

Abschlussbericht zum Projekt kokoMag

ZE: Technische Universität Dresden	Förderkennzeichen: 20E1909
Vorhabenbezeichnung: Entwicklung und Bewertung eines korrosionsgeschützten, nichtbrennbaren kohlenstoff-faserverstärkten Magnesium-Werkstoffs für die Anwendung in der Luftfahrt – kokoMag	
Laufzeit des Vorhabens: 01.08.2020 bis 30.06.2024	
Berichtszeitraum: 01.08.2020 bis 30.06.2024	



Eckdaten ausführende Stellen:

Technische Universität Dresden, Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik (TUD-ILK) Professur Leichtbaudesign und Strukturbewertung Holbeinstraße 3 01307 Dresden	Technische Universität Dresden, Institut für Werkstoffwissenschaft (TUD-IfWW) Professur für Werkstofftechnik, Berndt-Bau Helmholtzstr. 7 01069 Dresden
Förderkennzeichen: 20E1909	20E1909
Geschäftszeichen: F-010140-521-000-1131800	F-010140-521-001-1131410
Projektleitender Ansprechpartner: Prof. Dr.-Ing. habil. Maik Gude	Projektleitender Ansprechpartner: Prof. Dr. Christoph Leyens
Fachlicher Ansprechpartner: Tino Mrotzek	Fachlicher Ansprechpartner: Julius Hendl

Autoren: Mrotzek, Tino¹; Seurich, Paul¹; Scholtyschik, Oliver¹; Sadeghi-Bogar, Mohsen¹;
Peller, Hannes¹; Ehrig, Tom¹; Behnisch, Thomas¹; Gude, Maik¹; Hendl, Julius²;
Kunze, Oliver²; Reif, Manuel²; Leyens, Christoph^{2,3}; Scheitz, Stefan³

¹TECHNISCHE UNIVERSITÄT DRESDEN, INSTITUT FÜR LEICHTBAU UND KUNSTSTOFFTECHNIK

²TECHNISCHE UNIVERSITÄT DRESDEN, INSTITUT FÜR WERKSTOFFWISSENSCHAFT

³FRAUNHOFER-INSTITUT FÜR WERKSTOFF- UND STRAHLTECHNIK IWS

Ort und Datum der Veröffentlichung: Dresden, 30.04.2025

Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik

Technische Universität Dresden, 01062 Dresden

E-Mail: ilk@mailbox.tu-dresden.de

Inhaltsverzeichnis

1	EINLEITUNG UND AUFGABENSTELLUNG	4
2	VORAUSSETZUNGEN ZUR DURCHFÜHRUNG DES VORHABENS	5
3	PLANUNG UND ABLAUF DES VORHABENS	6
4	STAND DER TECHNIK	8
5	WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHE ERGEBNISSE	13
5.1	Ergebnisse aus HAP1: Anforderungsdefinition	14
5.2	Ergebnisse aus HAP2: Materialuntersuchung zu CF/Mg.....	17
5.3	Ergebnisse aus HAP3: Beschichtungsvalidierung für thermisches Spritzen.....	47
5.4	Ergebnisse aus HAP4: Entwicklung einer Demonstratorstruktur.....	63
5.5	Ergebnisse aus HAP5: Abschätzung des Zukunftspotentials.....	72
6	FAZIT MIT VERGLEICH ZUR ARBEITS-, ZEIT-, KOSTENPLANUNG SOWIE ZIELERREICHUNG DES VORHABENS	74
7	VERWERTBARKEIT DER ERGEBNISSE	76
8	ERFOLGTE ODER GEPLANTE VERÖFFENTLICHUNGEN.....	77
9	LITERATUR	79

1 EINLEITUNG UND AUFGABENSTELLUNG

Im Bereich der Mobilität ist in den letzten Jahren die kraftstoff- bzw. energieeffiziente Fortbewegung ein essenzieller Aspekt geworden. Deutschland hat sich verpflichtet, für das Pariser Klimaschutzabkommen seine Treibhausgasemissionen bis 2050 um 55 % zu verringern.

Ein besonderer Fokus liegt dabei auf der Luftfahrtindustrie, da dort trotz der kontinuierlich steigenden Passagierzahlen eine Verringerung des Gesamtausstoßes von Kohlenstoffdioxidemissionen erzielt werden muss. Zur Realisierung dieser Ziele sind weiterentwickelte und neuartige Leichtbaukomponenten ein wichtiger Baustein. Zur Verbesserung des Leichtbaugrads kann entweder die Streckgrenze bisher eingesetzter Werkstoffe erhöht werden oder eine Substitution durch Werkstoffe mit geringerer Dichte erfolgen. Dafür sind sowohl Faserverbundwerkstoffe als auch Leichtmetalle, die jeweils individuelle Vor- und Nachteile aufweisen, prädestiniert. Mit faserverstärkten Leichtmetallen, sogenannten Metal Matrix Composites (MMC), können die Vorteile der jeweiligen Werkstoffklassen sogar kombiniert werden. Die Matrix von MMC besteht aus einem Leichtmetall, welches die Kohlenstofffasern umgibt, gegen Umwelteinflüsse schützt und z.B. das Ausknicken bei Druckbeanspruchung verhindert. Magnesium kommt als Matrixwerkstoff eine besondere Bedeutung zu, da durch dichtespezifische Steifigkeiten und Festigkeiten hohe Leichtbaugrade möglich sind und nicht ausgeschöpfte Potentiale für neue Leichtbauanwendungen bestehen. Die Fasern verleihen dem Leichtmetall unter anderem eine höhere Zugfestigkeit und eine höhere Steifigkeit.

Bereits in den 30er Jahren wurden erste Strukturen für den Fahrzeug- und Flugzeugbau aus Magnesiumlegierungen hergestellt. Während des Zweiten Weltkrieges stieg die Produktion von 39.000 t auf 209.000 t an. Nach dem Krieg wurde bevorzugt Aluminium aufgrund höherer Festigkeit, Korrosionsbeständigkeit und der einfacheren Verarbeitung eingesetzt, sodass vorrangig die Erforschung von Aluminiumwerkstoffen erfolgte. Magnesium verlor zunächst in Industrie und Wissenschaft an Relevanz. In den 1990er Jahren wurde die Forschung an endlosfaserverstärktem Magnesium von *Öttinger* vorangetrieben. Bereits 1996 zeigte sich in seinem Fortschrittsbericht, welche Potentiale bei endlosfaserverstärktem Magnesium für zukünftige Anwendungen möglich sind. Trotz der guten mechanischen Eigenschaften ist der Einsatz von magnesiumbasierten MMC aufgrund hoher sicherheitstechnischer Anforderungen bei der Herstellung sowie der Brand- und Korrosionsneigung im Luftfahrtbereich bisher ausgeblieben.

Diese Herausforderungen führten zur Entwicklung einer neuen Magnesiumlegierung unter der Bezeichnung ECO-AZ91. Dabei wird mittels Calciumoxid (CaO) eine luftundurchlässige Schicht auf der Oberfläche gebildet und die Oxidation des geschmolzenen Magnesiums mit dem Luftsauerstoff unterbunden. Brandtests der Federal Aviation Administration (FAA) zeigten, dass die neuartige Magnesiumlegierung für den Einsatz in der Luftfahrt geeignet ist. Zudem wird bei dem Gussprozess die Anwendung von stark umweltschädlichen und toxischen Schutzgasen, wie Schwefelhexafluorid (SF₆) oder Schwefeldioxid (SO₂) reduziert. Die Verringerung von Schutzgas während des Herstellungsprozesses und die verbesserten Brandeigenschaften sind wichtige Punkte für den Einsatz in der Luftfahrt und einer günstigeren industriellen Verarbeitung. Dahingehend wird die Eignung der ECO-AZ91-Legierung als Matrixmaterial für zukünftige Metal Matrix Composite-Anwendungen im Luftfahrtbereich im Projekt kokoMag näher untersucht.

2 VORAUSSETZUNGEN ZUR DURCHFÜHRUNG DES VORHABENS

Für die Durchführung des Vorhabens waren verschiedene (multidisziplinäre) Kompetenzen erforderlich. Im Einzelnen war es notwendig, Fachwissen aus den folgenden unterschiedlichen Bereichen zu verbinden:

- Werkstoffwissenschaften, insbesondere Metalle und Keramiken,
- Fertigungstechnik von Beschichtungen und deren Grenzschichtverhalten, im Speziellen das Wissen zu thermischen Spritzverfahren sowie
- Wissen über die Magnesiumverarbeitung und
- Wissen über die Integration von Faserverbundwerkstoffen in Komponenten.

Dafür waren insgesamt zwei Forschungseinrichtungen für die Projektbearbeitung vorgesehen und für bestimmte Fragestellung wurden Zulieferer aus den entsprechenden Fachbereichen involviert sowie im Rahmen des Dresden Concept die Kooperation zu einem Fraunhofer Institut und dessen Infrastruktur genutzt.

Das **INSTITUT FÜR LEICHTBAU UND KUNSTSTOFFTECHNIK (ILK)** der TECHNISCHEN UNIVERSITÄT DRESDEN (TUD) führt umfangreiche FuE-Arbeiten auf dem Gebiet beanspruchungsgerechter Leichtbaustrukturen durch. Dabei wird ein werkstoff- und produktübergreifender Ansatz zu Grunde gelegt, der durchgängig die gesamte Forschungskette - Werkstoff, Konstruktion, Simulation, Fertigung, Prototyp, Qualitätssicherung und Kosten - umfasst. Eine Kernkompetenz des ILK liegt dabei im Erarbeiten, Auslegen und Optimieren von Prozessen, Komponenten und Systemen des Hochleistungsleichtbaus, wobei konstruktiv die Mischbauweise eine zentrale Stellung einnimmt.

Das **INSTITUT FÜR WERKSTOFFWISSENSCHAFT (IfWW)** der TUD wird in diesem Vorhaben durch die Professur für Werkstofftechnik vertreten. Die Professur fokussiert ihre Aktivitäten auf innovative Werkstoffsysteme und deren Herstellungstechnologien mit Anwendungsschwerpunkten in der Luftfahrt, der Verkehrstechnik sowie der Energietechnik. FuE werden zielgerichtet auf die Werkstoffapplikation hin betrieben und berücksichtigen fertigungstechnische und wirtschaftliche Gesichtspunkte.

Das **FRAUNHOFER-INSTITUT FÜR WERKSTOFF- UND STRAHLTECHNIK (IWS)** entwickelt komplexe Systemlösungen in der Laser- und Werkstofftechnik. Die Forschungsschwerpunkte liegen unter anderem in Luft- und Raumfahrt, Energie- und Umwelttechnik, sowie in thermischer Beschichtungstechnologie. Eine Kernkompetenz des IWS liegt in der Entwicklung von Schutz- und Funktionsschichten für Leichtbauteile (FVK und Metalle). Im Bereich des Thermischen Spritzens mit Suspensionen und Lösungen bietet das IWS Systemtechniklösungen an, wie den 3DSF Förderer und Injektoren für APS- und HVOF-Verfahren.

Vorrangiges Ziel der wissenschaftlichen Grundlagenarbeiten ist der erforderliche Erkenntnisgewinn hinsichtlich der Werkstoffherstellung und -anwendung. Die enge Verzahnung von

Werkstoffforschung, -prüfung und -technik erleichtert dabei den Transfer der Forschungsergebnisse in die praktische Umsetzung.

3 PLANUNG UND ABLAUF DES VORHABENS

Gemäß der Gesamtzielsetzung des Verbundvorhabens erfolgte die Bearbeitung im Konsortium gemeinschaftlich. Zur sukzessiven Umsetzung der Arbeitsziele war das Verbundvorhaben in fünf Hauptarbeitspakete (HAP), mit einem vorangestellten AP0 zum Projektmanagement, eingeteilt: Anforderungsdefinition und konzeptionelle Vorbetrachtungen (HAP1), CF/Mg-Materialuntersuchungen und Prozessanpassungen (HAP2), Entwicklung thermisch gespritzter Beschichtungen auf CF/Mg (HAP3), Prozess-Up-Scaling und Prozessbewertung für eine generische, beschichtete CF/Mg-Struktur (HAP4) sowie Abschätzung des Zukunftspotentials (HAP5). Die Arbeitspakete wurden in Teilarbeitspaketen gemäß dem nachstehenden Arbeitsplan (Abbildung 1) bearbeitet und auf eine Laufzeit von zunächst 36 Monaten (ohne Verlängerung) verteilt. Die jeweiligen Teilarbeitspakete wurden den beteiligten Projektpartnern entsprechend ihrer Kompetenzen zugeordnet.

Die gemäß der Aufgabenstellung kalkulierte Planung des zeitlichen Ablaufs der einzelnen Arbeitsschritte wurde während des gesamten Vorhabenverlaufes auf Basis der zum jeweiligen Zeitpunkt vorliegenden Arbeitsergebnisse kontinuierlich fortgeschrieben. Als relevante Punkte zur Überprüfung der Projektergebnisse wurden die nachfolgend beschriebenen Meilensteine in den Struktur- und Ablaufplan des Teilvorhabens integriert.

Meilenstein 1 (Projektmonat 6): Definition des Anforderungskatalogs abgeschlossen

Unter Beachtung spezifischer Luftfahrtrichtlinien sind mechanische, thermische und mediale Anforderungen sowohl an den CF/Mg-Verbundwerkstoff als auch an das Korrosionsschutzsystem spezifiziert und in einem Anforderungskatalog festgehalten.

Meilenstein 2 (Projektmonat 19): Spezifikation CF/Mg-Verbundwerkstoff + prinzipielle Machbarkeit Beschichtungsapplikation

Der CF/Mg-Verbundwerkstoff ist mechanisch charakterisiert, hinsichtlich Brand- und Korrosionsverhalten analysiert und gemäß Anforderungskatalog verifiziert. Ein Screening potenzieller Beschichtungsverfahren und -werkstoffe wurde durchgeführt und ein favorisiertes Verfahren sowie ein favorisierter Beschichtungswerkstoff ausgewählt. Auf Probekörperebene ist der ausgewählte Beschichtungswerkstoff auf dem CF/Mg-Verbundwerkstoff realisierbar.

Meilenstein 3 (Projektmonat 33): Bewertung der generischen, beschichteten CF/Mg-Struktur nach Anforderungskatalog

Basierend auf einem robusten Prozess wurde eine komplexe generische CF/Mg-Struktur mit Korrosionsschutzbeschichtung gefertigt. Die nach Luftfahrtrichtlinien spezifizierten Anforderungen sind an der hergestellten generischen Struktur nachgewiesen.

4 STAND DER TECHNIK

Bei der Entwicklung neuer Flugzeugkonzepte kommt dem Werkstoff Magnesium, der ca. ein Drittel leichter als Aluminium ist, eine Schlüsselrolle zu. Das enorme Leichtbaupotential von Magnesium motiviert Ingenieure seit jeher dieses Leichtmetall in der Luftfahrt zu nutzen und somit weitere Anwendungsfelder zu erschließen. Ab der ersten Hälfte des 20. Jahrhunderts wurden bereits Struktur- und Verkleidungsteile wie z.B. Tragflächenunterseiten, Treibstofftanks oder Maschinenabdeckungen aus Magnesium in Flugzeugen wie z.B. der Focke-Wulf FW-200 („Condor“) oder der Convair B-36 genutzt [1 - 4]. Durch fortlaufende Weiterentwicklungen wird das Leichtmetall heute mittlerweile in Getriebegehäusen von Helikoptern, Aufhängungen von Triebwerken, Treibstofftanks oder in Schubumkehrsystemen verwendet. Auch die Gehäuse moderner Jettriebwerke vieler Flugzeuge bestehen mitunter aus einer speziellen Magnesium-Legierung ZE41 (bekannt als „Magnesium Elektron“) [2, 4]. Der Bedarf nach modernen Magnesiumlegierungen, verbesserten Leichtmetall-strukturbauteilen und innovativen Fertigungsverfahren wird mit steigenden Anforderungen bezüglich Ressourcenschonung, wachsenden Verbrauchsgrenzen und in Hinblick auf Effizienzsteigerungen von immer größerer Bedeutung [5 - 9].

Durch geeignete Legierungselemente wird das Eigenschaftsprofil von Magnesium positiv beeinflusst. So ergeben sich unter anderem maßgebliche Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften durch Mischkristallhärtung und durch die Bildung einer intermetallischen Phase. Weitere wichtige Merkmale, auf die mit Legierungszusätzen Einfluss genommen werden kann, sind z.B. die Gießbarkeit, die Korrosionsbeständigkeit und die Schweißeignung. Die Magnesiumlegierung AZ91 (9% Aluminium, 1% Zink) ist die am meisten vertretene Legierung in der heutigen Herstellung von Strukturkomponenten [8 - 11].

Durch Zugabe von u.a. Calcium bzw. Calcium-Oxid kann das Abbrennverhalten von Magnesium beeinflusst werden [12]. Moderne Werkstoffentwicklungen haben mittlerweile neue nicht-brennbare Magnesiumlegierungen hervorgebracht. Sogenannte Eco-Magnesiumlegierungen (engl. Environment Conscious Magnesium), auch umweltbewusstes Magnesium genannt, können ohne toxische Schutzgase bearbeitet werden und Entzünden sich nicht mehr im schmelzflüssigen Bereich. [13 - 15]. Die Entflammbarkeit derartiger Legierungen wurde von verschiedenen Institutionen bereits untersucht und deren Feuerbeständigkeit nach Richtlinien der FAA (Aircraft Materials Fire Test) erfolgreich bestätigt [14, 15]. Die im Forschungsvorhaben zu verwendenden Eco-Magnesiumlegierungen sind kommerziell verfügbar und werden in Deutschland über die Fa. DREI-S-WERK vertrieben. Sie sind nach SAE AS 8049 Rev. C (performance standards for seats in civil-/ transport-/ general aviation-aircraft) spezifiziert und haben die Voraussetzungen für Luftfahrtanwendungen nach TSO C127C (Technical Standard Order: minimum performance standards for specified materials, parts and appliances used on civil aircraft) eingesetzt zu werden. Darüber hinaus erfüllen sie die Anforderungen für Brandschutz in Schienenfahrzeugen (EN 45545-2) und die Richtlinien über das Brennverhalten von Werkstoffen der Innenausstattung bestimmter Kraftfahrzeugklassen (1995 EU Directive 95/28/EC)

[16, 17]. Damit sind wichtige Grundlagen für die Entwicklung neuer Verbundwerkstoffe für Luftfahrtanwendungen auf Basis von Eco-Magnesiumlegierungen gegeben. Die neuen Eco-Magnesiumlegierungen in Verbindung mit einer Kohlenstoffendlosfaserverstärkung sind jedoch bisher unzureichend erforscht, woraus sich ein direkter Forschungs- und Entwicklungsbedarf ableitet. Der Einsatz von Kohlenstofffaserverstärkungen ermöglicht es hierfür völlig neue Eigenschaftsprofile zu erschließen und die mechanischen Eigenschaften signifikant zu steigern, um neue Anwendungsfelder aufzuzeigen.

Neben traditionellen Konstruktionswerkstoffen wie Aluminium oder Stahl werden zunehmend auch hochfeste Verbundwerkstoffe mit metallischer Matrix (*engl.* Metal-Matrix-Composite - MMC) eingesetzt, die in bestimmten Anwendungsfällen ein deutlich höheres Leichtbaupotenzial aufweisen [18]. MMC bieten sehr hohe spezifische Steifigkeiten und Festigkeiten bei hoher thermischer Beständigkeit. Beispielweise erreichen kohlenstofffaserverstärkte Magnesiumverbunde (CF/Mg), dargestellt anhand eines Schliiffbildes in Abbildung 2 a), bei einer Dichte von $1,8 \text{ g/cm}^3$ eine Zugfestigkeit von über 1.000 MPa und einen Elastizitätsmodul von bis zu 149 GPa [5]. Das Diagramm in Abbildung 2 b) zeigt die Eigenschaften der Kohlenstofffaserverstärkung im Vergleich zum Grundwerkstoff, bei dem eine deutliche Steigerung der Zugfestigkeit zu beobachten ist. Gegenüber CF/Mg erreichen herkömmliche Aluminiumgussbauteile mit einer Dichte von ca. $2,7 \text{ g/cm}^3$ eine vergleichsweise geringere Zugfestigkeit von 300 MPa und ein Elastizitätsmodul von 70 GPa [19].

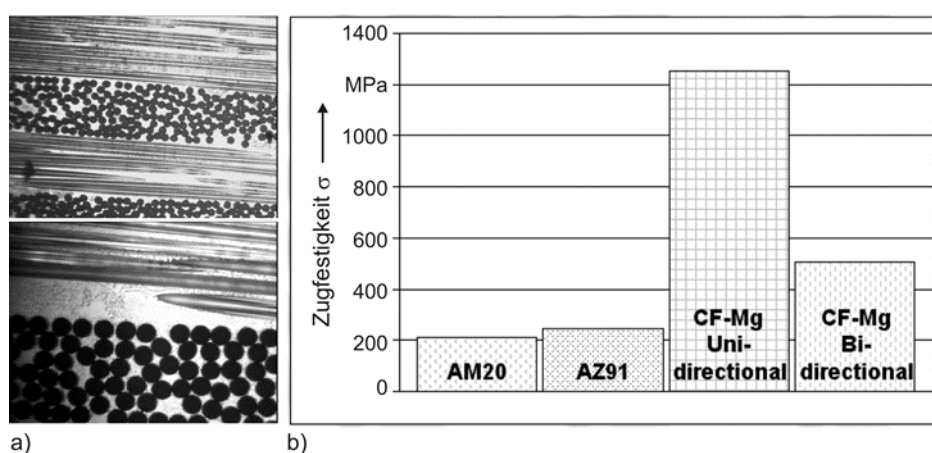


Abbildung 2: a) Mikroskopieaufnahme von bidirektional kohlenstofffaserverstärktem Magnesium, b) Vergleich der Zugfestigkeit unverstärkter und faserverstärkter Magnesiumproben [5]

Darüber hinaus können CF/Mg durch eine hervorragende Wechselfestigkeit für zyklisch beanspruchte Strukturbauteile eingesetzt werden, da sie die dynamischen Eigenschaften des unverstärkten Grundwerkstoffes bis um das Achtfache steigern können [21, 22]. Im Vergleich zu faserverstärkten Kunststoffen oder unverstärkten Leichtmetallen zeigen sie deutliche Vorteile, wie etwa verbesserte Verschleißigenschaften, bessere Recyclingfähigkeit und die Unempfindlichkeit gegenüber Strahlungen [23].

Das gießtechnische Einbetten von Kohlenstofffasern in Leichtmetalllegierungen ist mit Standardverfahren aufgrund der geringen Benetzbarkeit der Fasern mit dem schmelzflüssigen Metall nicht möglich. Aus diesem Grund wird ein modifiziertes Gasdruck-Infiltrations-Verfahren (GDI) angewendet. Hierbei gewährleistet das anfangs angelegte Vakuum in Verbindung mit dem hohen Infiltrationsdruck eine gute Benetzung der Kohlenstofffasern. Der grundlegende Verfahrensablauf ist anhand Abbildung 3 a) schematisch aufgezeigt. Die direkte Verstärkung von Aluminiumlegierungen mit Kohlenstofffasern wurde im Labormaßstab durchgeführt, wobei eine reproduzierbare Eigenschaftsverbesserung bislang nicht realisiert werden konnte [24]. Wesentliche Ursache dafür ist die Bildung von Aluminiumcarbiden im Faser-Matrix-Grenzbe- reich, welche als Rissinitiierungsstellen die Festigkeit des Verbunds verringern. Die Herstel- lung von kohlenstofffaserverstärktem Magnesium wurde im Bereich der Prototypen- bzw. Kleinstserienfertigung bereits erfolgreich umgesetzt (vgl. Abbildung 3 b) und es konnte ein enormes Leichtbaupotential bei sehr hoher mechanischer Beanspruchbarkeit nachgewiesen werden [25].

