit des IWM-Schädigungsmodells ausreichend zu untersuchen bzw. die Schädigungsgrößen anhand von experimentellen Daten zu validieren. Aus diesem

Grund blieb Meilenstein MS 3.1.2 offen. Die erfolgreiche Implementierung des IWM-Modells als VUMAT User-Subroutine in Abaqus/Explicit, sowie die vielversprechenden Ergebnisse bei der Simulation des Zugversuchs lassen jedoch vermuten, dass die Impact-Simulation mit dem Schädigungsmodell numerisch qualitative sinnvolle Ergebnisse liefert. Darüber hinaus ermöglicht die VUMAT-Implementierung des IWM-Modells in Abaqus/Explicit eine direkte Übertragbarkeit in die MTU Toollandschaft, da Abaqus standardmäßig in der MTU eingesetzt wird. Somit kann die Übertragbarkeit des IWM-Schädigungsmodells in die MTU-Toollandschaft sichergestellt und der MS 3.1.5 bzgl. der IWM-Inhalte erreicht werden. Zum Laufzeitende des Vorhabens war zudem die am DLR-SG implementierte Phasenfeld-Methode noch nicht erfolgreich in der Nachberechnung der am FhG ISC-HTL durchgeführten Zugversuche eingesetzt worden. Somit fehlte die Information, wie geeignet die am DLR-SG implementierte Phasenfeld-Methode zur Abbildung des nichtlinearen Spannungs-Dehnungs-Verlaufs während des Zugversuchs ist, bzw. wie gut eine numerische Vorhersage mit dem Test korreliert. Daher ist es zum Zeitpunkt der Berichtserstellung schwierig, eine Aussage über das Potential der am DLR-SG implementierte Phasenfeld-Methode zur Simulation von Impact-Vorgängen auf CMC zu tätigen. Der Meilenstein MS 3.1.4 wird folglich nur teilweise erreicht, da aufgrund der vorhandenen Datenlage lediglich das IWM-Modell bewertet werden konnte. Was die Übertragbarkeit des im Rahmen der b2000++ Software implementierten Phasenfeld-Modells betrifft, ist die Erwartung, dass das Modell über eine UEL (User-Element)-Subroutine in Abaqus bzw. in CalculiX umgesetzt und somit in die MTU-Toollandschaft übertragen werden kann. Der verbleibende Meilenstein MS 3.1.6 wurde im Rahmen des Vorhabens nicht erreicht, da sowohl die analytischen als auch die experimentellen Arbeiten nicht ausreichend fortgeschritten waren, um die notwendigen Schritte zur Anwendung auf Vane-Geometrien und die Schaufelauslegung ableiten bzw. definieren zu können.

## 4 Literaturverzeichnis

1. **Sayer, Niklas, Fried, Markus und Münstermann, Sebastian.** A Monte-Carlo approach for crack initiation modeling of cast superalloys informed by crystal plasticity. *International Journal of Fatigue*. 2025.
2. **Nadot, Yves.** Fatigue from Defect: Influence of Size, Type, Position, Morphology and Loading. *International Journal of Fatigue*. Januar 2022.
3. **Schijve, J.** FATIGUE PREDICTIONS AND SCATTER. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 1994, S. 381 - 396.
4. **Susmel, Luca und Taylor, David.** A critical distance/plane method to estimate finite life of notched components under variable amplitude uniaxial/multiaxial fatigue loading. *International Journal of Fatigue*. Mai 2012, S. 7 - 24.
5. **Quey, R., Dawson, P.R. und Barbe, F.** Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 2011, S. 1729 - 1745.
6. **Geuzaine, Christophe und Remacle, Jean-François.** Gmsh: A 3-D finite element mesh generator with built-in pre- and post-processing facilities. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2009, S. 1309 - 1331.
7. **McDowell, D.L. und Dunne, F.P.E.** Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *International Journal of Fatigue*. 2010, S. 1521 - 1542.
8. **Bhatt, Ramakrishna T., et al.** Impact resistance of uncoated SiC/SiC composites. *Materials Science and Engineering: A*. 2008, S. 20 - 28.
9. **Corman, Gregory Scot und Luthra, Krishan Lal.** *Silicon Melt Infiltrated Ceramic Composites (HiPerComp)*. 2005.
10. **Obuchi, Kenro, et al.** Impact Test for the Leading Edge of CMC Vane Based on Actual Aircraft Engine Field Data. *Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air*. Juni 2018.
11. **Luan, Xin'gang, et al.** Degradation mechanisms of a self-healing SiC(f)/BN(i)/[SiC-B<sub>4</sub>C](m) composite at high temperature under different oxidizing atmospheres. *Journal of the European Ceramic Society*. 2018, S. 3804 - 2813.
12. **Abdi, Frank, et al.** Modeling Foreign Object Damage to CVI MI SiC/iBN/SiC and Oxide/Oxide Ceramic Composite Components in Gas Turbine Engines at Ambient and Elevated Temperatures. *Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air*. Juni 2011, S. 529 - 536.
13. **Xue, Yibin, et al.** Non-Destructive Ceramic Matrix Composite Impact Modeling Validation. *Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air*. Juni 2013.
14. **Presby, Michael J., et al.** Characterization and simulation of foreign object damage in curved and flat SiC/SiC ceramic matrix composites. *Ceramics International*. 2019, S. 2635 - 2643.
15. *Input convex neural networks*. **AMOS, Brandon, XU, Lei und KOLTER, J. Zico.** s.l. : PMLR, 2017. International Conference on Machine Learning. S. 146-155.