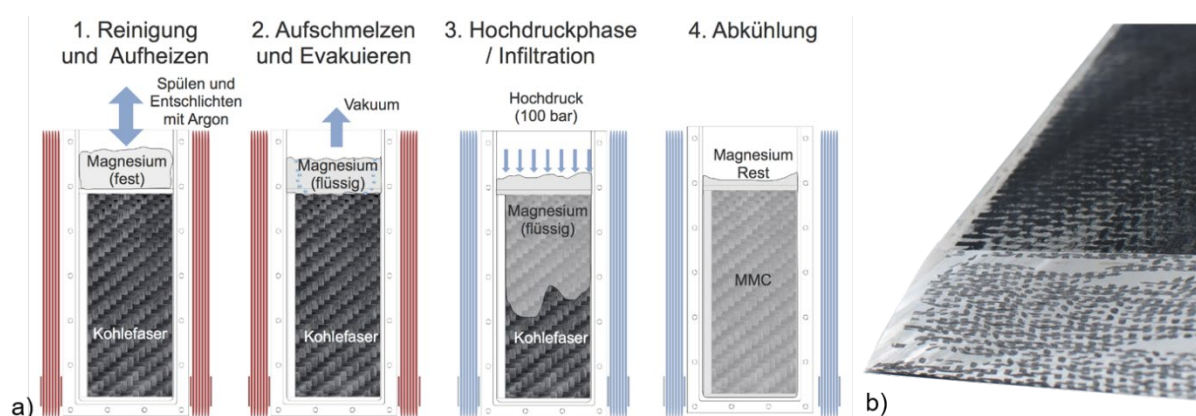


Abbildung 3: Schematischer Ablauf des Gas-Druck-Infiltrationsverfahrens am ILK

Das Thermische Spritzen ist nach DIN EN 657 ein Verfahren, bei dem sogenannte Spritzzusätze bis zum plastischen oder geschmolzenen Zustand aufgeheizt und dann auf eine vorbereitete Werkstückoberfläche (Substrat) geschleudert werden [26]. Das Thermische Spritzen umfasst dabei eine Gruppe von verschiedenen Verfahren, um hochgradig angepasste Oberflächenschutzsysteme zum Verschleiß- und Korrosionsschutz aufzubringen, aber auch zum Auftrag von Wärmedämmschichten oder von biokompatiblen Schichten. Die Verfahren sind sehr flexibel einsetzbar, was sowohl die Substrate als auch die möglichen Schichtzusammensetzungen betrifft. So können sowohl metallische, keramische oder kunststoffbasierte Schichten aufgebracht werden als auch Mischungen aus diesen. Aufgrund der Vielseitigkeit der thermischen Spritzverfahren werden diese branchenübergreifend eingesetzt [27].

In Abbildung 4 sind verschiedene Verfahren sowie ihre Einsatzbereiche gezeigt. Alle Verfahren führen dem Spritzzusatz, der z.B. in Pulverform oder als Draht vorliegen kann, sowohl thermische als auch kinetische Energie zu. Die dadurch erhitzten und beschleunigten Partikel treffen auf die zu beschichtende Oberfläche, werden abgeflacht und verklammern sich an dieser. Die

Abkühl- und Erstarrungsprozesse verlaufen fast instantan ab (10^{-4} s – 10^{-8} s), sodass zum einen metastabile Phasen gebildet werden können und zum anderen die nachfolgenden Partikel auf die bereits verklammert und erstarrten Partikel treffen und es so zu einer sukzessiven, lamellaren Schichtbildung kommt.

Die Schichtdicken liegen meist im Bereich von 50 bis 400 μm , selten bis zu mehreren Millimetern und führen in der Regel zu keiner Gefügeveränderung im Substrat [27]. Im Fokus des geplanten Forschungsvorhabens stehen die am häufigsten angewandten Verfahren, das Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF – High Velocity Oxy Fuel Flame Spraying) sowie das atmosphärische Plasmaspritzen (APS – Atmospheric Plasma Spray). Wie in Abbildung 4 dargestellt, zeichnet sich das HVOF-Verfahren durch verhältnismäßig geringe Partikeltemperaturen und hohe Geschwindigkeiten aus.

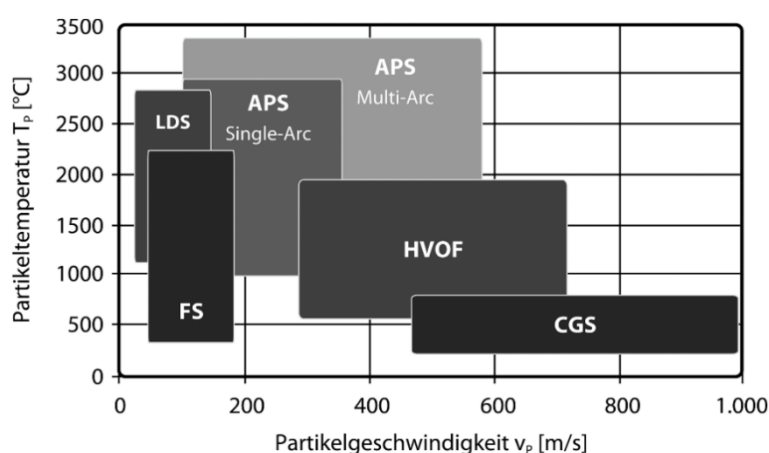


Abbildung 4: Einteilung verschiedener Spritzverfahren nach kinetischer und thermischer Energie. FS - Flammspritzen; LDS - Lichtbogendrahtspritzen; APS - Atmosphärisches Plasmaspritzen; HVOF - Hochgeschwindigkeitsflammspritzen; CGS - Kaltgasspritzen [27]

In Abbildung 5 ist der Aufbau einer HVOF-Spritzanlage schematisch dargestellt. Das Pulver wird mit einem inerten Trägergas axial in die offene Brennkammer eingespritzt. In dieser wird Sauerstoff mit einem Brennstoff (z.B. Kerosin) verbrannt. Die thermische Energie dieser Verbrennung wird in einer Lavaldüse in kinetische Energie umgesetzt, wobei Überschallgeschwindigkeiten erreicht werden und die effektive Partikelgeschwindigkeit im Bereich von 300 m/s bis 700 m/s liegt. Die Prozesstemperaturen liegen im Bereich von 2.700 bis 3.000 $^{\circ}\text{C}$, wobei die maximalen Partikeltemperaturen deutlich geringer sind und stark von der Größe, Dichte und der umgebenden Strömung abhängen. Aufgrund der verhältnismäßig geringen Temperatur und der hohen Geschwindigkeit eignet sich das Verfahren vor allem zum Spritzen von Werkstoffen die bei hohen Temperaturen zur Oxidation oder zur Zersetzung neigen. Die aufgebrachtten Schichten zeichnen sich durch gute Haftfestigkeiten, geringe Porosität und hohe Dichte aus [27, 28].

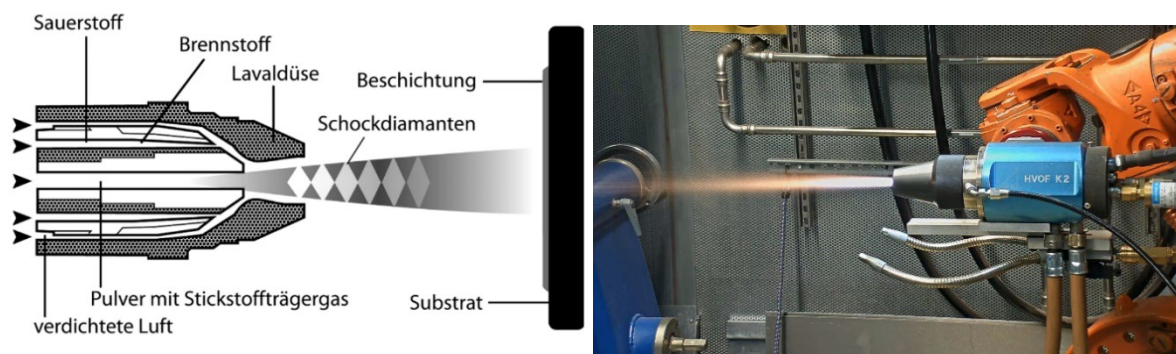


Abbildung 5: Links: Schematischer Aufbau eines HVOF-Brenners [27], Rechts: ein HVOF-Brenner, die dem ifWW der TU Dresden zur Verfügung steht

Das APS-Verfahren weist im Vergleich zum HVOF-Verfahren deutlich geringere Partikelgeschwindigkeiten auf, dafür sind die erforderlichen Prozesstemperaturen deutlich höher und können bis zu 20.000 °C erreichen. In Abbildung 6 zeigt den Aufbau eines Plasmagenerators.

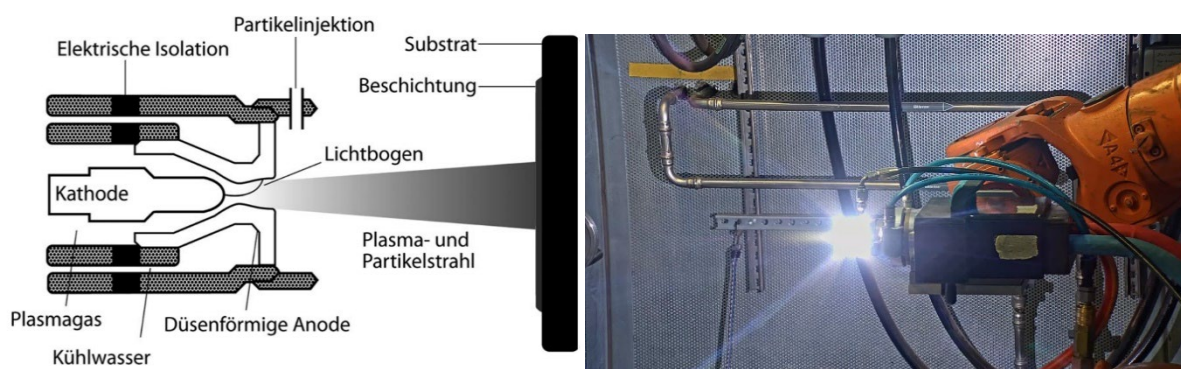


Abbildung 6: Links: Schematischer Aufbau einer Plasmaspritzpistole (APS) [27], Rechts: Beispiel einer „Ein Anode - Ein Kathode“ Plasmaspritzpistole, die dem ifWW der TU Dresden zur Verfügung steht

Das Plasmagas, beispielsweise Argon, Helium oder Wasserstoff, strömt an zwei Elektroden vorbei, an denen es durch hohe elektrische Leistung von 20 bis 200 kW zu Lichtbogenentladungen kommt. Dadurch wird das Plasmagas ionisiert und damit in positiv geladene Ionen und Elektronen getrennt. Hinter dem Lichtbogen kommt es zur Rekombination der Elektronen und Ionen und dabei zur explosionsartigen Expansion des Gases durch die Düse. Die elektrische Energie wird so in thermische und kinetische Energie des Plasmagasstrahls umgewandelt. Der zugeführte Spritzzusatz wird hinter der Düse mit einem inerten Trägergas radial zugeführt. Die Partikel erreichen so Geschwindigkeiten von 100 bis 400 m/s bei Partikeltemperaturen bis zu 3.000 °C. Schichten, die mit dem APS-Verfahren hergestellt wurden, weisen relativ viele Poren auf und enthalten viele Oxide [27].

Das Thermische Spritzen wurde hauptsächlich als Lösungskonzept entwickelt, um kosteneffiziente und großflächige Verschleiß- bzw. Korrosionsschutzschichten auf Komponenten und Bauteile aufzubringen. Korrosionsschutz (inklusive Tribo-Korrosion) ist gegenwärtig ein wesentliches Einsatzgebiet für thermisch gespritzte Schichten. Welches Verfahren dabei benutzt wird ist stark abhängig von den zu erwarteten Schichteigenschaften und Prozesskosten und war unter anderem Untersuchungsgegenstand in diesem Vorhaben.

5 WISSENSCHAFTLICH-TECHNISCHE ERGEBNISSE

Im Folgenden sind die wichtigsten Arbeitsergebnisse zusammenfassend aufgeführt:

- Es wurde ein Anforderungskatalog für den Prozess und den Demonstrator erarbeitet.
- Es konnten die Werkstoffkennwerte des MMC-Eco Mg AZ91 ermittelt und den Standardmagnesium MMC Mg AZ91 gegenübergestellt werden.
- Es wurden die Effekte der Grenzflächenreaktionen mit Faser-Matrix-Interaktion aufgezeigt und die Erkenntnisse zum Werkstoffversagen unter Last beschrieben.
- Es wurden umfassende Analysen zu Verarbeitungsmöglichkeiten des neuen Eco-Mg im GDI-Verfahren abgeleitet. Hierzu ist eine Versuchsmatrix mit 16 verschiedenen Kombinationen zum Verhalten der Trennschichten untersucht worden.
- Weiterhin sind drei verschiedene Grundwerkstoffe in Kombination mit drei verschiedenen Beschichtungstechniken validiert worden, um die Prozessierbarkeit des neuen Werkstoffsystems zu ermöglichen.
- Es konnte ein vereinfachtes numerisches Modell zu Materialverhalten anhand der gewonnenen Ergebnisse erstellt werden.
- Es wurde die Möglichkeit des thermischen Spritzens auf Magnesium für verschiedene Schichtwerkstoffe und verschiedene thermische Spritzverfahren umfangreich untersucht und nachgewiesen.
- Es wurden Kennwerte zur Schichtausprägung, Schichteigenschaften und Schichtanbindung ermittelt.
- Es wurde ein Schichtdickenmessgerät zur Online-Schichtdickenmessung erarbeitet und konstruiert.
- Es ist die Auswahl, Ableitung, das Design und Feinkonstruktion eines generischen Demonstrators am Beispiel eines Armlehnenhebels für Passagierflugzeugsitze im Kabineninterieur erfolgt.
- Es wurde ein Prüfaufbau und eine Versuchsdurchführung für die Biegeprüfung mit Verformungsmessung für den Demonstrator erarbeitet.
- Es wurde eine vereinfachte Berechnung des Demonstrators durchgeführt.
- Es wurde eine vereinfachte Industriennahe Prozesskette für den verknüpften Prozess abgeleitet.
- Es wurden umfangreiche Untersuchungen zu Prozessanpassungen für ECO-Mg durchgeführt, mit dem Ziel gleichbleibende und qualitativ hochwertige Verbundstrukturen zu ermöglichen; hier bestehen noch weitere Forschungsbedarfe.

Eine detaillierte Ergebnisdarstellung mit weiterführenden Erläuterungen ist in den folgenden Kapiteln dargestellt.

5.1 Ergebnisse aus HAP1: Anforderungsdefinition

Im Rahmen von AP1 haben sich die Projektpartner mit der Erarbeitung und Festlegung von Prozess- und Produktanforderungen befasst. Hierbei wurden u.a. wichtige geometrische Aspekte einer generischen, beschichteten Demonstratorstruktur aus Kohlenstofffaserverstärktem Magnesium (CF/Mg) sowie Prozessrandbedingungen analysiert und mögliche Abmessungen bzw. Fertigungsrestriktionen abgeleitet. Die zu erfüllenden Eigenschaften hinsichtlich Geometrie, Belastungen, von außen einwirkenden Einflüssen, Kräften und Momenten, dem Einsatzumfeld sowie Fertigung und Kosten wurden in einem mehrseitiger Anforderungskatalog festgehalten (Abbildung 7). Mit Bereitstellung des Anforderungskatalogs konnte der erste Projektmeilenstein MS1 erfolgreich bestätigt werden.

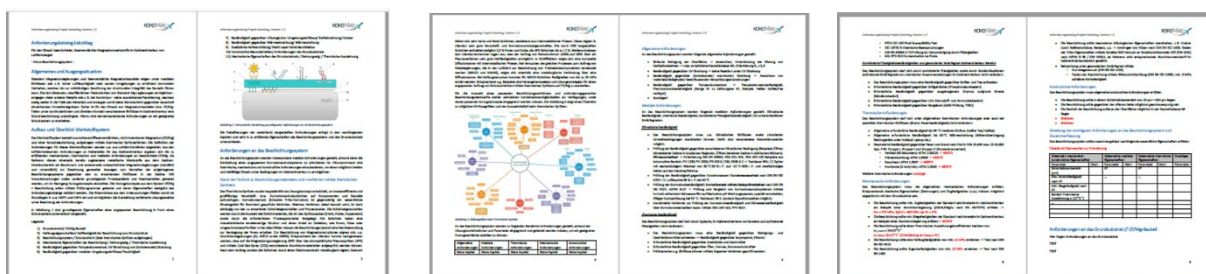


Abbildung 7: Auszug aus dem Anforderungskatalog

Im Ergebnis sind die wesentlichen Anforderungen der generischen, beschichteten CF/Mg-Struktur im folgenden Schaubild (Abbildung 8) schematisch zusammengefasst.

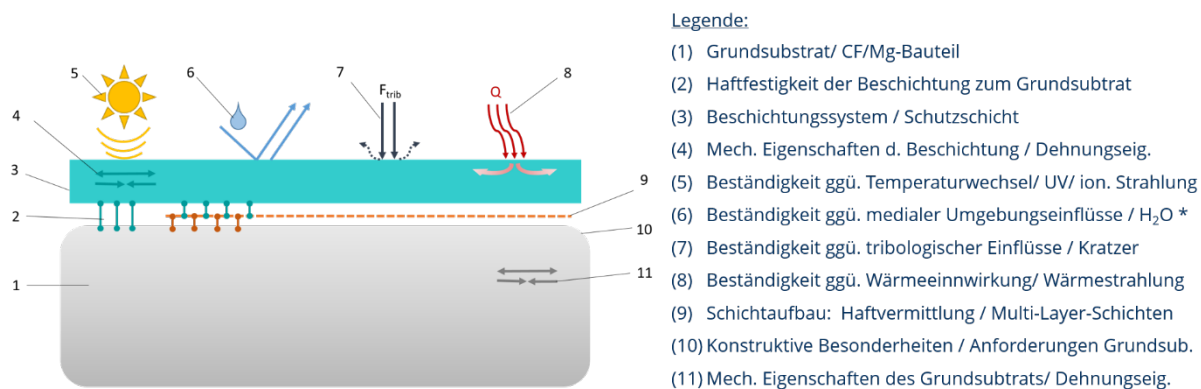


Abbildung 8: Schematische Übersicht der Anforderungen und Eigenschaften an eine generische, beschichtete CF/Mg-Struktur für Luftfahrtanwendungen

Für die methodische Projektbearbeitung wurde die gezielte Priorisierung zur Untersuchung von Anforderungen an das Gesamtsystem vorgenommen. Im Fokus befanden sich dabei:

- die grundlegende Ermittlung der Eigenschaften des CF/Mg auf Basis von ECO-Magnesium (fortlaufend mit MMC ECO-Mg AZ91 bezeichnet),
- die Beschichtungsentwicklung und Analyse der Haftfestigkeit der Beschichtung und Interaktion der Beschichtung mit dem Grundsubstrat (Interface-Eigenschaften und Grenzschicht-Effekte),

- die Untersuchung von medialen Einflüssen und Beständigkeit des Gesamtsystems am Beispiel von Korrosionsuntersuchungen und Tribologie-Analysen und
- die Bewertung des Fertigungsprozesses und der Aufbau einer Prozesskette für eine generische Struktur am Beispiel eines Kabinen-Interieurteils.

Das TUD-ILK hat die Erarbeitung der Werkstoffanforderungen für Leichtbauteile des Kabineninterieurs ziviler Luftfahrzeuge durchgeführt. Mithilfe von Recherchen über geltende Normen und Luftfahrtstandards sowie den Austausch mit Partnern wie z. B. *Airbus/Abteilung Surface and Interior-Technology* wurden zunächst folgende Anforderungen und Prüfbedingungen für Werkstoffe im Kabineninterieur zusammengefasst:

Mechanische Anforderungen

- Ermittlung der Spannungs-Dehnungs-Eigenschaften mittels 3-Punkt-Biegung in 0°-Richtung: DIN EN 2562
- Ermittlung des bruchmechanischen Verhaltens zur Bewertung der Bruchzähigkeit anhand der Rissausbreitungsenergie (auch für Verbundstrukturen):
 - Double-Cantilever-Beam-Probe (DCB), Spaltversuch (0°): ISO 15024
 - End-Notched-Flexure-Probe (ENF), Biegeprobe: DIN EN 2562
- Ermittlung der erforderlichen Steifigkeiten und Festigkeiten für eine numerische Berechnung von Verbundstrukturen (ANSYS):
 - Zugversuch (0°): ASTM D 3552
 - Zugversuch (90°): ASTM D 3552
 - Druckversuch (0°): ASTM D 3410
 - Druckversuch (90°): ASTM D 3410
 - Schubversuch (0°): ASTM D 5379

Thermische Anforderungen

Erforderliche Brandeigenschaften und Hitzebeständigkeit von Interieur-Teilen:

- Brandeigenschaften nach Gruppe I bei CS 25.853:
 - Vertikal (Bunsenbrenner-Test, 60 Sekunden): AITM 2.0002A
 - Hitzeabstrahlung: AITM 2.0006
 - Rauchtest: AITM 2.0007
- Brandeigenschaften nach Gruppe II bei CS 25.853:
 - Test wie bei Gruppe I
- Brandeigenschaften nach Gruppe V bei CS 25.853:
 - Horizontal (4 inch/min): AITM 2.0003

Mediale Anforderungen

Erforderliche Korrosionseigenschaften unter medialen Einflüssen von Interieur-Teilen:

- Nutzung des Salzsprühnebeltests zur Abschätzung der allgemeinen Korrosionsneigung: DIN EN ISO 9227
- Testen besonderer Einsatzszenarien:

- Klimawechseltest
- Einfluss von Flüssigkeiten / Getränken / Softdrinks (Phosphorsäure-basiert)
- Einfluss durch Emesis ausgetragenen Chymus (Salzsäure-basiert)

Entsprechend der o. g. Anforderungen wurden zunächst eine Anzahl von 5 Prüfkörpern je Test festgelegt, um grundlegende Eigenschaften im HAP2 überprüfen zu können. Die grundlegenden Anforderungen wurden im AP1.1 erarbeitet, stehen aber in direktem Zusammenhang mit den Folgearbeitspaketen AP1.2 und AP1.3. und erforderten dadurch einen iterativen Aufbau zur Ermittlung der gewünschten Erkenntnisse. Mithilfe erster Feldversuche wurden erste Beschichtungstests an Musterbauteilen aus unverstärkten Standard-Mg-Legierungen sowie an herausgelösten Teilstücken von Graphitkokillen durchgeführt, um das Verhalten von Probekörperdimensionen und -beschaffenheiten für Folgeuntersuchungen zu evaluieren. Für die Tests wurde zunächst eine Minimalprobengröße in Plattenform von 30x30x2 [mm] abgeleitet.

Weiterhin wurden notwendige Vorbetrachtungen hinsichtlich anzupassender Prozessabläufe für die Herstellung der CF/Mg-Verbundstrukturen aus Eco-Mg-Legierungen im Gas-Druck-Infiltrationsverfahren durchgeführt. Dies beinhaltete Definition und Aufrüstung spezieller, neuer Maschinenteile (Ventile, Isolierungen, Dichtungen, Sensoren) des Gas-Druck-Sinterofens hinsichtlich sensibler Prozessführungen mit dem zu untersuchenden Legierungssystem. Aus der bisherigen Prozessbewertung entstand die Notwendigkeit für die Entwicklung eines neuen Mehrfach-Kaskaden-Kokillendesigns (bisher Einzelkokillen), mit dem eine effizientere Fertigung der Probekörper ermöglicht wird.

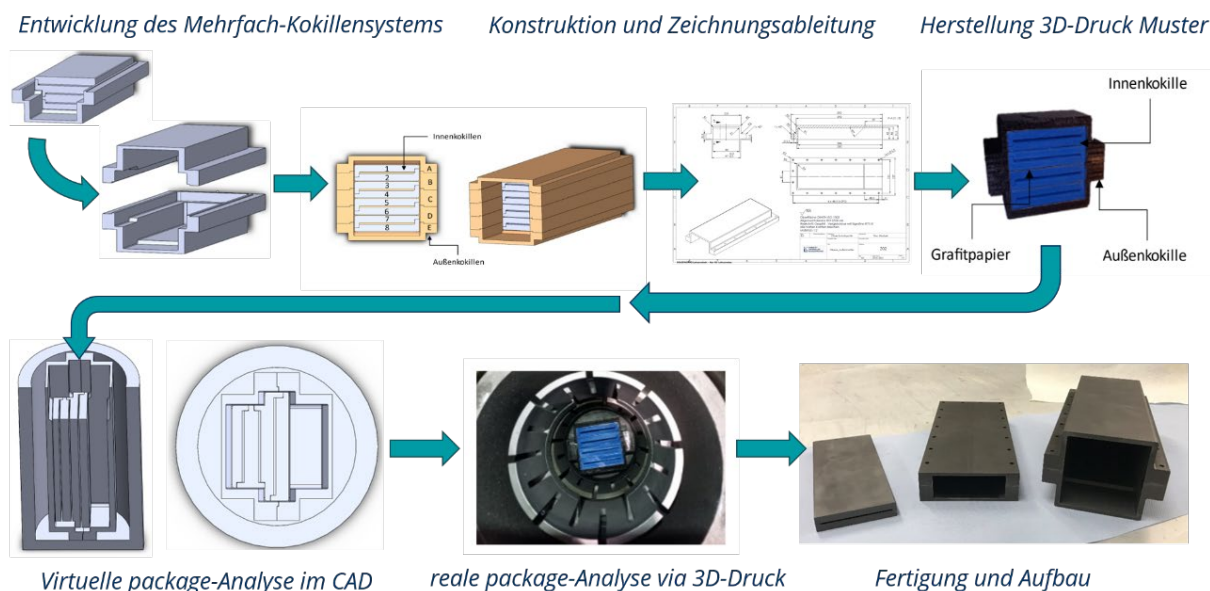


Abbildung 9: Entwicklungsprozess für ein neues Mehrfach-Kokillensystem zur effizienteren Fertigung von MMC Eco-Mg-Strukturen

Die Konstruktion, die Ableitung der technischen Zeichnungen und ein Proof-of-Concept anhand 3D-gedruckter Modellteile konnten als notwendige Vorarbeiten für AP2.1 und AP2.2 fertiggestellt werden und die Anfertigung eines neuen Kokillensystems in Graphit erfolgen (Abbildung 9).

Weiterhin wurde eine konzeptionelle Bauteilanalyse eines exemplarischen Interieur-Bauteils für die Fertigung von CF/Mg-Verbundwerkstoffen aus Eco-Mg-Legierungen durchgeführt. Anhand einer Bewertungsmatrix wurden ausgewählte Kabinen-Interieur-Komponenten gegenübergestellt. Dabei wurde ein *Armlehnenhebel eines Flugzeugsitzes*, eine *Klapptisch-Befestigung* und ein *Verriegelungshebel aus der Bordküche* hinsichtlich Herstellbarkeit (Komplexität und Minimalradien) sowie Bauraum und Strukturgröße zur potenziellen Überführung in eine CF/Mg-Verbundstruktur bewertet (Abbildung 10).



Abbildung 10: Erarbeitung und Ableitung möglicher generischer Demonstratoren am Beispiel von Kabineninterieur-Komponenten

Aufgrund der Menge der vorhandenen Bauteile in einem zivilen Flugzeug, der Ableitung einer geraden, vereinfachten generischen Form und in Bezug auf Fertigungsmöglichkeit inklusive Koststruktur hat sich der Armlehnenhebel für das Projektteam als geeignetste Struktur erwiesen. Als Vorzugsbauteil wurde daraufhin eine an den Armlehnenhebel angelehnte Demonstratorstruktur abgeleitet und für die weiteren Untersuchungen und Analysen in HAP4 festgelegt. Daran orientierend wurde eine erste angepasste Form für ein beschichtetes CF/Eco-Mg-Verbundbauteil mittels CAD erarbeitet.

5.2 Ergebnisse aus HAP2: Materialuntersuchung zu CF/Mg

Eine zentrale Aufgabe war die Untersuchung der Basismaterialien, die später als Substratträger für den Beschichtungsprozess dienen. Hierzu wurden vergleichende Analysen eines Referenzmagnesiums der Legierung AZ91 dem neuen Eco-Magnesium AZ91D (ECO-Mg AZ91) gegenübergestellt. Beide Legierungen wurden auf Couponebene mit und ohne Kohlenstofffaserverstärkung verschiedenen Materialuntersuchungen unterzogen.

Untersuchungen zu grundlegenden Materialeigenschaften von Standard- und ECO-Magnesiumlegierungen in Verbindung mit Kohlenstofffasern

Zu Beginn der Untersuchung wurden Materialanalysen am ECO-Mg AZ91 durchgeführt und das Gefüge und die mikrostrukturelle Zusammensetzung mit Elementverteilung überprüft. Hierfür wurden geeignete Probekörper aus den Gussmasseln extrahiert und für verschiedene Tests entsprechend Abbildung 11 vorbereitet, links im Bild ist der Zuschnitt aus den Masseln zu sehen, mittig die Aufteilung der Probekörper und rechts die Abmessungen der Scheiben. Die extrahierten Probekörper wurden weiterhin in HAP3 zur Entwicklung thermisch gespritzter Schichten auf Magnesium genutzt.

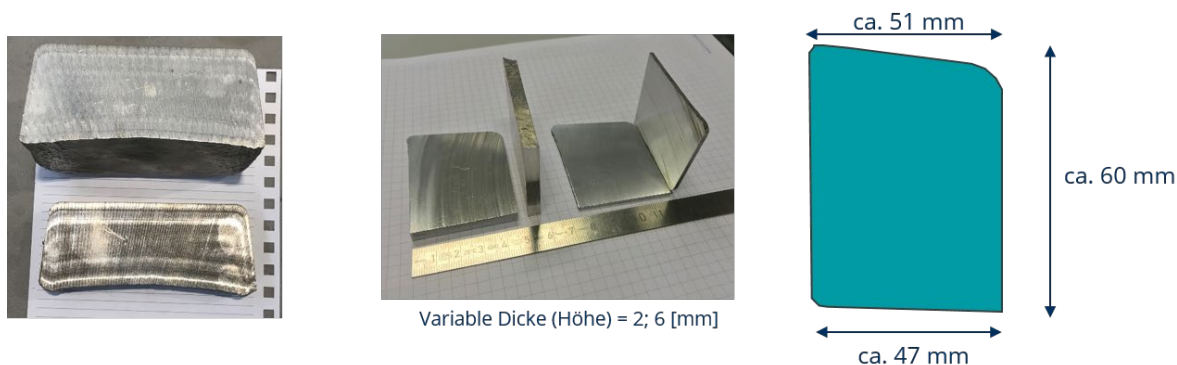


Abbildung 11: Versuchsvorbereitung und Probekörperentnahme für Gefügeuntersuchungen am ECO-Mg AZ91

Die durchgeführte Elementanalyse (EDX) mittels Rasterelektronenmikroskop hat gezeigt, dass sich vergleichend zum Standardmagnesium AZ91 im ECO-Mg AZ91D ein deutlich höherer Wert an Calcium feststellen lässt. Das Calcium erzielt die charakteristischen Eigenschaften und beeinflusst die Korrosionsneigung des ECO-Mg sowie die Verarbeitungsmerkmale wie z.B. die Klebneigung. Der Peak bei Calcium (Ca) ist in der Elementanalyse in Abbildung 12 rechts deutlich erkennbar.

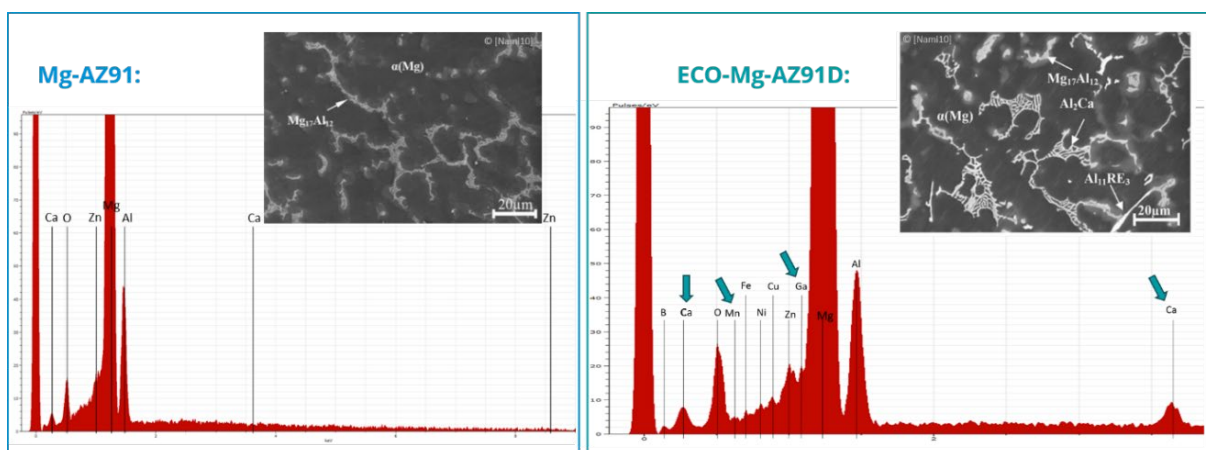


Abbildung 12: Elementanalyse mittels EDX am Standard Mg-AZ91 (links) und am ECO-Mg AZ91D (rechts) mit Calciumeinlagerungen

Lichtmikroskopische Untersuchungen der Legierungsgefüge der am ILK vorhandenen Charge des ECO-Mg AZ91 haben eine für Calcium typische eutektische Phase gezeigt. In Abbildung 13 links ist eine Übersicht des Gefüges der ECO-Mg AZ91 zu sehen und rechts ein vergrößerter Ausschnitt des Ca-Eutektikums. Die Bilder wurden als Referenzmessungen von der Neue Materialien Fürth GmbH (NMF) zur Verfügung gestellt.

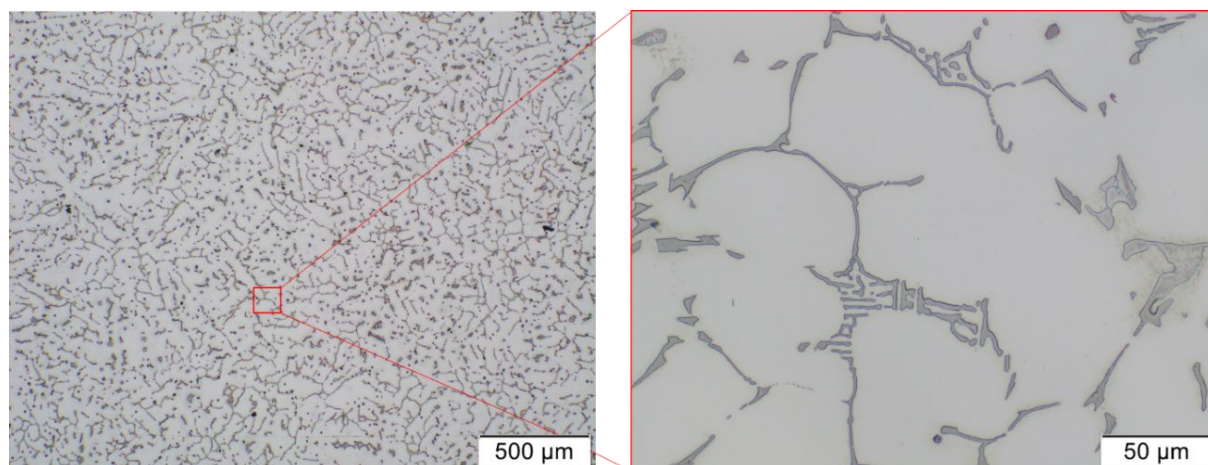


Abbildung 13: Gefügeuntersuchungen am ECO-Mg AZ91 mit Referenzmessungen durchgeführt von der NMF

Mit einer weiterführenden Analyse mittels Funkenspektrometrie konnten die EDX-Messungen nochmals bestätigt und der Calcium-Anteil exakt ermittelt werden. Die anteiligen Elemente der ECO-Mg AZ91 Legierung betragen: 8,4 % Al, 0,9 % Zn, 0,25 % Mn und 1,4 % Ca. Die verwendete Legierung zeigt damit einen mittleren bis erhöhten Calciumanteil und die sonst typische Verteilung einer AZ91-Legierung. Sonstige Schadelemente wie Fe, Ni und Cu sind im Promillebereich vertreten, was auf eine vergleichsweise hohe Güte der Legierung deutet.

Darauf aufbauend wurden grundlegende Materialeigenschaften der MMC-Verbunde experimentell ermittelt. Dazu wurden Probekörper aus einem Kohlenstofffasergewebe mit zwei verschiedenen Magnesiumlegierungen mittels Gasdruckinfiltrationsverfahren hergestellt. Zur Untersuchung sind zunächst Probelplatten mit Hilfe eines Kokillensystems aus Graphit mit den Abmessungen 75 x 220 x 2 mm gefertigt worden. Entsprechend der geforderten Norm wurden Probekörper zugeschnitten, präpariert sowie hinsichtlich ihres Materialverhaltens bei Zug-, Druck-, Schub- und Biegebeanspruchung geprüft. Die Ergebnisse der Zugprüfung nach DIN EN ISO 527-4 sind in Tabelle 1 und Abbildung 14 dargestellt.

Tabelle 1: Vergleich der Kennwerte von MMC AZ91 mit MMC ECO-Mg AZ91D beim Zugversuch

Probenbezeichnung	E-Modul in GPa	Bruchspannung σ_{zB} in MPa	Standardabweichung s in MPa
MMC-AZ91-8L	83,6	407,4	44,3
MMC-ECO-8L	70,4	85,7	13,3
Mg-AZ91	42,5	132,7	1,36

Auffällig ist der große Bruchspannungsunterschied von MMC AZ91 und MMC ECO-AZ91. Der Mittelwert von MMC AZ91 ist mit 407,4 MPa um den Faktor 4,75 höher als die ermittelten Kennwerte bei MMC ECO-Mg AZ91 mit 85,7 MPa. Die Bruchspannungen von MMC ECO-AZ91 liegen damit unterhalb der Festigkeit der reinen Magnesiumlegierung AZ91. Auch der ermittelte E-Modul von MMC ECO-Mg AZ91 liegt mit 70,4 GPa um 16 % niedriger als bei MMC AZ91 mit 83,6 GPa. Zum direkten Vergleich wurden die Spannungen von AZ91 Magnesium-

proben-Referenz aus Voruntersuchungen herangezogen. Die vergleichsweise geringen Kennwerte des MMC ECO-Mg AZ91 lassen zunächst eine Schwächung der gesamten Faserverbundstruktur infolge einer erhöhte Faser-Matrix-Reaktion mit Carbiddbildung und entsprechenden Degradationserscheinungen an den Fasern vermuten. Die Ursachen der stark unterschiedlichen Kennwerte werden im nachstehenden Kapitel „*Untersuchungen zur Materialinteraktion zwischen Faser und Matrix ...*“ genauer diskutiert.

Neben Zugversuchen wurden auch Druckversuche in Anlehnung an DIN EN ISO 14126 durchgeführt. Die Ergebnisse der im Druckversuch ermittelten Spannung und des E-Moduls sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Vergleich der Kennwerte von MMC AZ91 und MMC ECO-Mg AZ91 beim Druckversuch

Probenbezeichnung	E-Modul in GPa	Bruchspannung σ_{DB} in MPa	Standardabweichung s in MPa
MMC-AZ91-8L	69,1	286,8	25,9
MMC-ECO-8L	60,2	462,4	32,7

Im Vergleich zu den Zugversuchen zeigt sich bei Druckbeanspruchung ein gegensätzliches Verhalten. Für MMC ECO-AZ91 wurde mit 462,4 MPa eine um 61 % höhere Druckspannung gemessen als bei MMC-AZ91. Unter Druckbelastung wird die Kraft maßgeblich über das Matrixmaterial abgefangen. Dabei kommen die verbesserten Eigenschaften der höherwertigen Mg ECO-AZ91-Legierung zum Tragen. Das Elastizitätsmodul zeigt bei beiden Werkstoffen geringere Differenzen. MMC AZ91 hat einen E-Modul von 69,1 GPa, die Proben aus MMC ECO-Mg AZ91 weisen Werte von 60,2 GPa auf. Die ermittelten Bruchspannungen sind in Abbildung 14 gegenübergestellt.

Weiterhin wurden Schubversuche in Anlehnung an die DIN EN ISO 14129 durchgeführt, deren ermittelte Kennwerte in Tabelle 3 aufgeführt sind.

Tabelle 3: Vergleich der Kennwerte von MMC AZ91 und MMC ECO-AZ91 beim Schubversuch

Probenbezeichnung	G-Modul in GPa	Bruchspannung τ_{12M} in MPa	Standardabweichung s in MPa
MMC-AZ91-8L	5,5	80,5	11,9
MMC-ECO-8L	8,3	48,0	3,3

Die Probekörper von MMC ECO-AZ91 zeigen mit einer mittleren Schubspannung von 48 MPa nur etwas mehr als die Hälfte der 80,5 MPa Bruchspannung der Proben aus MMC AZ91. Bei der Ermittlung des E-Moduls aus MMC ECO-AZ91 erreichte nur eine Probe die in der Norm vorgeschriebene Dehnung von 0,5 %, um damit zuverlässig das Schubmodul berechnen zu können und für spätere Folgeberechnungen in der numerischen Auslegung Werte heranzuziehen. Somit kann der Schubmodul von 8,3 GPa nur als grober Anhaltspunkt betrachtet werden. Weitere Probekörper des MMC ECO-AZ91 zeigten bereits bei einer Dehnung von 0,35 % ein vorzeitiges Materialversagen. Für die Schubproben aus MMC AZ91 zeigt sich somit ein

geringer Schubmodul von 5,5 GPa. Die Mittelwerte und Standardabweichungen der Bruchspannung der MMC-Verbunde sind in Abbildung 14 dargestellt.

Darüber hinaus wurden Biegeprüfungen nach DIN EN ISO 14125 durchgeführt. Die Ergebnisse der Verbunde MMC AZ91 und MMC ECO-Mg AZ91 sind in Tabelle 4 gegenübergestellt.

Tabelle 4: Vergleich der Kennwerte von MMC mit AZ91 und ECO-Mg AZ91 als Matrixmaterial beim Biegeversuch

Probenbezeichnung	E-Modul in GPa	Bruchspannung σ_{BB} in MPa	Standardabweichung s in MPa
MMC-AZ91-8L	51,3	443	23,8
MMC-ECO-8L	48,7	155	11,5

Für die Bruchspannung der Probekörper aus MMC AZ91 wurde ein Mittelwert von 443 MPa gemessen. Damit liegen die Werte um den Faktor 2,86 höher als bei den Proben aus MMC ECO-Mg AZ91, welche eine Biegefestigkeit von 155 MPa aufweisen. Der Unterschied im Biegemodul zwischen beiden Proben fällt gering aus. So wurde bei MMC AZ91 ein Modul von 51,3 GPa ermittelt. Die anderen Probekörper von MMC ECO-Mg AZ91 ergaben einen um 5,1 % geringeren Biegemodul von 48,7 GPa. Auch hier werden erhöhte Faser-Matrix-Grenzflächenreaktionen vermutet, die die Verbundeigenschaften des MMC ECO-Mg AZ91 reduzieren. Eine Übersicht zu den Spannungen wird in Abbildung 14 gegeben.

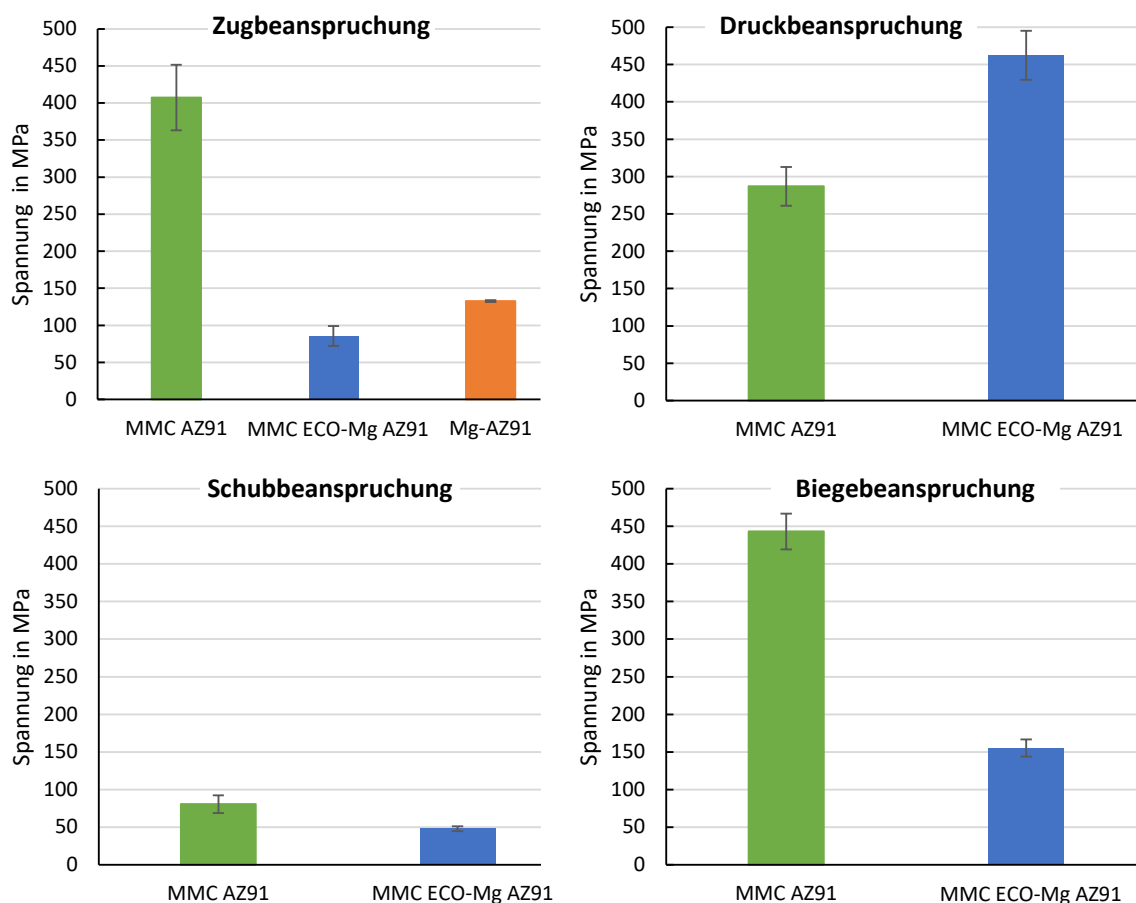


Abbildung 14: Im Zugversuch experimentell ermittelte Bruchspannung mit Standardabweichung von MMC AZ91, MMC ECO-AZ91 und unverstärktem Magnesium AZ91

Um die geforderte Zugfestigkeit von mindestens 500 MPa zu erzielen, wurde eine weitere Optimierungsschleife durchgeführt. Dazu wurde die Anzahl der Textilverstärkung um zwei Gewebelagen erhöht (10 statt bisher 8 Gewebelagen), wodurch die gemittelte Zugfestigkeit des Verbunds nach der Infiltration mit herkömmlichen AZ91 auf 526 MPa gesteigert werden konnte. Damit wurden die angestrebten Werkstoffeigenschaften von 500 MPa für die MMC-Zugproben übertroffen. Anhand der nachfolgenden Abbildung 15 wird der Vergleich zwischen den Probekörpern mit 8 und 10 Lagen verdeutlicht.

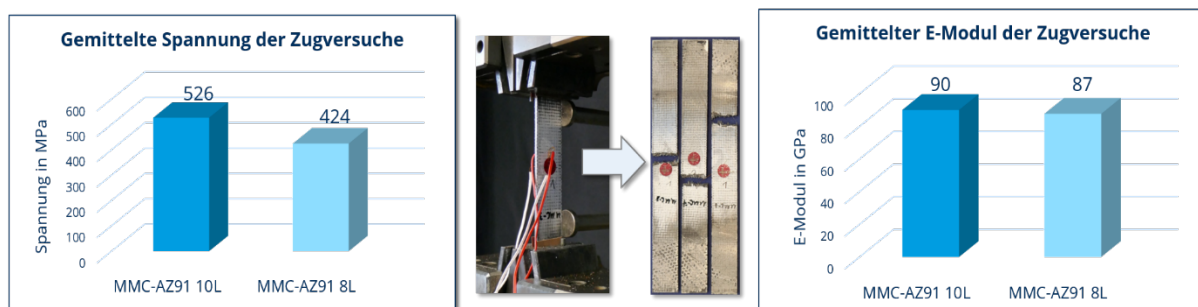


Abbildung 15: Darstellung gemittelter Zugspannungen (links) und E-Module (rechts) für verschiedene MMC und zugehöriger Prüfaufbau mit Versagensbild (mittig)

Der Vergleich zeigt, dass gegenüber den Zugfestigkeiten mit 8 Lagen bei 10 Gewebelagen eine Festigkeitssteigerung von 24 % erreicht wurde. Der Elastizitätsmodul hat sich dagegen nur unwesentlich von 87 GPa auf 90 GPa gesteigert. Zusätzlich konnte durch die Verwendung von sogenannten Aufleimern bei der Probekörperpräparation das Prüfverfahren verbessert werden. Damit konnte eine Unterschätzung der Werkstoffeigenschaften durch vorzeitiges bzw. unzulässiges Versagen der Probekörper vermieden werden, weil dadurch einer potenziellen Spannungsüberhöhung am Übergang zwischen Einspann- und Messbereich vorgebeugt wird. Weiterhin konnten im Vergleich der MMC unterschiedlicher Legierungen für das weiterhin zu untersuchende ECO-Magnesium vielversprechende Eigenschaften unter Druckbelastung erzielt werden. Die gemittelten Druckfestigkeiten der verschiedenen Verbundstrukturen sind in Abbildung 16 dargestellt. Hierbei zeigt sich für MMC aus Eco-Mg gegenüber dem Standard Magnesium ein deutlich höheres Druckversagen mit einer Differenz 175 MPa. Höherwertigere Legierungselemente lassen auf ein besseres Druckversagen schließen.

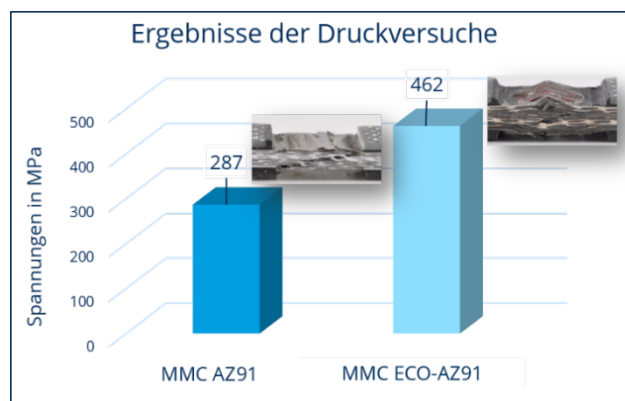


Abbildung 16: Darstellung gemittelter Druckspannungen von MMC-Strukturen aus Standard AZ91 und ECO-AZ91

Untersuchungen zur Materialinteraktion zwischen Faser und Matrix sowie Kennwertermittlung für die numerische Analyse des Werkstoffverhaltens

Aufgrund der großen Unterschiede zwischen MMC AZ91 und MMC ECO Mg AZ91 insbesondere bei den experimentell ermittelten Zug- und Biegekennwerte sowie der vermuteten Faser-Matrix-Reaktion mit Carbiddbildung wurde im weiteren Verlauf der Projektbearbeitung die Infiltration und die Faser-Matrix-Anbindung näher untersucht. Dazu wurden zunächst Bruchbildanalysen an jeweils einem Probekörper der beiden MMC-Varianten mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) des Typs TM 3000 der Firma *Hitachi* durchgeführt. Die Aufnahmen in Abbildung 17 zeigen den Bruchbereich im 45°-Winkel am MMC-AZ91 in drei Vergrößerungsstufen. Abbildung 18 hingegen zeigt den Bruchbereich des MMC ECO-AZ91 im 45°-Winkel in ebenfalls drei Vergrößerungen.

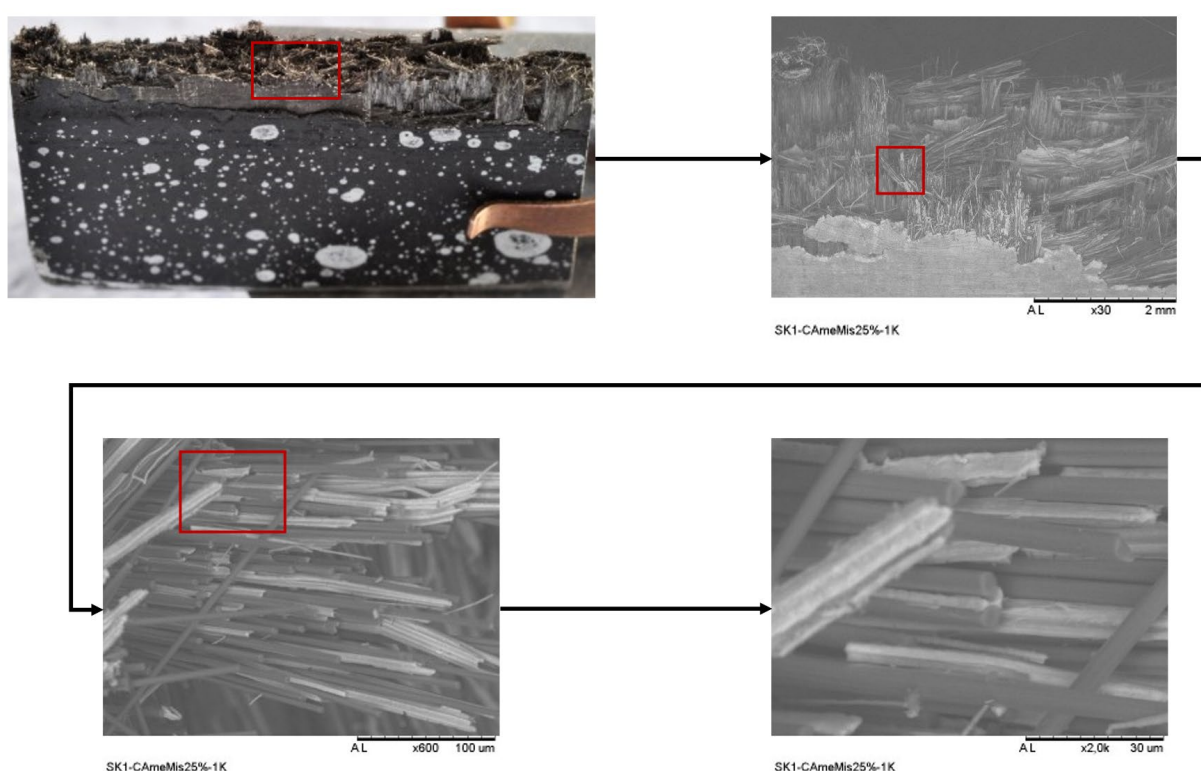


Abbildung 17: REM-Aufnahme aus 45°-Position von MMC AZ91

Zwischen den beiden Varianten zeigen sich anhand der Bruchbilder erhebliche Unterschiede bei den Versagensarten. Bei MMC AZ91 (Abbildung 17) ist ein starker, sogenannter pull-out-Effekt der eingebetteten Fasern erkennbar, was auf eine geringe Anbindung zwischen Faser und Matrix hinweist. Zudem zeigt sich am Magnesium eine glatte Oberfläche. Das MMC ECO-AZ91 aus Abbildung 18 zeigt dagegen ein Versagen durch Sprödbbruch. Dieses Bruchversagen ergibt sich, wenn eine hohe Faser-Matrix-Haftung auftritt. Zudem ist die kristalline, zerfurchte Magnesiumstruktur auffällig.

Entscheidend bei der Betrachtung ist die Kombination aus Fasertyp und Höhe des Aluminiumgehalts in der Magnesiumlegierung. Ein Legierungsanteil von über 2 % Aluminium begünstigt

die Bildung von Aluminiumcarbiden an der Interphase (Grenzschicht) bei der Verbundherstellung. Je höher der Aluminiumgehalt ausfällt, desto mehr Carbide treten an der Grenzschicht auf. Diese Aluminiumcarbide bestehen hauptsächlich aus Al_2MgC_2 und Al_3C_2 und führen durch Kerbwirkungen an der Faseroberfläche zu einer Verringerung der mechanischen Eigenschaften. Die Oberflächenbeschaffenheit der Kohlenstofffaser ist neben dem Aluminiumgehalt ein weiterer Faktor zur Bildung der Carbide. Hochmodulige Fasern (HM-Fasern) – Kohlenstofffasern mit hoher Steifigkeit – wie die Faser vom Typ M40JB werden bei Temperaturen über 2.000 °C hergestellt und weisen daher eine niedrigere Reaktionsneigung auf. Zudem zeigt ihre glattere Oberflächenstruktur eine geringere Affinität zur Carbidbildung. Hochfeste Fasern (HT-Fasern) sind allerdings deutlich reaktiver und verfügen über eine rauere Oberfläche, wodurch sich in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit umfangreichere Carbidanlagerungen bilden können.

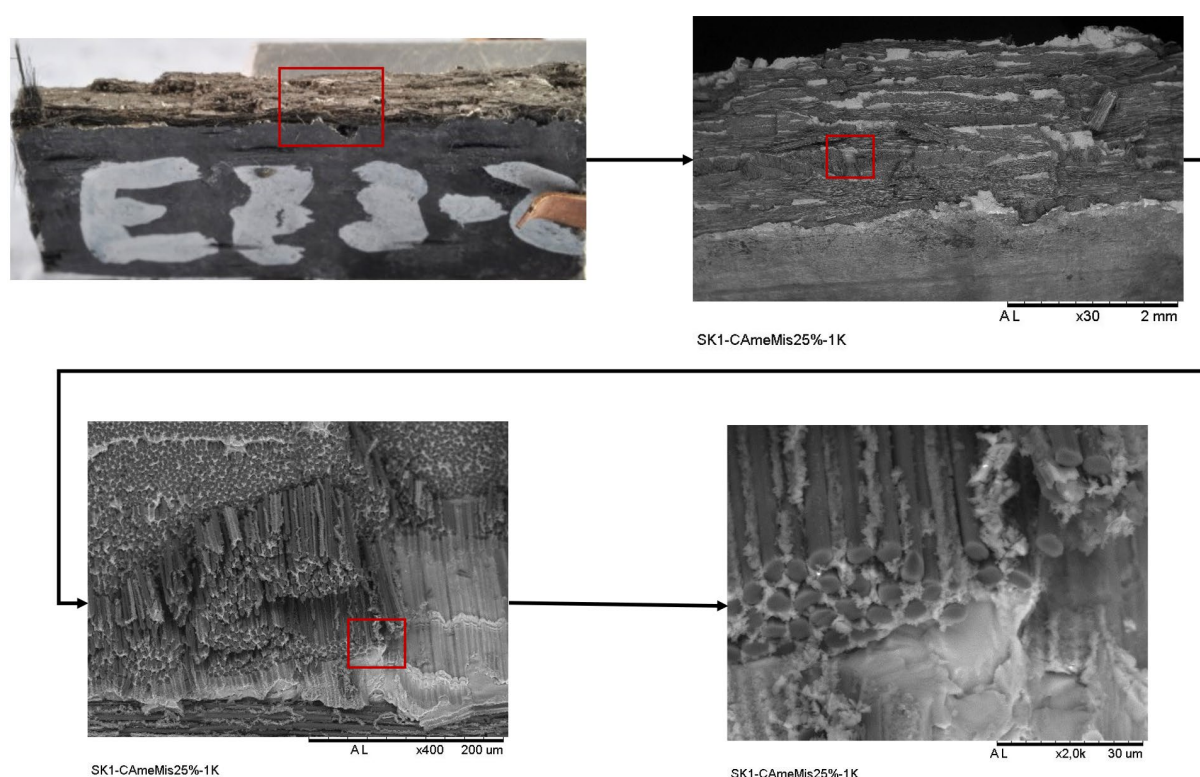
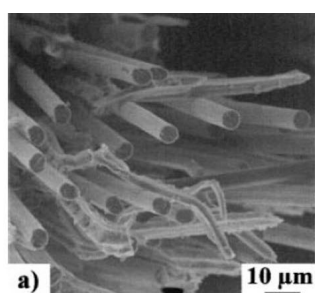


Abbildung 18: REM-Aufnahme aus 45°-Position von MMC ECO-AZ91

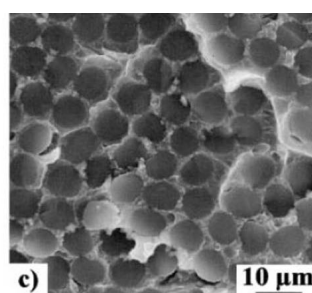
In der Arbeit von *Feldhoff* ergeben sich gleiche Sprödbrechabbildungen von Magnesiumlegierungen mit hohem Aluminiumgehalt. In der Abbildung 19 ist zu erkennen, dass die Versagensbilder aus den Experimenten und der Arbeit von *Feldhoff* identisch sind. In anderen Arbeiten jedoch konnte das spröde Versagensbild bisher nur an HT-Fasern (Kohlenstofffaser mit hoher Festigkeit, die bei Temperaturen bis 1.400 °C hergestellt werden) beobachtet werden. Die Ähnlichkeit der Versagensbilder aus den Arbeiten von *Feldhoff* und den REM-Aufnahmen lassen den Schluss zu, dass sich bei dem Einsatz von ECO-AZ91 Aluminiumcarbide auch auf HM-Fasern bilden können und dadurch die mechanischen Eigenschaften herabsetzen. Es

kann somit die Annahme getroffen werden, dass das hinzulegierte CaO die Bildung von Carbiden in der Grenzschicht im besonderen Maße stark begünstigt und eine eigenschaftsschwächende Degradation der Verstärkungsfasern durch an- und auflösen der Fasern erfolgt.

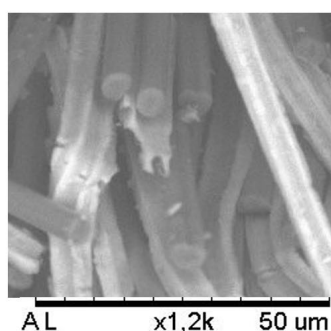
Diese Reaktionseigenschaften können zu einer derartig hohen Schwächung des Verbunds führen, sodass mitunter die Grundwerkstofffestigkeit des Matrixmaterials unterschritten wird. Eine Lösung der Problematik der hohen Faser-Matrix-Haftung und Reaktionsneigung des MMC ECO-AZ91 gegenüber der Kohlenstofffasern könnte die direkte Beschichtung des Faserhalbzeuges mit Titanitrid (TiN) oder Aluminiumoxid (Al_2O_3) sein, für die weiterführende Untersuchungen nötig sind.



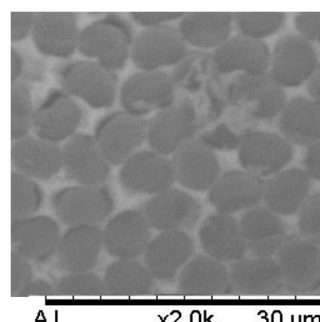
a) Arbeit von A. Feldhoff



c) Arbeit von A. Feldhoff



REM-Aufnahme aus Zugprobe mit AZ91



REM-Aufnahme aus Zugprobe mit ECO-AZ91

Abbildung 19: Links: Schadensbild bei geringer Grenzflächenhaftung und rechts: Schadensbild bei hoher Grenzflächenhaftung bei Nutzung der verschiedenen Legierungen für MMC

In AP2.4 wurden eine numerische Methode zur Ermittlung der Materialeigenschaften erarbeitet und bisherige Ergebnisse vorgestellt. Die in-plane-Kennwerte der textilen Gewebeverstärkung können über experimentelle Versuche direkt gemessen werden. Herausforderungen ergeben sich bei den Kennwerten in Verbunddickenrichtung. Das Gewebe zeigt in 2/3-Richtung keine isotropen Eigenschaften, somit muss für den Elastizitätsmodul E_3 und den Schubmodul G_{13}/G_{23} ein anderes Lösungsverfahren herangezogen werden. Hierfür wurde ein repräsentatives Volumenelement (RVE) erstellt, dessen Eigenschaften anschließend auf die textile Gewebeverstärkung übertragen wurden.

Die erforderlichen Eigenschaften der verwendeten Kohlenstofffaser M40JB konnten aus der Literatur (z.B. Schürmann) und den Herstellerangaben entnommen werden. In Tabelle 5 sind die herangezogenen Kennwerte zusammengefasst dargestellt. Die Materialeigenschaften von Magnesium AZ91 werden in Tabelle 6 gezeigt.

Tabelle 5: Eigenschaften der Faser M40JB

ρ_f in g/cm ³	$E_{f\parallel}$ in GPa	$E_{f\perp}$ in GPa	$G_{f\parallel\perp}$ in GPa	$\nu_{f\perp\parallel}$	$R_{f\parallel}$ in MPa	$\epsilon_{f\parallel,max}$
1,75	377	15,2	28,6	0,2	4400	0,017

Tabelle 6: Eigenschaften der AZ91-Legierung

ρ_m in g/cm ³	E_m in GPa	G_m in GPa	ν_m	R_m in MPa	$R_{p0,2}$ in MPa
1,81	45	16,66	0,35	170	100

Aus Vorarbeiten des ILK ergibt sich innerhalb eines Faserbündels (Roving) ein Faservolumen-gehalt von ca. 65 %. In Tabelle 7 sind die Ergebnisse der unidirektionalen Einheitszelle dargestellt, welche sich mittels Berechnungen aus Tabelle 5 und Tabelle 6 ergeben.

Tabelle 7: Analytisch errechnete Kennwerte für UD-Gelege

Eigenschaft	Werte	Einheit
E_1	260,80	GPa
E_2	28,31	GPa
E_3	28,31	GPa
G_{12}	36,92	GPa
G_{23}	10,81	GPa
G_{13}	36,92	GPa
ν_{12}	0,25	-
ν_{23}	0,31	-
ν_{13}	0,25	-

Alle weiteren Eigenschaften für die Verstärkung mit 2/2 Köpergewebe wurden mittels ANSYS errechnet. In der Arbeit von *Condé-Wolter* wurden an Probekörperplatten mit acht Gewebelagen ein Faservolumengehalt für den Verbund von 47 % gemessen. Die Werte für den einzelnen Roving werden aus den Berechnungen in Tabelle 7 entnommen und mit den Kennwerten von Magnesium als Matrixmaterial aus Tabelle 6 zu einem RVE des 2/2-Köpergewebes kombiniert. Dies hat eine Dicke von 0,25 mm. Somit ergeben sich über die Analyse mittels ANSYS die Materialeigenschaften in der nachfolgenden Tabelle 8.

Tabelle 8: Kennwerte für Köpergewebe in ANSYS

Eigenschaft	Werte	Einheit
E_1	116,04	GPa
E_2	116,04	GPa
E_3	36,07	GPa
G_{12}	29,43	GPa
G_{23}	17,17	GPa
G_{13}	17,17	GPa
ν_{12}	0,087	-
ν_{23}	0,36	-
ν_{13}	0,36	-

Anhand des Vergleichs zwischen den numerisch berechneten und realen Testergebnissen kann die Qualität der errechneten und simulierten Werte bewertet werden. Der Berechnungspfad wird in Abbildung 20 aufgezeigt.

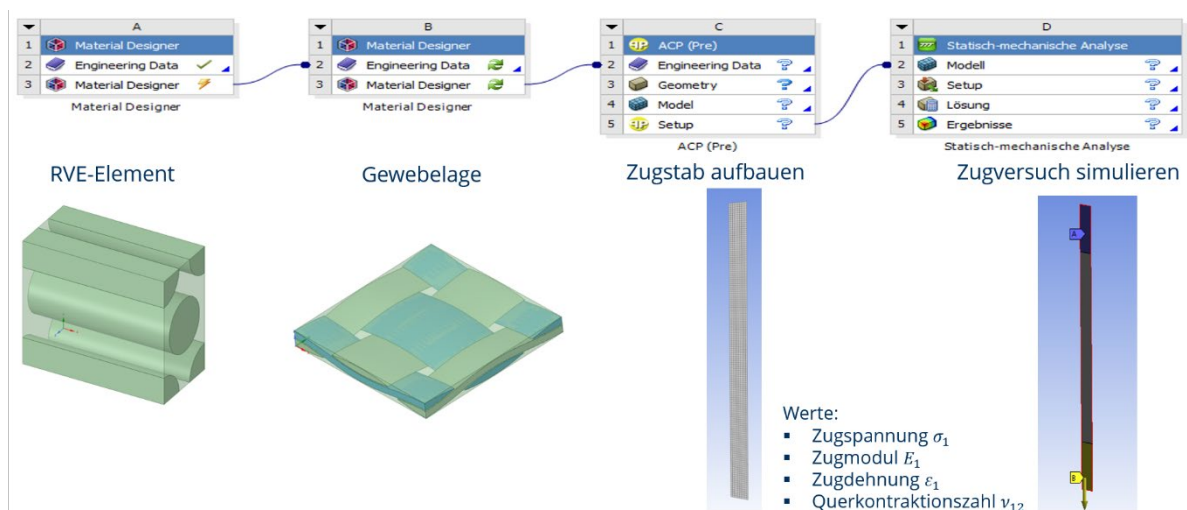


Abbildung 20: Berechnungsablauf zur simulativen Ermittlung des vereinfachten Materialverhaltens

Im Vergleich zwischen den errechneten Kennwerten in Tabelle 8 und den experimentell ermittelten Werten in Tabelle 9 sind wieder Unterschiede aufgrund der beschriebenen Carbiddbildung zwischen Kohlenstofffaser und Magnesium zu erkennen, die bei der numerischen Simulation bzw. modellhaften Berechnung mit ANSYS nicht berücksichtigt ist. Somit eignet sich der aktuelle Simulationsansatz der Gewebeeigenschaften nicht für weitere Berechnungen und es wird auf die experimentellen Kennwerte in Tabelle 9 zurückgegriffen. Lediglich die out-of-

plane-Eigenschaften wurden aus der Simulation übernommen und über einen Abminderungsfaktor korrigiert.

Tabelle 9: Kennwerte aus Experimenten für Köpergewebe bei MMC AZ91

Eigenschaft	Werte	Einheit
E_1	83,50	GPa
E_2	83,50	GPa
E_3	25,96	GPa
G_{12}	5,45	GPa
G_{23}	3,18	GPa
G_{13}	3,18	GPa
ν_{12}	0,0929	-
ν_{23}	0,3844	-
ν_{13}	0,3844	-

Prozessanpassungen an Eco-Magnesiumlegierungen

Für die Verarbeitung der neuartigen Eco-Magnesiumlegierungen ist grundlegend festzuhalten, dass die Annahme, eine gleichzusetzende oder orientierende Verarbeitungsstrategie wie bei Standardmagnesiumlegierungen AZ91 zu verwenden, nicht bestätigt werden konnte. Im prozesstechnischen Umgang mit Eco-Mg haben sich zahlreiche materialspezifische Problemstellungen gezeigt, die in vielen Einzelschritten der Prozessvorbereitung und -durchführung die Erarbeitung und Etablierung neuer Handlungsweisen erfordert. Die bisher gewonnenen Erfahrungen in der Verarbeitung von ECO-Magnesiumlegierung werden im Folgenden näher beschrieben. Grundlegend wird hierbei zunächst auf prozesstechnische Herausforderungen bei Anwendung der erforderlichen Trennmittel eingegangen, die für die Verarbeitung nötig sind und zur Entformung der MMC-Strukturen aus den Kokillen nach dem Gasdruckinfiltrationsprozess dienen. Hierbei kam es mit dem etablierten Graphitschichtesystem *DyCote-D38* zu erheblichen Unterschieden, die mitunter zu Rissen, hohen Anhaftungen der MMC-Bauteile und oftmals zum Bruch und zum Totalversagen der Kokillen führten. Dahingehend wurden drei neue, unterschiedlichen Schlichtetypen recherchiert, beschafft und analysiert. Wesentliche Ergebnisse werden in diesem Kapitel beschrieben.

Die Trennmittel der verschiedenen Schichten bestehen dabei entweder aus Graphit oder Bor-nitrid. Der Einsatz von Graphit ergibt sich aus den bisher gewonnenen Erkenntnissen bei der

MMC-Herstellung mit der Legierung AZ91. Da bei der Entformung keine objektiven Messmethoden zum Einsatz gekommen sind, kann die Bewertung nur aufgrund einer subjektiven Einschätzung erfolgen. Die Referenz für eine leichte Entformung ergibt sich bei der Kombination aus MMC mit Standard-AZ91 und der bisher eingesetzten Graphitschichte. Eine einfach zu entformende MMC-Struktur zeichnet sich dabei durch einen geringen Kraftaufwand bei der Entformung sowie eine beschädigungsfreie Entnahme (keine Kantenabplatzungen, kein Verzug, keine Pittings) und eine hohe Infiltrationsgüte aus.

Bei der ersten Versuchsdurchführung wurde die bisher verwendete Graphitschichte eingesetzt. Dabei zeigte sich, dass die Innenkokillen zunächst leicht aus den Außenkokillen zu entformen sind. Die Platten aus MMC ECO-AZ91 bilden jedoch mit den Innenkokillen eine hohe Haftverbindung aus. Somit mussten die Innenkokillen beim Entformen der MMC-Platte zerstört werden. An den Außenkokillen konnten nach der Entnahme der Innenkokillen keine Beschädigungen beobachtet werden.

Bei der weiteren Versuchsdurchführung wurde eine Bornitridschichte eingesetzt. Die Schichte wurde von der Firma *Henze GmbH* bezogen und hat die Bezeichnung PL-W 250. Die auf Wasser basierte Suspension verfügt über einen Bornitridanteil von 25 % mit anorganischen Haftmitteln aus Aluminiumoxid. Nach dem Fertigungsprozess im Autoklav zeigte im Vergleich zur Graphitschichte keine Verbesserung des Entformungsverhaltens. Bereits die Entformung der Innenkokille aus der Außenkokille war aufwendiger. Bei der Entformung der MMC-Platte mussten auch hier die Innenkokillen zerstört werden. Die Außenkokillen zeigten ebenfalls keine zufriedenstellende Verschleißfestigkeit und geringfügige Beschädigungen.

Bei weiteren Versuchsvarianten und Setupänderungen wurde eine Bornitridschichte auf Ethanolbasis getestet. Die Schichte hat die Bezeichnung PL-E 125 und enthält neben Ethanol auch 12,5 % Bornitrid und organische Additive. Allerdings wies diese Schichtevariante die schlechtesten Entformbarkeit auf. Wie in den Versuchen zuvor wurden die inneren Kokillen so stark beschädigt, dass diese nicht weiterverwendet werden konnten. Der Unterschied zeigt sich auch bei der Entformung der Innenkokillen. Üblicherweise kann die obere Außenkokille leicht abgehoben und verschoben werden. Die Schichte erzeugte zwischen den Außenkokillen so hohe Haftkräfte, dass auch diese zerstört wurden. Ein Beispiel für ein defektes Kokillensystem aus den oben beschriebenen Untersuchungen wird in Abbildung 21 gezeigt. Diese Erkenntnisse und damit verbundene Untersuchungen haben einen erhöhten und nicht kalkulierbaren Ressourcenaufwand verursacht.

In Abbildung 22 werden zwei Nahaufnahmen aus der äußeren Kokille abgebildet. Dort ist zu erkennen, dass noch erhebliche Schlichterückstände vorliegen. Weiterhin sind in Abbildung 22 verfärbte Flecken zu erkennen, was auf eine Reaktion der Schlichtebestandteile hindeutet. Auch die Bildung von festen Verbindungen zwischen Magnesium und Bestandteilen der Graphitkokille, welche Beschädigungen und Ausbrüche begünstigen, sind deutlich erkennbar.



Abbildung 21: Beschädigte Außenkokille und Innenkokille nach dem Einsatz von PL-E 125

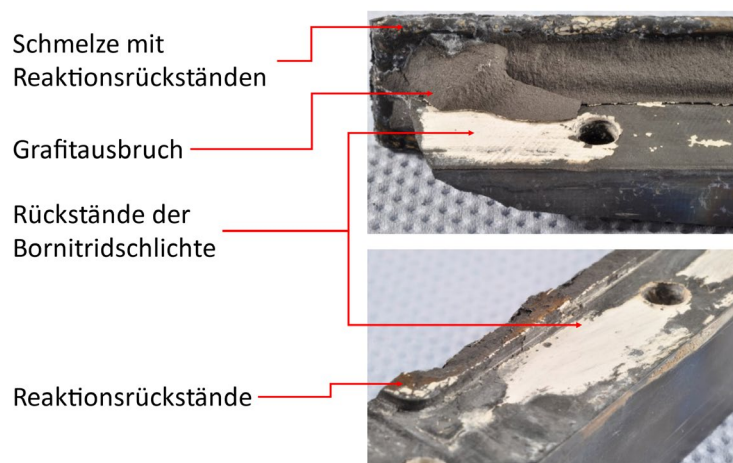


Abbildung 22: Nahaufnahme von Bereichen der zerstörten Außenkokille

Die Erkenntnisse werden in Tabelle 10 zusammengefasst. Diese zeigt den Zustand der Innen- und Außenkokillen nach dem Entformen der Platte, unter Verwendung der entsprechenden Schichten.

Tabelle 10: Übersicht zum Zustand der Kokillen nach dem Ausformen von MMC ECO-AZ91

Versuch	Schichte	Innenkokille	Außenkokille
1	Dycote D 38	zerstört	nicht beschädigt
2	BN PL-W 250	zerstört	leicht beschädigt
3	BN PL-E 125	zerstört	zerstört

Das schwierige Entformen mit der Graphitschichte zeigt, dass die ECO-Legierung generell eine höhere Haftung und Klebneigung zum Kokillensystem und den Trennmitteln aufweist. Hervorzuheben sind jedoch die nochmals höheren Haftkräfte beim Verwenden der Bornitridschichte. Die Schichten werden voranging in herkömmlichen Gussanwendungen unter atmosphärischen oder geringen Überdrücken eingesetzt. Erfahrungen bei Systemdrücken von 100 bar sind auf Herstellerseite nicht vorhanden. Es wird vermutet, dass die unzureichenden Ergebnisse auf die enthaltenen Zusatzstoffe zurückzuführen sind. Die enthaltenen Additive können unter der Kombination aus hoher Temperatur und Druck diese festen Verbindungen ausgebildet haben. Benötigt werden diese, um eine bessere Anbindung der Schichte an den Untergrund zu gewährleisten, wodurch eine bessere Handhabbarkeit realisiert wird. Um den Binder als Fehlerquelle ausschließen zu können, sollte eine Bornitridschichte ohne Additive verwendet werden. Eine derartige Schichte enthält keine Binderzusätze, sondern besteht nur aus Wasser und Bornitrid und verfügt über eine hohe Trennwirkung, Schmierwirkung sowie Temperaturbeständigkeit.

Mit den bisher angewandten Herstellungsprozessen konnten die Platten für Probekörper mit ECO-AZ91 nur aufwendig entformt werden. Bei der Entformung der Kokillen wurden die meisten Kokillen beschädigt oder zerstört, was auf die hohe Haftneigung der neuartigen Legierung zurückzuführen ist. Diese bedingt sich aufgrund des Anteils von Calciumoxid (CaO), wodurch sich bei ECO-Mg die positiven Brandeigenschaften ergeben. Es konnte im letzten Bericht gezeigt werden, dass das Legierungselement CaO im ECO-AZ91 eine hohe Haftung zu den infiltrierten Kohlenstofffasern aufbaut. Dies scheint sich ebenso auf die Kokillen auszuwirken, welche aus isostatisch gepresstem Graphit bestehen. Beschädigungen zeigen sich an der Oberfläche durch Pittings, welche aufgrund der hohen Haftneigung beim Entformen zur Zerstörung der Kokille führt.

Zur besseren Entformung und dem Reduzieren von Beschädigungen wurden Kombinationen von verschiedenen Schichten und thermischen Spritzschichten aufgetragen. Weiterhin wurde untersucht, ob das Auftragen per Pinsel oder mit Lackierpistole eine bessere Entformung ermöglicht. Die Trennwirkung der einzelnen Kombinationen wurden im ersten Versuchsschritt anhand der Standardlegierung untersucht. Bei positiver Trennwirkung sollten weitere Fertigungsversuche mit ECO-Mg durchgeführt werden. Die Kombinationen der ersten Versuchsreihe werden in der nachfolgenden Abbildung 23 deutlich.

Alle Schichten auf Graphitbasis zeigten bei der Standardlegierung gute Entformungsergebnisse, dabei konnte kein Unterschied zwischen dem Auftragen mit Pinsel oder Lackierpistole festgestellt werden. Die graphitfreien Schichten konnten dagegen keine Trennwirkung erzielen. Auch die thermisch aufgetragene Aluminiumschicht konnte mit und ohne Graphitschichte keine zufriedenstellenden Ergebnisse erreichen. Auch eine thermische Spritzschicht aus Aluminiumoxid (Al_2O_3) bewirkt ohne zusätzliche Graphitschichte keine Trennwirkung. Der kombinierte Einsatz von thermisch gespritztem Al_2O_3 und Graphit zeigte die besten Entformungsergebnisse, obwohl die Kokille zerstört wurde.

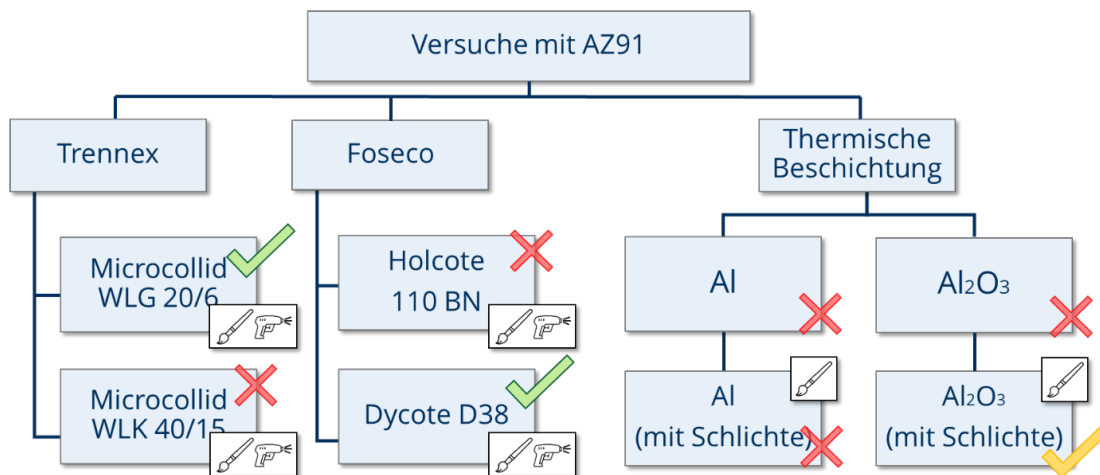


Abbildung 23: Übersicht der ersten Versuchsreihe mit Mg-AZ91

Dies kann jedoch auch auf eventuelle Vorschädigung zurückzuführen sein. Somit wurden für die zweite Versuchsreihe beide Varianten der Graphitschichte und die thermisch gespritzte Al_2O_3 -Schicht verwendet. Exemplarisch wurden in Abbildung 24 die entformten Kokillen mit den Schichten von Trennex abgebildet. In der Detailvergrößerung in Abbildung 24, links ist eine ausgeprägte Anhaftung des Magnesiums zu sehen, wohingegen auf der rechten Seite von Abbildung 24 eine gut entformte Kokillenkomponente dargestellt ist.



Abbildung 24: Vergleich der Entformungsergebnisse beispielhaft an den Schichten von Trennex

Die erfolgreichen Entformungen der Magnesiumplatte aus der ersten Versuchsreihe werden als Grundlage für weitere Entformungen mit ECO-Mg verwendet. Die weiteren Versuche gestalten sich entsprechend des nachfolgend in Abbildung 25 dargestellten Versuchsplans.

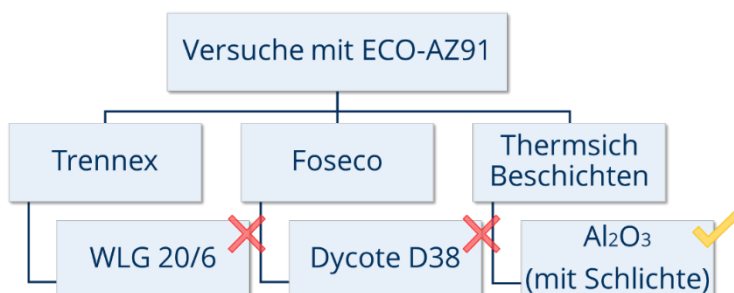


Abbildung 25: Übersicht der ersten Versuchsreihe mit Mg-ECO-AZ91

Bei der Graphitschichte von Trennex wurden die Innenkokillen nicht zerstört, jedoch bildeten sich große, runde Ausbrüche, wodurch die Schlichte allein nicht für einen stabilen Fertigungsprozess in Betracht gezogen werden kann. Der Einsatz der Graphitschichte von Trennex zeigte keine positiven Entformungsergebnisse, die Innenkokillen mussten bei der Entformung zerstört werden. Die Abbildung 26 zeigt Ausschnitte aus den Testreihen der Schlichte- und Beschichtungsvalidierung, bei denen keine Entformung mehr möglich war und die Prozesse eine Zerstörung der Kokillen zur Folge hatten.

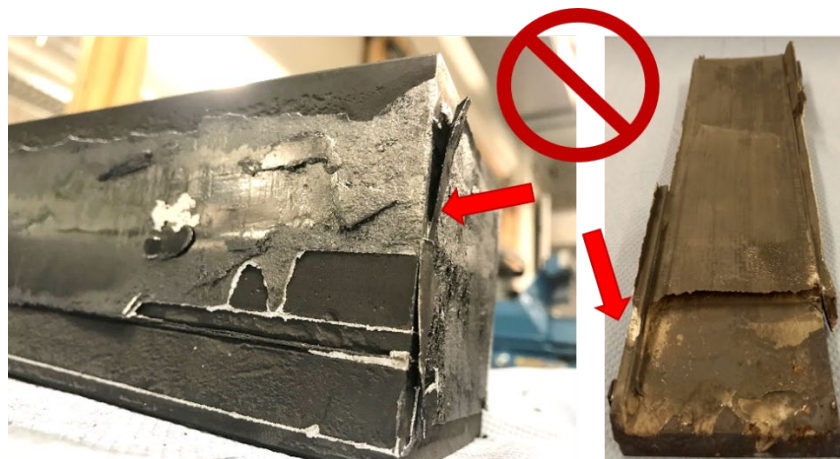


Abbildung 26: Beispiele aus der Schlichtevalidierung der getesteten Systeme, bei denen keine Entformung und ein Zerstören der Kokillen erfolgte

Die Entformung der thermisch beschichteten Kokille konnte, trotz Kokillenbruch, als zufriedenstellend eingeschätzt werden, da sich die einzelnen Bruchstücke leicht entformen ließen. Um den Effekt der thermisch gespritzten Al_2O_3 -Schicht optimal nutzen zu können, wurde diese vor dem nächsten Versuch geschliffen. Die geschliffene Aluminiumoxidfläche bot somit ein geringeres Anhaftungspotenzial für die Schmelze und ermöglichte eine leichtere Entformung.

Die Oberflächenrauheit der thermisch gespritzten Beschichtung wurde mittels Laserprofilometer untersucht. Dabei zeigte sich, dass die unbearbeitete thermische Spritzschicht eine gemittelte Rautiefe (R_z) von $11,3 \mu\text{m}$ und einen arithmetischen Mittenrauwert (R_a) von $2,43 \mu\text{m}$ besitzt. Die geschliffene Oberfläche hingegen weist eine R_z von $6,7 \mu\text{m}$ und einen R_a von $1,16 \mu\text{m}$ auf. Bei dem Schleifen der Beschichtung wurden vereinzelt Bereiche der thermischen Beschichtung beschädigt oder herausgebrochen, was sich negativ auf die Entformung der Magnesiumplatten auswirkte. Die Beschädigungen waren jedoch durch eine überarbeitete Kokillengeometrie mit größeren Rundungen an den Kanten reduzierbar.

Auf der linken Seite der Abbildung 27 wird die Kokille gezeigt, welche mit einer thermischen Spritzschicht und Graphitschichte kombiniert wurde. Dagegen wurde auf der Kokille (mittig) nur eine thermische Spritzschicht aufgetragen. Das Ergebnis zeigt, dass die grundlegende Annahme der Kombination aus thermisch gespritztem Aluminiumoxid und zusätzlicher Graphitschichte zu akzeptablen bis guten Entformungsergebnissen führt. Trotz der recht guten Entformbarkeit, weist die Beschichtung jedoch Beulen und Oberflächenverformungen auf, wel-

che sich auch auf der gegossenen Magnesiumplatte abzeichnen. Diese führt zu einer deutlichen Reduzierung der Oberflächengüte, sodass die damit entformten Platten nicht den geforderten Qualitätsstandards genügen. Trotzdem zeigt die Kombination aus Beschichtung und Graphitschichte einen vielversprechenden Ansatz für weitere Untersuchungen.

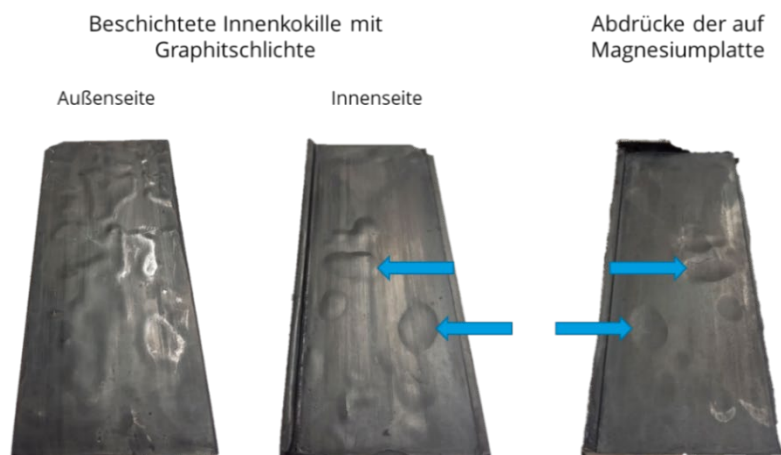


Abbildung 27: Entformte Innenkokille mit Unebenheiten der geschliffenen gespritzten AL_2O_3 -Schicht nach Fertigungsprozess

Mit der Erkenntnis das Standardsysteme unterschiedlicher Hersteller keine Verbesserung der Entformbarkeit erzeugen, wurde die Detaillierung und Fortführung zur Schlichteuntersuchungen mit verschiedenen Kokillenwerkstoffen durchgeführt. Daraus ableitend wurde die Auswahl des Kokillengrundmaterials zunächst auf modifizierten Graphit und später auf einen speziellen Warmarbeitsstahl, der laut Literatur robuste Eigenschaften zur Magnesiumprozessierung aufweist, geändert. In Tabelle 11 ist eine Auswahl an recherchierten Warmarbeitsstählen für die Magnesiumverarbeitung gelistet.

Tabelle 11: Auswahl für die Magnesiumverarbeitung geeigneter, spezieller Warmarbeitsstähle

Stahlsorte	Kennung	Eigenschaften	Eignung für Magnesiumverarbeitung
X20CoCrWMo10-9	1.2888	Einsatz in Mg-Druckguss-Werkzeugen	Ja
X10CrAlSi7	1.4713	Einsatz in Öfen und Apparatebau für Hochtemp.-Einsatz	Ja
X15CrNiSi20-12	1.4828	Einsatz in Spezialöfen und Apparatebau	Ja
X8CrNiTi18-10	1.4878	Einsatz im Ofenbau, Glühöfen, Muffelöfen, Härtekästen	Ja
X10NiCrAlTi32-20	1.4876	Einsatz in Warmbehandlungsanlagen, Kraftwerksindustrie	Ja

Aus Kosten- und Verfügbarkeitsgründen wurde der Warmarbeitsstahl X15CrNiSi20-12 ausgewählt und daraus neue Kokillenformen hergestellt. Prozessversuche mit unbehandeltem Warmarbeitsstahl und EcoMg haben gezeigt, dass auch mit diesen Stahl-Kokillen keine Entformung von Strukturen aus Gusskokillen möglich ist und ohne zusätzliche Modifikation keine

Prozessierung im GDI-Verfahren gewährleistet werden kann. Basierend auf diesen Erkenntnissen wurde die erweiterte Modifikation der Graphit- und der Stahlkokillen beschlossen.

Das Projektteam hat zunächst nach einer Kostenbewertung vollkeramischer Kokillensysteme die Lösungsoption der keramischen Beschichtung mittels thermischen Spritzens der Kokillen abgeleitet. Aufgrund der Herausforderungen mit der Prozessierung des neuen EcoMg konnten für Folgeuntersuchung zur Beschichtungsvalidierung auch unzureichende Probekörperstrukturen zur Verfügung gestellt werden. Die Unterstützung des IfWW-Teams hinsichtlich einer prozessangepassten, tribologisch resistenten Beschichtung, die die leichtgängige und schadensfreie Entformung ermöglicht, wurde in den Fokus genommen. Beschichtungsmaterialien auf Basis keramischer Systeme wurden ausgewählt. Die prinzipielle Machbarkeit, zunächst auf Graphitkokillen angewendet, konnte bestätigt werden, jedoch wurden Haftungsprobleme und Abplatzungen der Schicht verzeichnet (siehe Abbildung 28).

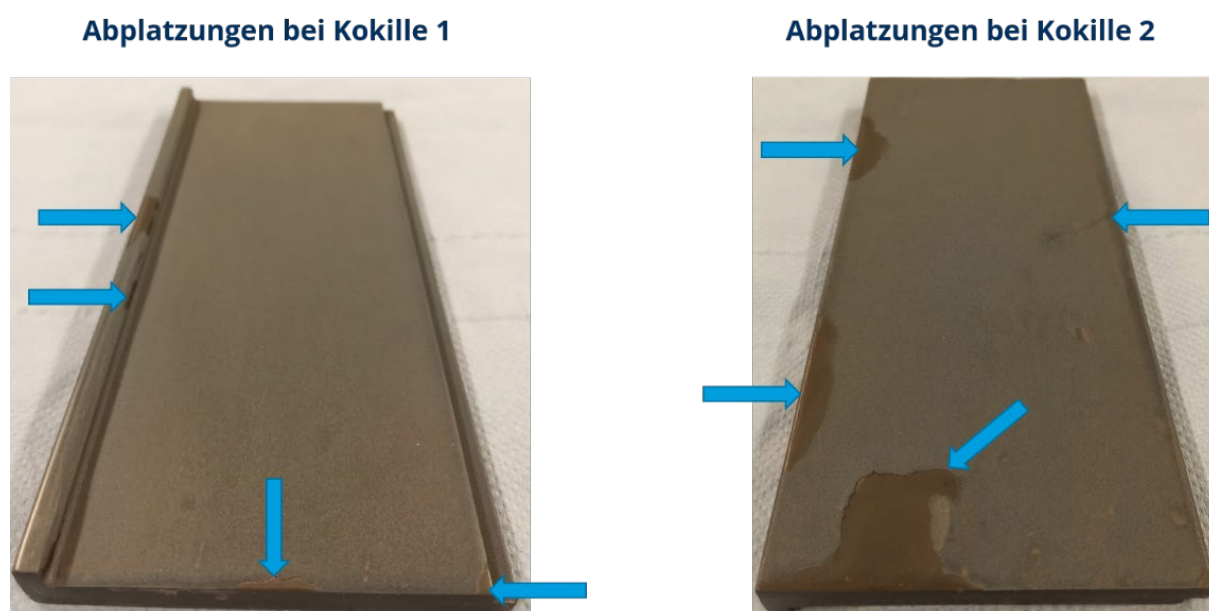


Abbildung 28: optische Analyse der Haftungseigenschaften thermisch gespritzter keramischer Beschichtungen auf den Kokillen, links Abplatzungen an Randbereichen, rechts flächige Schäden

Nach iterativer Anpassung der Schichten und durch manuelle Nacharbeit konnten die Schadzonen überwiegend reduziert werden. Es wurden darauf aufbauend Prozesstests mit EcoMg-Schmelze im Autoklav durchgeführt und durch DoE die Versuchsmatrix zur Schlichteuntersuchung mit einbezogen. Es sind die modifizierten Graphitkokillen mit keramischem System, die zusätzlich mit und ohne Graphitschichte versehen wurden, im GDI-Verfahren untersucht worden.

Die Auswertung der Prozesstests zeigte zwar eine gute Entformung der Kokillen mit keramischer Beschichtung und Graphitschichte, jedoch sind auffallende, feste, nicht hohle Ausbeulungen der Schicht im Prozessdurchlauf entstanden (Abbildung 29). Das keramische System ohne Schlichte konnte ohne weitere Vorbehandlung keine ausreichende Entformungsqualität gewährleisten. Zunächst wurden Folgereaktionen der keramischen Schicht im Ofenprozess des GDI-Verfahrens beim Überschwingen der Temperaturen von 850 °C – 920 °C vermutet

und ggf. Vermischungen der Schichtesysteme mit dem Grundwerkstoff und einzelnen Phasen der Spritzschicht durch Erweichungsprozesse vermutet. Auf Basis dieser Hypothesen wurden Folgeuntersuchungen zur Bewertung der Ausbeulungen und zur Verbesserung ungeschichteter keramischer Schichten durch Analyse und Anpassung der Oberflächenrauigkeiten beschlossen.



Abbildung 29: Prozesstests der keramisch beschichteten und modifizierten Graphitkokillen im GDI-Verfahren mit verschiedenen Schichteinflüssen

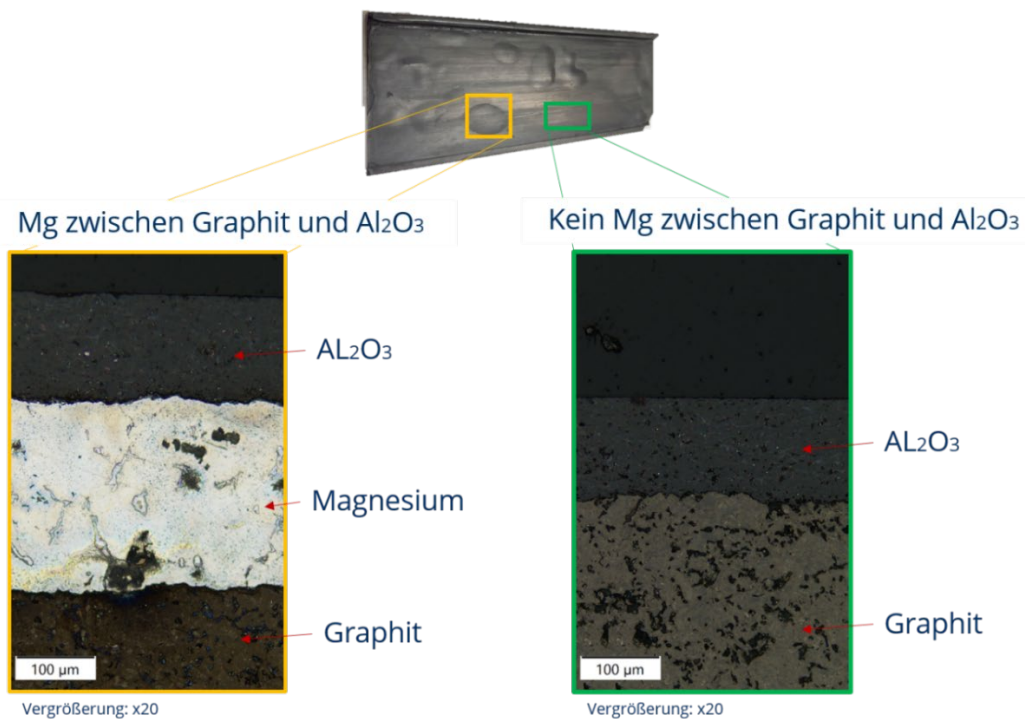


Abbildung 30: Werkstoffanalyse der Ausbeulungen auf den über thermisches Spritzen keramisch beschichteten und geschichteten Graphitkokillen, link gestörter und rechts ungestörter Bereich

Mittels Querschliff und Elementspektroskopie im Rasterelektronenmikroskop wurden die Effekte der Ausbeulungen bewertet. Hierzu sind spezifische Teilbereiche der Kokillen herausgetrennt und für die Werkstoffuntersuchung weiterverarbeitet worden. Im Ergebnis der Untersuchung konnte gezeigt werden, dass sich unter den Beulen erstarrte Magnesiumschmelze befindet und keine Auflösung von Phasen der keramischen Beschichtung stattgefunden hat. Die Schliffe haben zudem in ungestörten Bereichen eine qualitativ homogene, dichte Schicht aus Al_2O_3 -Material und eine gute Anbindung im Grenzbereich des Graphits gezeigt (siehe Abbildung 30).

Weitere Untersuchungen an den gestörten Bereichen der Beschichtung auch an ungeschliffenen Kokillen haben eine gleiche Phänomenologie gezeigt. Es wurde jedoch bei dieser Untersuchung bewusst der Fokus auf Bereiche gelegt, bei denen Mikrorisse anhand optischer Analyse mittels Lichtmikroskop erkennbar waren. In diesen Bereichen wurde die Al_2O_3 -Spritzschicht in einigen Regionen während der Prozessierung vom EcoMg hinterflossen und hat sich dort fest mit dem Kokillengrundwerkstoff Graphit verbunden. Vergleichend wurden Bereiche ohne Risse mit untersucht und gegenübergestellt (siehe Abbildung 31).

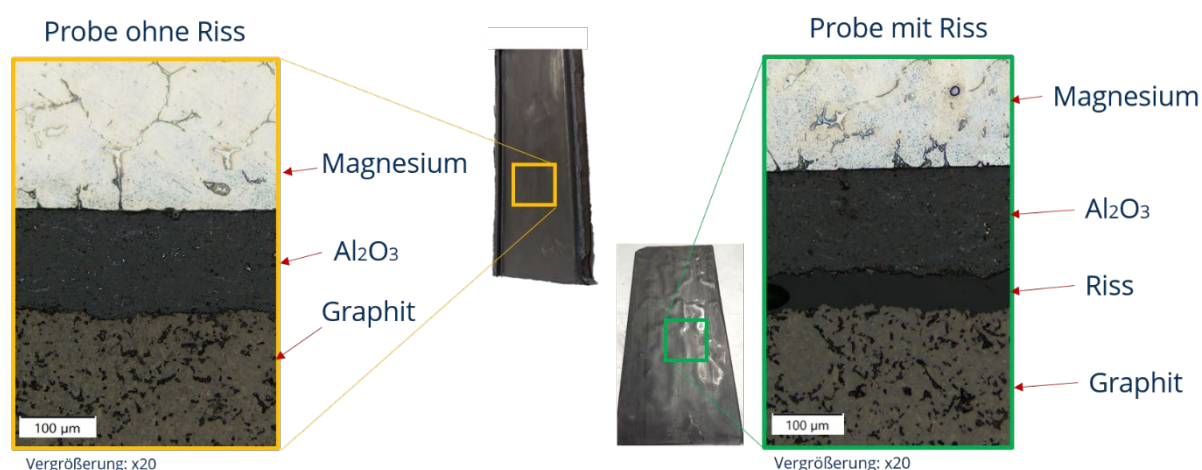


Abbildung 31: Untersuchung an unbeschichteten, mit thermisch gespritzter Keramikschrift versehene Graphitkokillen, links Probe ohne Riss und rechts Probe mit Riss nach GDI-Prozessierung mit Eco-Mg

Zum Ausschluss ungewünschter Effekte und Reaktionen der EcoMg-Legierung mit dem Schicht- und Keramiksystm wurde eine EDX-Vergleichsanalyse im REM an einem der kritischen Bereiche durchgeführt (siehe Abbildung 32). Die EDX-Analyse zeigte eine klare Abgrenzung der Phasen der Materialien. Die Calcium-modifizierte EcoMg-Schicht ist zwischen der Keramikschrift und der Graphitgrundschrift positioniert und zeigt keine unüblichen anderen Legierungselemente oder Vermischungen. Insgesamt konnte die Erkenntnis gewonnen werden, dass womöglich zum einen durch Eigenspannungen, eingebracht durch den Spritzprozess, und zum anderen durch thermische Dehnungseffekte Mikrorisse im modifizierten Kokillensystem vorliegen, die sich im GDI-Verfahren unter Umständen verstärken. Dadurch kann es zum Hinterfließen des im schmelzflüssigen Zustand äußerst dünnflüssigen Magnesium kommen. Lange Einwirkzeiten der Schmelze auf das System und hohe Drücke begünstigen

den beobachteten Effekt. Als Lösungsansatz wird die Nacharbeit der Spritzschicht durch Versiegeln der Mikrorisse mit einer Suspension in Betracht gezogen.

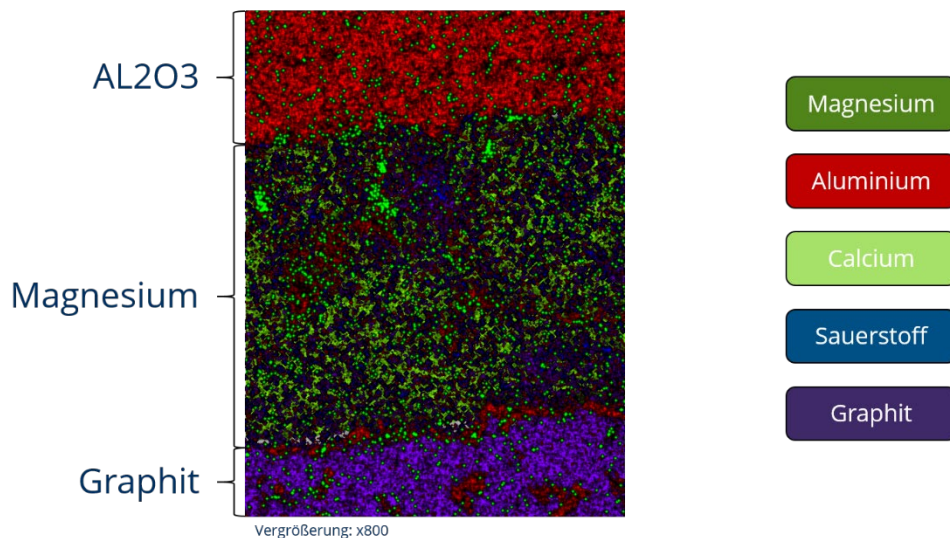


Abbildung 32: EDX-Analyse im REM an einem kritischen Bereich, bei dem die thermisch gespritzte Keramikschicht mit EcoMg hinterflossenen wurde

Zur Bewertung der Oberflächenrauigkeit und ggf. zur Eliminierung unerwünschter Anhaftungseffekte wurde eine weitere Oberflächenanalyse mittels modularem 3D-Laserprofilometer des keramischen Schichtsystems auf den Kokillen durchgeführt. Hierzu musste in aufwendigen iterativen Schritten beim Partner ILK zunächst ein Präparationsablauf und eine vergleichende Studie aufgebaut werden. Es haben sich Herausforderung in der nachträglichen Modifikation der harten und rauen Keramikschichten gezeigt, sodass mit Standardmethoden keine Rauheitsänderung erzielbar war. Erst durch Anwendung speziell abgestimmter Diamantsysteme konnte eine Verbesserung verzeichnet werden. Einen Einblick in den Präparationsablauf an beschichteten Probekörpern und einen Überblick zu Kennwerten gibt die Abbildung 33.



Abbildung 33: Einblick in den erarbeiteten und abgestimmten Präparationsablauf zur nachträglichen Modifikation der Rauheit des auf Graphitkokillen aufgetragenen keramischen Schichtsystems

Für den Vergleich der Rauheiten wurden funktionierende Kokillensysteme der Standardkokillen für die Verarbeitung des Standard-Mg genutzt. Diese wurden im Laserprofilometer vermessen und zu den angepassten Kokillensystemen mit keramischer Spritzschicht verglichen (siehe Abbildung 34).

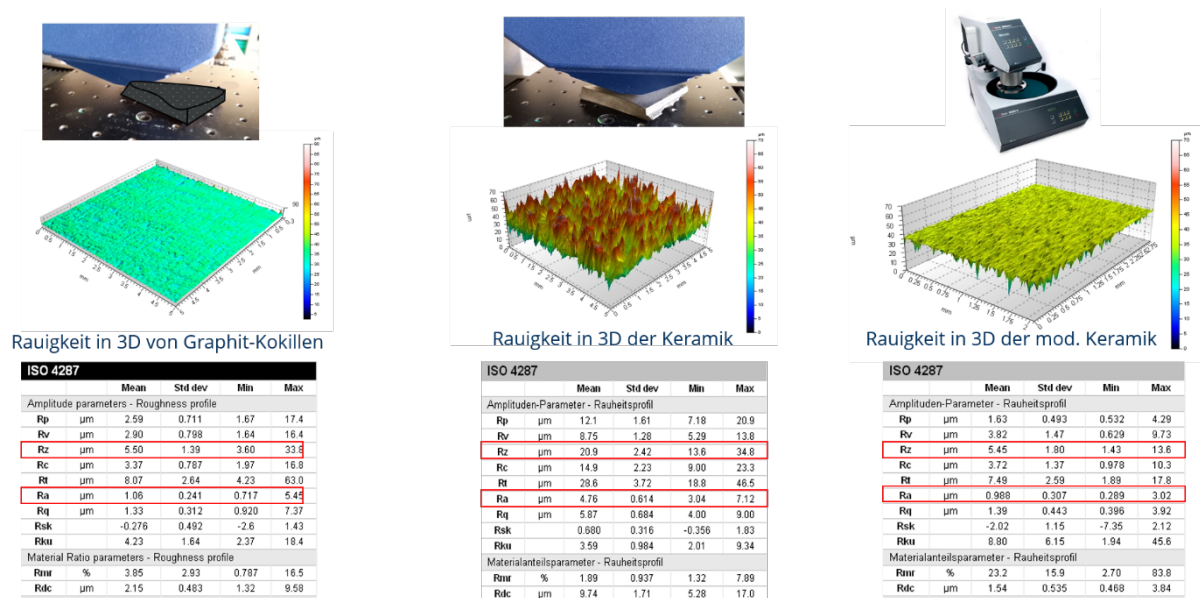


Abbildung 34: Vergleich der Rauheiten v.l.n.r – Ausgangswerkstoff Graphit, unbeschichtete Keramik auf Graphit aus dem Thermischen Spritzprozess, modifizierte (polierte) thermisch gespritzte Keramik

Die Graphitkokille hat eine $R_z = 5,50 \mu\text{m}$. Im Vergleich zeigt die auf die Kokille aufgetragene keramische Beschichtung eine etwa vierfach höhere gemittelte Rautiefe von $R_z = 20,9 \mu\text{m}$. Mit dem erarbeiteten, oben gezeigten Modifizierungsablauf (Abbildung 33) konnten die thermisch gespritzte keramische Schicht anschließend durch Nachbearbeitung annähernd auf den Ausgangswert der Graphitkokillen gebracht werden und zeigten nach der Behandlung im Diamantschleifprozess eine gemittelte Rautiefe von $R_z = 5,45 \mu\text{m}$. Auf Basis dieses vielversprechenden Ergebnisses wurden weitere Untersuchungen des polierten Systems und dessen Verhalten im GDI-Prozess erprobt. Alternativ können diese Erkenntnisse auch bei der Anwendung eines Vollkeramiksystems Verwendung finden.

Dazu wurde ein Wechsel des Kokillenmaterials auf den Werkstoff CarSIK-NG der Fa. Schunk in Betracht gezogen und hinsichtlich der Entformbarkeit von der Eco-Magnesiumlegierung untersucht. Dafür wurden zunächst Voruntersuchungen mithilfe einer Musterplatte des CarSIK-Materials durchgeführt, wobei dem unbehandelten Zustand fünf verschiedene Schichtesysteme gegenübergestellt wurden (Abbildung 35, links). Das Muster wurde mit einem Probenstück des Eco-Mg beschwert und im Autoklav der GDI-Prozess durchgeführt (Abbildung 35, mittig). Die Auswirkung des Aufheiz- und Schmelzprozesses sind auf der rechten Seite in Abbildung 35 dargestellt. Dabei ist an einigen Schichtesystemen die Ablagerung von Magnesium bzw. ein Ausbrechen des Keramikmaterials zu erkennen, weshalb diese als ungeeignet eingestuft wurden. Die Verbindung der Keramikkokille mit dem Schichtesystem auf Basis von Al_2O_3 zeigte jedoch keine signifikanten Haftungseffekte.

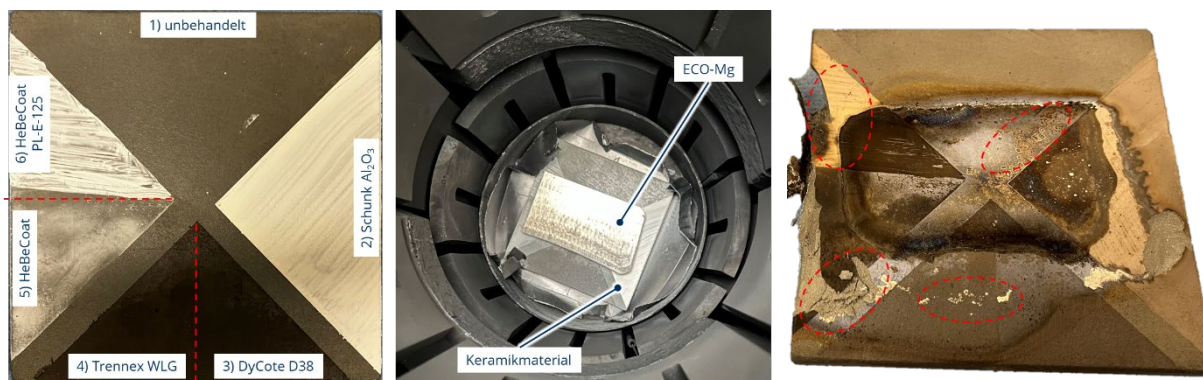


Abbildung 35: Vorversuche des Keramikmaterials CarSIK-NG der Fa. Schunk – Untersuchung des Einflusses verschiedener Schichtesysteme (links), Prüfaufbau vom ECO-Mg-Material im Autoklav (Mitte) und Ergebnisse der Vorversuche (rechts)

Daher wurden im nächsten Schritt Innenkokillen aus CarSIK-NG beschafft, die mit einer speziell angefertigten Gipsform hergestellt wurden. Auch diese Kokillen wurden im GDI-Verfahren auf die Entformbarkeit von der Eco-Magnesiumlegierung geprüft. Die dafür notwendigen Vorbereitungsschritte sind in Abbildung 36 dargestellt. Die einzelnen Komponenten der Innenkokille wurden zunächst vierfach mit dem Schichtesystem benetzt, wobei zwischen den einzelnen Stufen ein Trocknungsprozess bei etwa 50 °C stattfand. Die Innenkokille ist im Anschluss mit Graphitpapier umwickelt sowie in der Außenkokille positioniert und verschraubt worden. Damit konnte das Kokillenpaket mit Mg-Material bestückt und in dem Autoklav positioniert werden. Es folgte der Aufheizprozess im GDI-Verfahren und das Füllen der Kavität.



Abbildung 36: Vorbereitungsschritte zur Prüfung des Materials CarSIK-NG auf die Entformbarkeit – Beschichten der Innenkokille (links), Zusammenbau der Innen- und Außenkokille (mittig), Positionieren im Autoklav und Bestückung mit Mg-Material (rechts)

Die Keramikkokille einschließlich des erstarrten Magnesiums sind in Abbildung 37 dargestellt. Beim Abtrennen des Überlaufbereichs ist die Kokille aufgrund der Haftung der Eco-Magnesiumlegierung an Teilbereichen gebrochen. Mittig ist eine Detailansicht der Bruchstelle zu sehen, wobei die gefüllte Kavität sowie glänzende Partikel zu erkennen waren, die im Inneren des Kokillenmaterials vorlagen. Bei weiterer Entformung wurde zudem deutlich, dass sich das Graphitpapier nicht einzeln ablösen lässt, sondern die Außenschicht der Kokille bei diesem Prozess abgezogen wird. Aus diesen Gründen eignet sich das System aus Keramikmaterial

CarSIK-NG mit der Schlichte auf Basis von Al_2O_3 nicht für die Verarbeitung des Eco-Mg mit der verwendeten Prozesstechnik und dem gewählten Prozessfenster.



Abbildung 37: Ergebnis des Abgussversuchs der CarSic-Kokillenmaterials - Übersichtsbild der Kokille in Entnahmeposition (links), Detailansicht der Fehlstelle an der Oberseite der Kokille (mittig) und weitere Fehlstellen nach versuchter Entformung (rechts)

Da die Versuche vom Auftragen von Dickschichten mittels thermischen Spritzens zunächst nicht zielführend erscheinen, wurde in Vorversuchen ein neuer Lösungsansatz getestet. Hierfür wurde auf dem Graphitkokillenmaterial mit den Dünnschichttechniken der Physikalischen Gasphasenabscheidung (PVD) bzw. Atomlagenabscheidung (ALD) eine Titannitridbeschichtung aufgebracht (vgl. Abbildung 38). Das Kokillenmaterial wurde mit einer Probe des Eco-Mg bestückt und dem GDI-Prozess unterzogen. Dieser Vorversuch zeigte zunächst eine sehr gute Trennwirkung zwischen Kokille und Eco-Mg und musste daher detaillierter auf seine Funktionsfähigkeit geprüft werden. Dies war jedoch nicht Gegenstand des Projekts KOKOMAG und konnte auch aus wirtschaftlicher Perspektive nicht im Projekt abgedeckt werden. Daher soll die weitere Entwicklung dazu in einem anderen Forschungsvorhaben erfolgen.

Die Herstellung geeigneter Probekörper, auf die thermische Spritzschichten aufgebracht werden können, wurden anfangs durch die Fertigungsproblematik der MMC ECO-AZ91-Platten begleitet und dadurch alternativ zunächst Standard MMC AZ91-Verbundstrukturen sowie unverstärkte Magnesiumproben angefertigt und bereitgestellt. An diesen wurden die ersten entsprechenden Untersuchungen für die Schichtentwicklung durchgeführt. Mittels dieser Probenanfertigung sollte zunächst einer zeitlichen Verzögerung durch prozesstechnische Herausforderungen mit Eco-Magnesium vorgebeugt werden. Weiterhin dienen die Versuchsstrukturen auf Basis der Standardsysteme zu Vergleichszwecken und als Referenzen. Da bei MMC-Proben die Faserbündel vollständig von Magnesium umschlossen sind und das aufgetragene

Substrat vorrangig nur mit der Magnesiumoberfläche in Kontakt kommt, wurden ebenfalls Probekörper aus unverstärktem Mg angefertigt. Die Untersuchungen zur Beschichtungsentwicklung erfolgten am Institut für Werkstoffwissenschaft (IfWW).

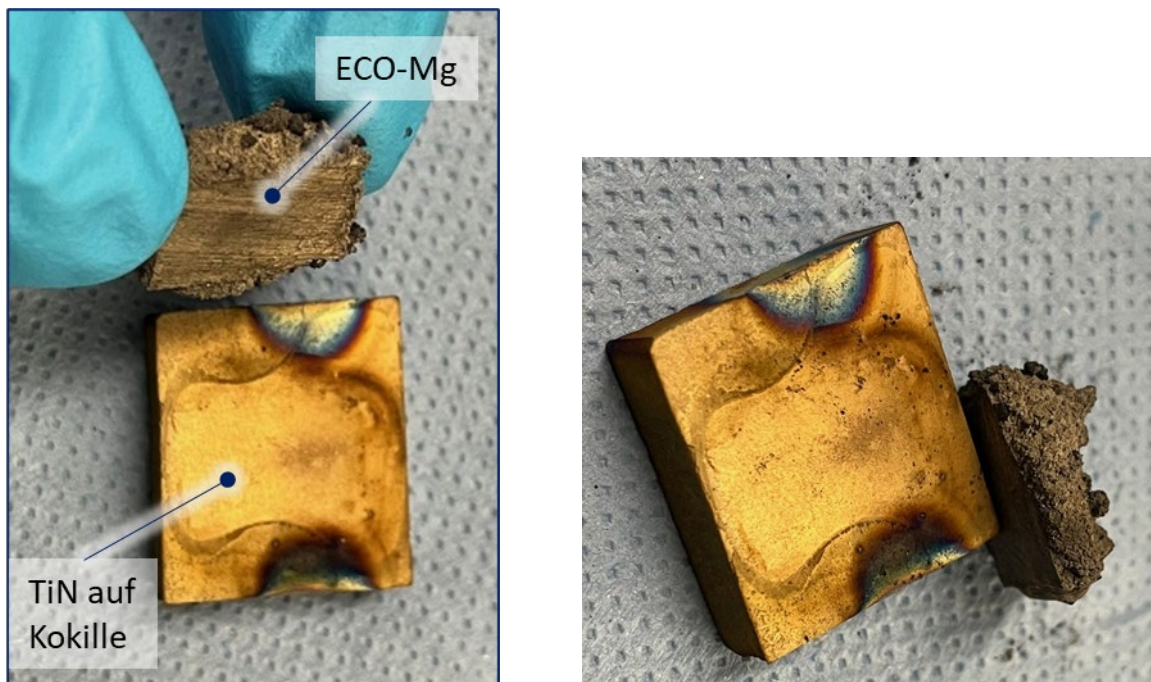


Abbildung 38: Vorversuche einer TiN-Beschichtung auf Kokillenwerkstoff mit appliziertem Mg im PVD-/ALD-Verfahren

Um die Schichthftung auf verstärktem und unverstärktem Mg zu untersuchen, war es nötig, entsprechende Probekörper und den Versuchsaufbau zur Haftzugmessung zu erarbeiten. Hierfür wurden Rundproben (Abbildung 39), sogenannte Coins in einem mehrstufigen Beschichtungsprozess, auf dem in HAP3 weiter eingegangen wird, rotativ beschichtet und anschließend beim Partner ILK hinsichtlich ihrer Haftzugfestigkeit untersucht.



Abbildung 39: Beschichtete Haftzugprobekörper, links: verstärktes Mg AZ91, rechts: unverstärktes Mg AZ91

In Abbildung 39 ist deutlich erkennbar, dass sich oberflächlich glatte Beschichtungen gebildet haben, allerdings ist es auf den verstärkten Proben (Abbildung 39, links) zu Abplatzungen im

Bereich konvexer Geometrien gekommen, wobei vermutlich Kohlenstofffasern freigelegt wurden, auf welchen die S-HVOF-Beschichtung nicht haftet. Die Haftzugfestigkeitsmessungen wurden am ILK durchgeführt. Die erstellten Haftzugprobekörper wurden nach DIN EN ISO 14916 geprüft. Dabei werden die Oberseite der aufgetragenen Beschichtung sowie die Gegenseite des Substrats jeweils mit Hilfe eines Zweikomponentenklebers am Haftzugstempel befestigt. Die Haftzugstempel werden um 90° verdreht in der Prüfmaschine montiert, um Querkräfte zu minimieren. Prüfkörper und Versuchsaufbau sind in der nachfolgenden Abbildung 40 dargestellt.



Abbildung 40: Durchgeführte Schritte zur Haftzugprüfung

Die Haftzugversuche zeigen zwischen Reinmagnesium und MMC-Proben dabei deutliche Unterschiede. Beim MMC wurde im Durchschnitt eine Haftzugfestigkeit von 1,7 MPa gemessen. Beschichtungen auf reinem Magnesium hingegen zeigten mit 8,1 MPa eine um 4,7-Fach höhere Festigkeit. Messwerte und Schadensbilder sind in Abbildung 41 zu sehen.

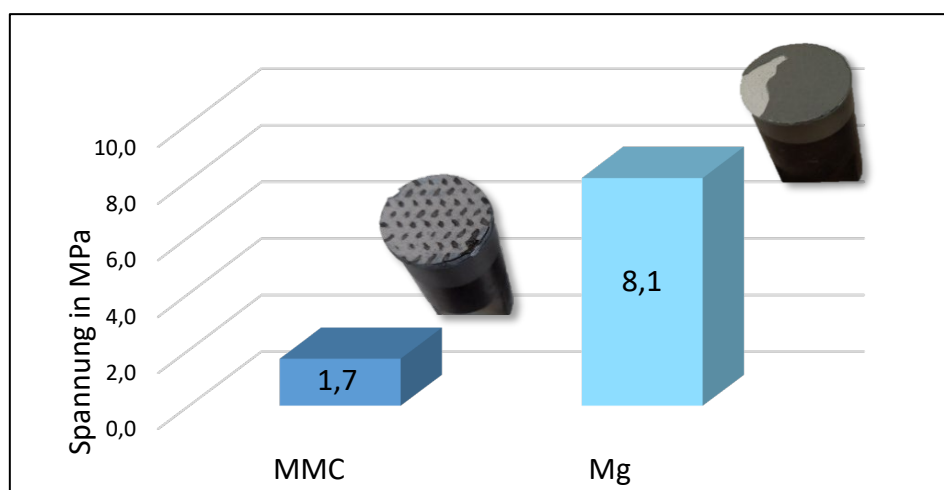


Abbildung 41: Gemittelte Spannungen der Haftzugversuche

An den meisten Probekörpern konnte ein deutliches Versagen der Grenzschicht (Interphase) beobachtet werden. Die freiliegenden Fasern deuten darauf hin, dass sich daran keine hohen Haftkräfte ausbilden und diese der Ausgangspunkt für das initiale Versagen sind. Mikroskopische Analysen haben gezeigt, dass es durch oberflächennahe und freiliegende Fasern zu Inhomogenitäten in bzw. auf der thermisch gespritzten Beschichtung kommt. In Abbildung 42 ist

der Einfluss der Fasern auf die Schichtausbildung durch deutlich erkennbare Fehlstellen in der Beschichtung zu sehen, die es für einen qualitativ hochwertigen Korrosionsschutz zu vermeiden gilt. Bei hohen Faservolumengehalten und dem Gießprozess im GDI-Verfahren kommt es bei der Herstellung von CF-Mg zur Einlagerung oberflächennaher Fasern, die infolge des nachfolgenden Sandstrahlprozesses freigelegt werden und somit zu Fehlern in der Beschichtung führen (siehe Abbildung 42).

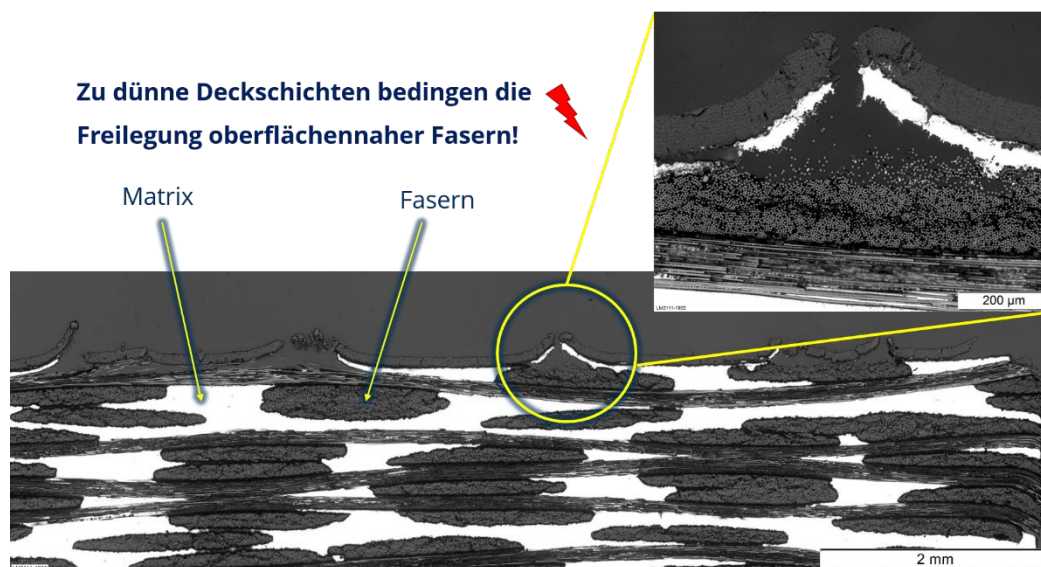


Abbildung 42: Freilegung oberflächennaher Fasern des CF-Mg nach dem Sandstrahlen in Vorbereitung auf die Durchführung des thermischen Spritzprozesses und resultierende Fehler der Beschichtung

Das Sandstrahlen ist als Vorbereitungsschritt vor dem thermischen Spritzen nötig, um einerseits entstandene Oxidschichten kurz vor dem Beschichtungsprozess zu entfernen, aber auch um die nötige Rauheit der Oberflächen herzustellen, damit die erforderliche mechanische Verklammerung der Beschichtungspartikel möglich ist. Beim Sandstrahlen kommt es jedoch wiederholt zur Faserfreilegung von oberflächennahen Fasern. Um ähnlich hohe Festigkeiten der MMC-Proben zu erhalten, soll im Weiteren die Dicke der Magnesiumschicht auf den äußeren Faserschichten erhöht werden. Das GDI-Verfahren wird dahingehend abgeändert, dass zusätzliche Abstandhalter integriert werden. Dadurch werden die Fasern während des gesamten Herstellungsprozess mittig positioniert, wodurch sich ein dickerer äußerer Magnesiumbereich ausbildet (vgl. Abbildung 43). Zur Umsetzung der Zielstellung, die Fasern in der Mitte zu positionieren, wird nachfolgend auf zwei mögliche Methoden eingegangen. Zum einen eine mechanische Halterung am Randbereich, dadurch sollen die Fasern in der Mitte fixiert werden und sich an den äußeren Bereichen leichter umfließen werden, wodurch sich eine dickere Magnesiumschicht bildet. Diese können entweder über konstruktive Änderung der Kokille oder dem Verwenden von hitzebeständigen Einlegern, beispielsweise Graphitpapier, umgesetzt werden. Die zweite Variante soll durch das Einbringen von metallischen Folien erfolgen. Dies wird aufgrund der hohen Kosten für Magnesiumfolien mit Aluminiumfolie umgesetzt.

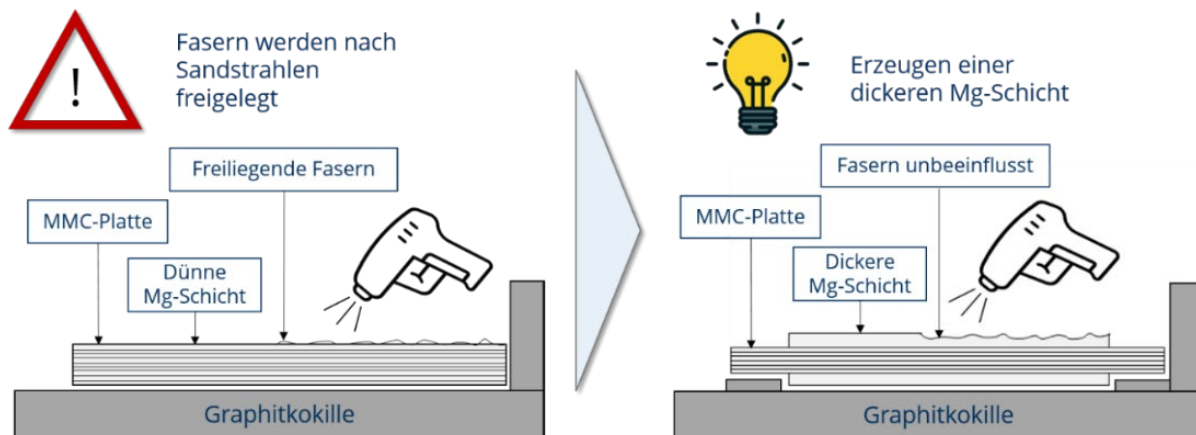


Abbildung 43: Schematische Darstellung zur Funktionsweise der mittigen Positionierung der Fasern

Beide Legierungen weisen einen ähnlichen Schmelzpunkt (Schmelzpunkt aufzählen) auf, somit sollte sich zwischen beiden Materialien vergleichbare Ergebnisse einstellen. In der Abbildung 44 werden exemplarisch zwei Lösungsmöglichkeiten aufgezeigt.

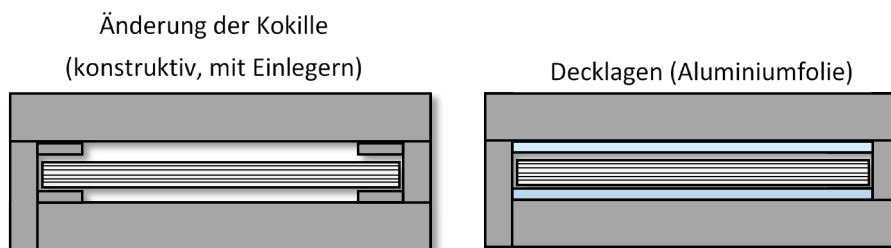


Abbildung 44: Verschiedene Varianten zur Faserpositionierung

In der nachfolgenden Abbildung 45 sind die Ergebnisse der Konzeptstudie mit Graphiteinlegern dargestellt. Hierbei wurden die Einleger komplett umflossen und auch die Fasern vom direkten Randbereich entfernt. Jedoch wurde nur eine ungenügende Deckschicht erzeugt, sodass ein Freilegen der Fasern im Sandstrahlprozess noch möglich ist. Weiterführende Studien waren nötig, um im späteren thermischen Spritzprozess eine optimale Anbindung und geschlossene Beschichtung auf faserfreien Deckschichten der MMC-Bauteile zu erzeugen.

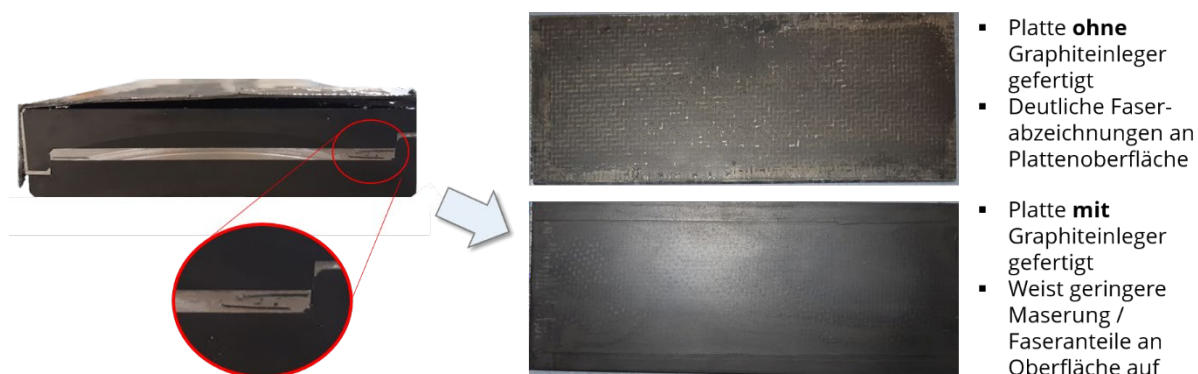
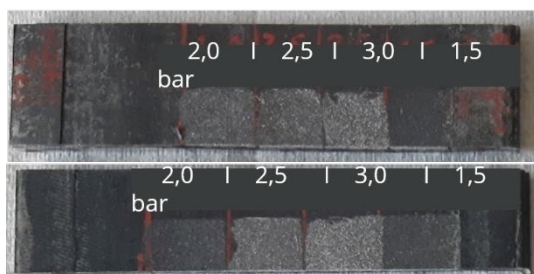


Abbildung 45: Eingussstudien von Graphiteinlegern (links) und Vergleich der damit zu erzeugenden Deckschichten von MMC-Strukturen mit verschiedenen Faseranteilen an der Oberfläche (rechts)

Zur Fehlerreduzierung durch freigelegte, oberflächennahe Fasern infolge des Sandstrahlprozesses war das Aufbauen gezielter Deckschichten aus unverstärktem Magnesium in-situ im Herstellungsprozess zu entwickeln. Dafür wurde zunächst eine Parameteranalyse zum Abtrag der Schichten beim Sandstrahlen und die Ableitung einer resultierenden Mindestschichtdicke, bevor oberflächennahe Fasern beginnen dürfen, durchgeführt (siehe Abbildung 46).



	Druck [bar]	Abtrag [μm]
Mindestfall	1,5	18 bis 36
Normalfall	2,0	75 bis 125
	2,5	102 bis 163
Extremfall	3,0	173 bis 202

Abbildung 46: Parameteranalyse des Sandstrahlprozesses zum resultierenden Schichtabtrag

Für die Methodenentwicklung wurden insgesamt vier Arten und zehn verschiedene Varianten zur Erzeugung von faserfreien Deckschichten erarbeitet und unter den Einflusskategorien Kosten, Handhabung, Legierungsbeeinflussung, und schnelle Verfügbarkeit sowie Integrationsfähigkeit geprüft. Hohe Deckschichten konnten durch Abstandshalter im Grundfasergewebe durch Einbringen spezieller Verbindungsnadeln (angelehnt an Tackerprozesse) als auch durch Einlegen dünner zusätzlicher Gitter ermöglicht werden. Die Abbildung 47 zeigt einen Einblick in die Analyse der im Prozess in-situ erzeugbaren Deckschichten und eine zugehörige Schichtdickenmessung.

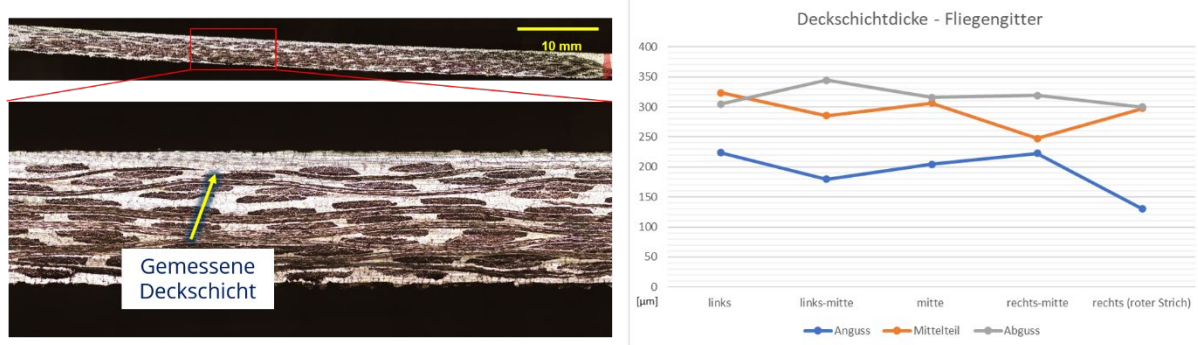


Abbildung 47: durch Einlage von speziellen Metallgittern in die CF-Halbzeuge insitu im GDI-Verfahren erzeugte Deckschichten der Mg-CF-Platten, hier mit Standard-Mg

Zusammenfassend konnten durch die Studie drei von den zehn untersuchten Methoden zur Erzeugung ausreichend dicker Deckschichten bestätigt und somit Lösungswege für eine angepasste Herstellung der CF-Mg Probekörper für die optimierte Weiterbearbeitung im thermischen Spritzprozess aufgezeigt werden. In Abbildung 48 ist eine Zusammenfassung der Studie dargestellt.

Variante	Dickenbereich [μm]	Übersicht und Zusammenfassung der Untersuchungen zu Faserfreien Deckschichten:													
Aluminiumfolie (4 Lagen pro Seite)	89 - 236	Mindestschichtdicke:	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Druck [bar]</th> <th>Abtrag [μm]</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>1,5</td> <td>18 bis 36</td> </tr> <tr> <td rowspan="2">Normalfall</td> <td>2,0</td> <td>75 bis 125</td> </tr> <tr> <td>2,5</td> <td>102 bis 163</td> </tr> <tr> <td>Extremfall</td> <td>3,0</td> <td>173 bis 202</td> </tr> </tbody> </table>	Druck [bar]	Abtrag [μm]	1,5	18 bis 36	Normalfall	2,0	75 bis 125	2,5	102 bis 163	Extremfall	3,0	173 bis 202
Druck [bar]	Abtrag [μm]														
1,5	18 bis 36														
Normalfall	2,0	75 bis 125													
	2,5	102 bis 163													
Extremfall	3,0	173 bis 202													
Fliegengitter (1 Lage pro Seite)	129 - 344														
Aluminiumblech (1 Lage, einseitig)	97 - 197														
Tackermuster 1 Umlaufend	323 - 978														
Tackermuster 2 Grob	138 - 589														

→ Optimierung der Vorzugsverfahren möglich z.B. durch Abwandlung Tackmuster zu qualitativ hergestellten TFP mit eingebrachten Abstandshaltern (z.B. aus Ti o.ä.)

Abbildung 48: Zusammenfassung der Studie zur in-situ-Herstellung angepasster Deckschichten von CF-Mg im GDI-Verfahren sowie Auswahl von Vorzugsvarianten und Kennwerten

5.3 Ergebnisse aus HAP3: Beschichtungsvalidierung für thermisches Spritzen

Die Arbeiten in diesem Arbeitspaket wurden gemäß der Dresden-Concept-Richtlinien in den Laborräumen des Fraunhofer IWS durchgeführt. Die dort eingesetzte Prozesstechnik (Spritzkabinen, Anlagentechnik) sowie die entsprechend benötigten Medien wurden kostenfrei zur Verfügung gestellt. Lediglich die im Projekt verbrauchten Verbrauchsmaterialien (Spritzpulver, Verschleißteile) waren innerhalb der Projektlaufzeit aus Projektmitteln zu ersetzen. Dies ermöglichte es, im Rahmen des geförderten Projekts eine Vielzahl von Pulver- und Prozesskombinationen zu untersuchen und gleichzeitig die Kosten für die Pulverbestellung niedrig zu halten - gerade hochspezialisierte Beschichtungspulver können Kilopreise von mehreren hundert Euro aufweisen. Die dafür eingesetzte Anlagentechnik ist in Abbildung 49 dargestellt.

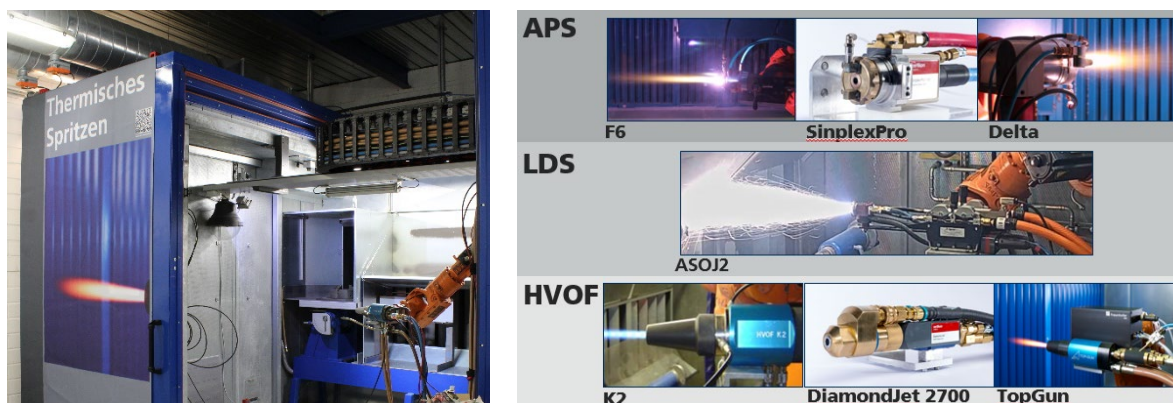


Abbildung 49: Die Spritzkabine mit Anlagentechnik in den Laborräumen des Fraunhofer IWS und die verfügbaren Verfahren: Atmosphärisches Plasmaspritzen (APS), Lichtbogendrahtspritzen (LDS), Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF)

Im Projektzeitraum wurden die Verfahren APS-F6 und HVOF-TopGun untersucht. Die Versuche konzentrierten sich zunächst auf die Variante APS. Um die Reproduzierbarkeit der Versuchsparameter Spritzabstand und Oberflächengeschwindigkeit zu gewährleisten, wurde die Spritzpistole mit einem Roboter der Firma KUKA über die vorbereitete und zu beschichtende Oberfläche bewegt. Die Beschichtungsparameter wurden zusammen mit den Daten der Prozessüberwachung und den Ergebnissen der Schichtcharakterisierung in einer Datenbank gespeichert.

Technische Vorbetrachtung

Gemäß AP3.1 wurde ein Screening der Vielzahl von Beschichtungswerkstoffen und -verfahren durchgeführt. Die betrachteten Prozesse und Werkstoffe sind in Tabelle 12 aufgelistet:

Tabelle 12: Mögliche Materialkombinationen

Werkstoff- und Prozesskombination	Bemerkungen	Primäre Funktion	Verfügbarkeit
NiCrAlY - APS	Zusätzlicher Top-Coat nötig wg. Ni	Bondcoat	Verfügbar
ZrO ₂ / ZrO ₂ + XX - APS	-	Verschleißschutz	Verfügbar
WC - HVOF	Binder benötigt - Teuer	Verschleißschutz	-
NiMoAl	Top-Coat nötig wg. Ni	Ggf. Verschleißschutz	-
AlSi / AlMg- LDS	-	Hauptsächlich Verschleißschutz	Draht & Pulver verfügbar
Al99 + Keramik	-	Verschleißschutz & Korrosionsschutz	-
NiCr 80/20 LDS / APS / HVOF	Top-Coat nötig wg. Ni	Bondcoat	Draht und Pulver verfügbar
Al ₂ O ₃ 3TiO ₂	-	Verschleißschutz	
TiO ₂	-	Verschleißschutz, ggf. Korrosionsschutz	Verfügbar
Spinell (Al ₂ O ₃ MgO)	-	Verschleißschutz & Korrosionsschutz	Verfügbar
Edelstahl (316L) APS/LDS	-	-	Verfügbar
Al - Al ₂ O ₃ CerMet (selbst mischen / getrennt injiziert)	-	Verschleißschutz & Korrosionsschutz	-
Metall + Polymer	-	Korrosionsschutz, ggf. Verschleißschutz	-
Al 6Si 1Mo 1Cr 40 Polyester APS	Metco 1602A, für zerspanbare Schichten	Verschleißschutz; Vorgestellt bei ITSC	Zu Bestellen - Oerlikon
AL 7Si 40 Polyester APS	Metco 601NS	Korrosionsschutz, ggf. Verschleißschutz	Zu Bestellen - Oerlikon
Al 12Si APS	Amdry 355	Korrosionsschutz, ggf. Verschleißschutz	Zu Bestellen - Oerlikon

AL 12Si APS	Metco 82C-NS	Korrosionsschutz, ggf. Verschleißschutz	Zu Bestellen - Oerlikon
Zn	-	Verschleißschutz	Verfügbar
Cr3C2-NiCr	-	Verschleißschutz	-

Von den in Tabelle 12 aufgeführten Werkstoff-Verfahrens-Kombinationen wurden die in Tabelle 13 aufgeführten Kombinationen untersucht. Auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse und Ergebnisse wurden einige Kombinationen nicht weiter untersucht. Eine Zusammenfassung ist in Tabelle 13 dargestellt und wird nachfolgend im Detail diskutiert.

Tabelle 13: Durchgeführte Beschichtungsversuche

Substratwerkstoff	Prozess	Schichtwerkstoff	Beobachtung	Bewertung
Mg unverstärkt	APS	Al99	Grenzschichteffekte, vermutlich Entstehung galvanische Zelle	
	APS	CoNiCrAlY	Grenzschichteffekte, vermutlich Entstehung galvanische Zelle	
	HVOF	Spinell	Guter Schichtauftrag, makroskopisch keine Risse	
	S-HVOF	Al ₂ O ₃	Sehr gute, dichte Schicht	
	APS	Al ₂ O ₃ -3TiO ₂	Sehr gute Schicht, erhöhte Rauheit	
Graphit-Kokille	APS	Al99	Sehr gut, hoher Auftrag, hohe Rauheit	
	HVOF	Spinell	Kein Aufträge erkennbar	
	APS	Al ₂ O ₃ -6TiO ₂	Sehr gut, geringere Rauheit als bei Al99	
	APS	Al + Al ₂ O ₃ -6TiO ₂	Sehr gut, raue OF durch Bondcoat	
Mg-MMC	APS	Al99	Grenzschichteffekte, vermutlich Entstehung galvanische Zelle	
	HVOF	Spinell	Grundsätzlich gut – Parametervariation notwendig	
	APS	Al ₂ O ₃ -TiO ₂	Sehr guter Auftrag, keine Temperaturschädigung erkennbar	
	S-HVOF	Al ₂ O ₃	Ohne „Bondcoat“ kritisch – Temperaturproblematik	
	APS	Al99 + Al ₂ O ₃	Grenzschichteffekte, vermutlich Entstehung galvanische Zelle ,n.i.O.	
	APS + S-HVOF	Al ₂ O ₃ -3TiO ₂ + Al ₂ O ₃	i.O. – bisher vielversprechendste Kombination	
	APS + HVOF	Al99 + Spinell	Grenzschichteffekte, vermutlich Entstehung galvanische Zelle ,n.i.O.	

Beschichtung unverstärktes Magnesium

In diesem Rahmen wurden unterschiedliche Werkstoffkombinationen untersucht:

- Mg (unverstärkt) – Metallbeschichtung
- Mg (unverstärkt) – Metallbeschichtung (als Bondcoat) – Keramikbeschichtung
- Mg (unverstärkt) – Keramikbeschichtung

Unmittelbar nach der Beschichtung waren bei allen Schichten makroskopisch keine Schichtablösungen erkennbar, die Schichthaftung schien qualitativ im erwarteten Bereich zu liegen. Die Auftragsraten entsprachen den Erfahrungswerten aus früheren Projekten, wobei generell gilt, dass Metall auf Metall deutlich besser haftet bzw. deutlich höhere Auftragsraten erzielt als Keramik auf Metall. Dies konnte auch bei den genannten Versuchen beobachtet werden. Aufgrund der zunächst positiv erscheinenden Ergebnisse wurden Querschliffuntersuchungen veranlasst. In den Querschliffanalysen konnte jedoch bei der Werkstoffkombination Magnesium-Metallschicht ein deutlicher Spalt zwischen Schicht und Grundsubstrat festgestellt werden (siehe Abbildung 50).

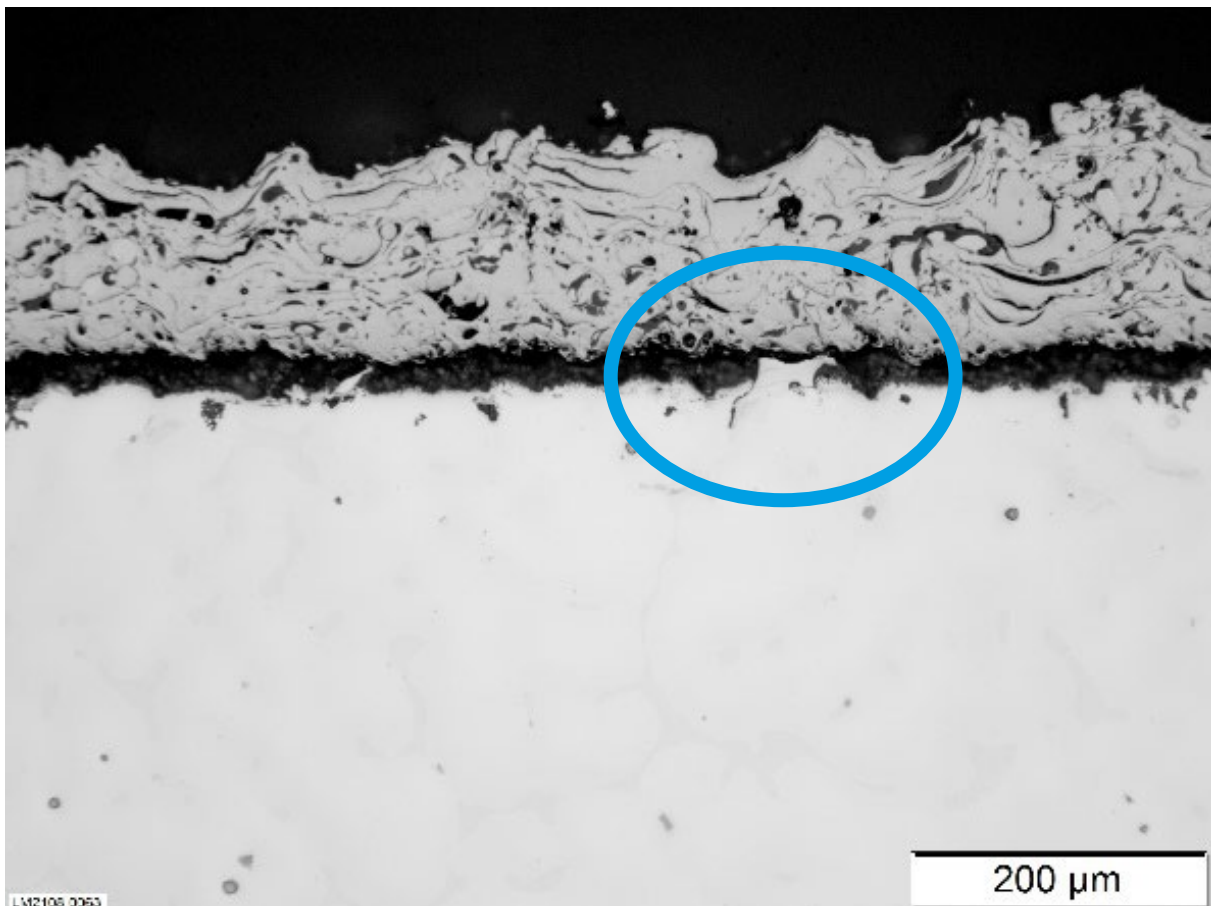
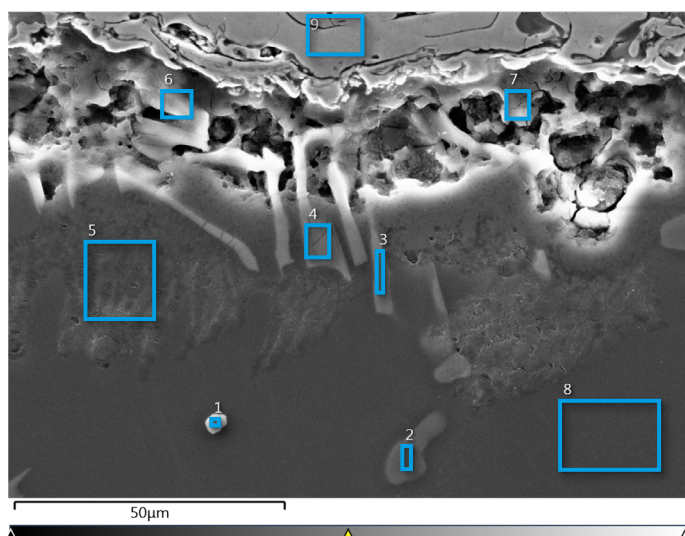


Abbildung 50: Querschliffaufnahme

Das Erscheinungsbild der Spaltkanten (Topologieunterschiede zw. Schichtunterseite und Substratoberseite, unscharfe Spaltkanten, „Turmbildung“ in einzelnen Substratbereichen) spricht

gegen eine rein mechanische Schichtablösung, sondern für das Auftreten von Spaltkorrosion. Auch die durchgeführte EDX-Analyse der Schichtgrenzfläche unterstützt diese Hypothese. Abbildung 51 zeigt eine REM-Aufnahme der Beschichtung einer ECO-Mg-Legierung. Die entsprechende Zusammensetzung der einzelnen Gefügebestandteile ist in der nebenstehenden Tabelle angegeben. Es ist zu erkennen, dass die weitgehend intakten Phasen des Werkstoffs (#3 und #4) einen hohen Anteil an Ca aufweisen, welches ein wesentliches Legierungselement von ECO-Mg ist. Die keramischen Beschichtungen zeigen das oben beschriebene Verhalten nicht, was bedeutet, dass sich mit hoher Wahrscheinlichkeit eine galvanische Zelle zwischen den beiden Metallen ausbildet, die in Kombination mit der Luftfeuchtigkeit zu Lochfraßkorrosion führt. Bei Standard-Magnesium zeigt sich prinzipiell ein ähnliches Verhalten, die korrosionsbeständigere Phase ist hier jedoch Mg-Al, da Calcium als Legierungsbestandteil fehlt. Um den zeitlichen Verlauf der Korrosion zu untersuchen, wurde nach ca. 7 Tagen erneut eine REM-Aufnahme angefertigt, hier ist keine Veränderung zu den oben gezeigten Bildern erkennbar, sodass davon ausgegangen werden kann, dass die Lochfraßkorrosion bereits kurz nach Beendigung der Beschichtung einsetzt und nach kurzer Zeit abgeschlossen ist.



No.	Mg	Al	Mn	O	Ca	Zn
1	11,8	36,7	50,7	0,7	0,0	0,0
2	55,0	31,7	0,0	1,4	3,1	8,8
3	17,8	47,6	0,0	5,4	28,2	0,9
4	23,0	47,3	0,0	5,3	23,7	0,8
5	82,7	3,0	0,0	13,9	0,0	0,4
6	29,7	40,4	0,0	10,3	18,4	0,8
7	43,2	7,7	0,0	43,3	0,2	0,9
8	95,5	3,0	0,0	0,8	0,0	0,8

No.	Ni	Co	Cr	Al
9	46,8	24,0	17,1	12,1

Abbildung 51: EDX-Analyse des Schichtinterfaces

Beschichtung Magnesium als MMC-Platte

Aufbauend auf den oben dargestellten Erkenntnissen zu metallischen Beschichtungswerkstoffen wurde für die Beschichtung der faserverstärkten Magnesiumbleche der Fokus auf keramische Beschichtungswerkstoffe gelegt, wobei der Schwerpunkt auf der Unterscheidung der beiden Beschichtungsverfahren APS (Atmosphärisches Plasmaspritzen, Abbildung 52) sowie HVOF (Hochgeschwindigkeitsflammspritzen, Abbildung 53) lag. Der HVOF Prozess zeichnet sich durch deutlich höhere Bauteiloberflächentemperaturen sowie höhere Partikelgeschwindigkeiten aus. Dies führt zu einem lokalen Abplatzen der Schicht, insbesondere in den konvexen Bereichen, wie in Abbildung 53 zu erkennen ist.



Abbildung 52: $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-3TiO}_2$ -Beschichtung (APS-Prozess)

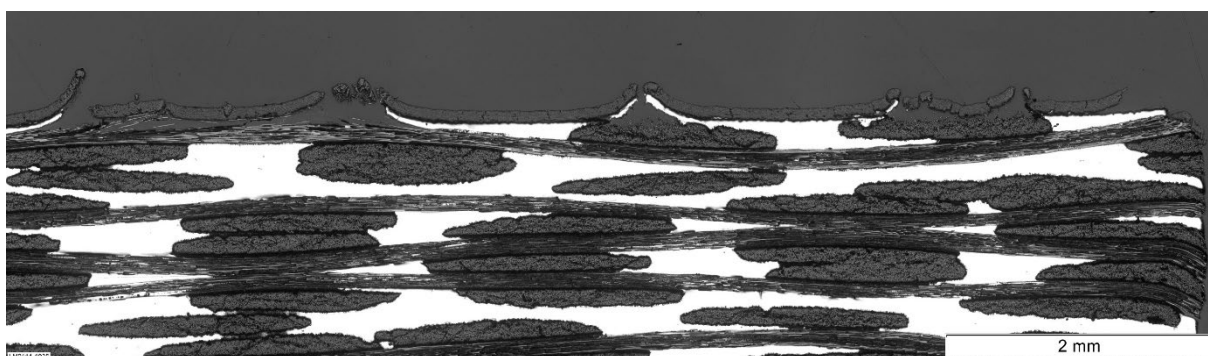


Abbildung 53: Al_2O_3 -Beschichtung (HVOF-Prozess)

Ein großer Vorteil der HVOF-Schichten liegt jedoch darin, dass die Schichten aufgrund der höheren Partikelgeschwindigkeiten deutlich glatter und dichter sind, was für die Anwendung als Korrosions- und Flammschutzschicht durch die Vermeidung offener Porosität mit hoher Wahrscheinlichkeit von Vorteil ist. Daher wurde in einem weiteren Beschichtungsversuch die Kombination der beiden oben genannten Schichten untersucht. Die APS- Al_2O_3 -Schicht soll dabei als Haftvermittlerschicht sowie als Temperaturbarriere dienen, sodass der Grundwerkstoff bei der anschließenden HVOF-Beschichtung nicht geschädigt wird. Ein Querschliff einer solchen Schicht ist in Abbildung 54 dargestellt.

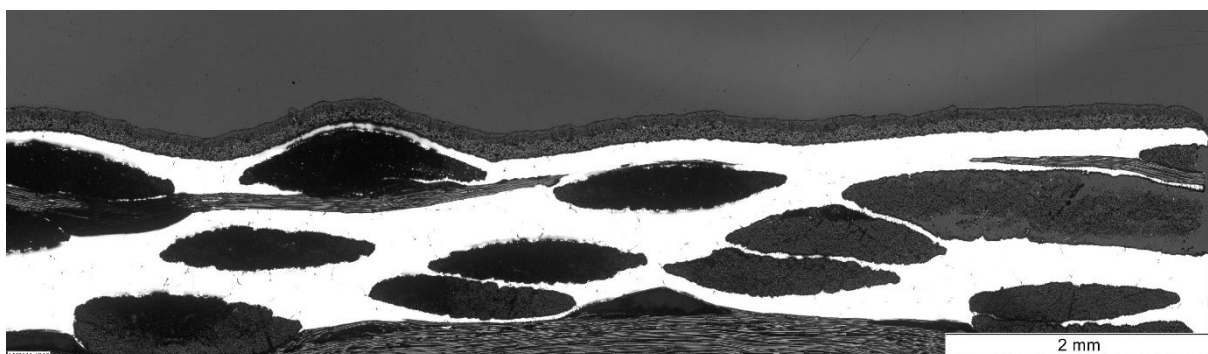


Abbildung 54: Multilayer-Schicht aus APS- $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-3TiO}_2$ und HVOF- Al_2O_3

Der Spritzzusatz für das HVOF-Verfahren wird hier als Suspension zugeführt. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, die Partikelgröße weiter zu reduzieren, was die Rauheit der Schicht sowie die Porosität weiter verringert. Es ist zu erkennen, dass die APS-Keramikschicht ihre Funktion

als Haftvermittler sowie als Isolationsschicht erfüllt, damit es beim anschließenden Auftragen der HVOF-Keramikschiicht zu keiner sichtbaren Beschädigung des Grundsubstrates sowie zu keinem Auf- oder Abplatzen der Schichten kommt. In Abbildung 55 ist die Multilagen-Schicht im Detail dargestellt.

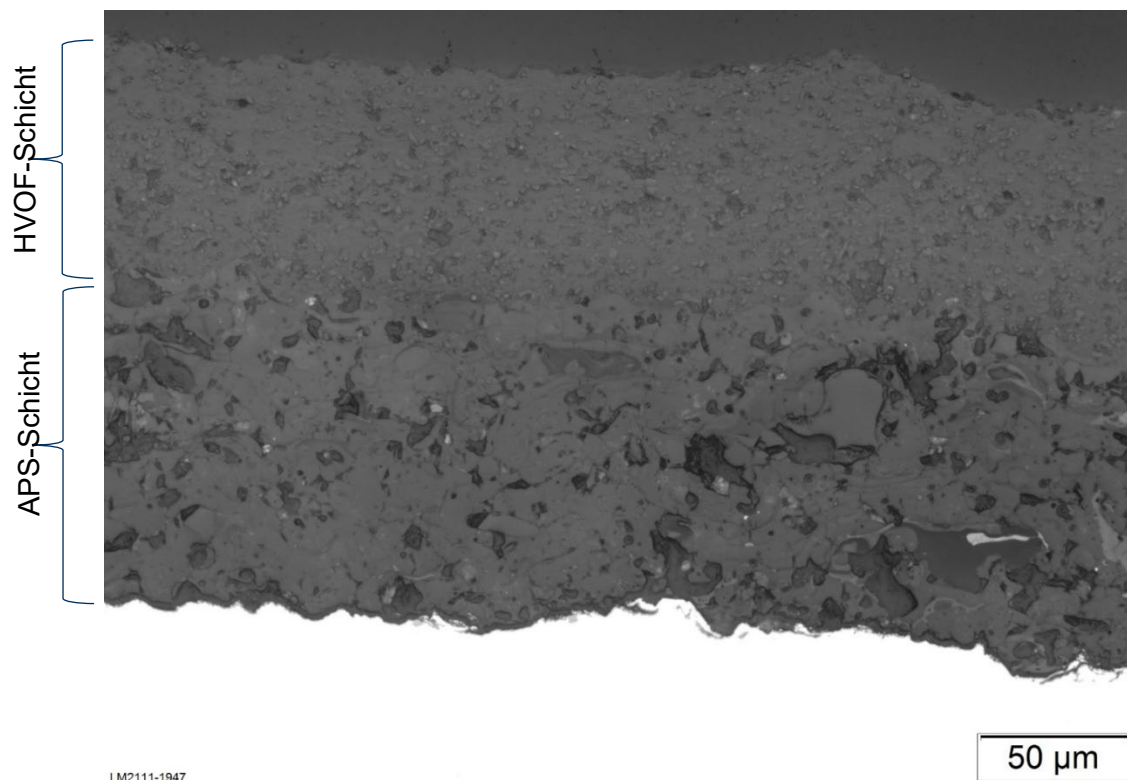


Abbildung 55: Vergrößerte Darstellung der Multilayer-Beschichtung auf Mg AZ91

Die geringere Porosität der HVOF-Schicht ist deutlich zu erkennen. Die Hypothese, dass dadurch die Korrosionsbeständigkeit des Verbundsystems erhöht werden kann, wurde in der Projektphase untersucht und in folgenden Kapiteln genauer beleuchtet.

Beschichtung der Graphit-Kokille

Aufgrund der technischen Herausforderungen bei der Herstellung von MMC-Platten mit dem ECO-AZ91 wurden innerhalb des Projektkonsortiums verschiedene Ansätze zur Verbesserung der Entformbarkeit der Platten aus den Graphitkokillen diskutiert. Die Aktivitäten in HAP3 bauen auf den bisherigen Ergebnissen zum „Werkstoff- und Prozessscreening“ auf und wurden an die Herausforderungen in HAP2 angepasst (vgl. Abbildung 56). Aufbauend auf den bisherigen Ergebnissen sollen Beschichtungen der Kokillen als Schutz und zur Verbesserung der Entformbarkeit eingesetzt werden. Hintergrund sind die zerstörenden Anhaftungen der EcoMg-Legierung (ECO-AZ91) an den Kokillen nach dem Abkühlen und Entformen. Ziel war die Verbesserung des GDI-Prozesses zur Herstellung von Eco-Mg-MMC-Proben für die Beschichtungsversuche.

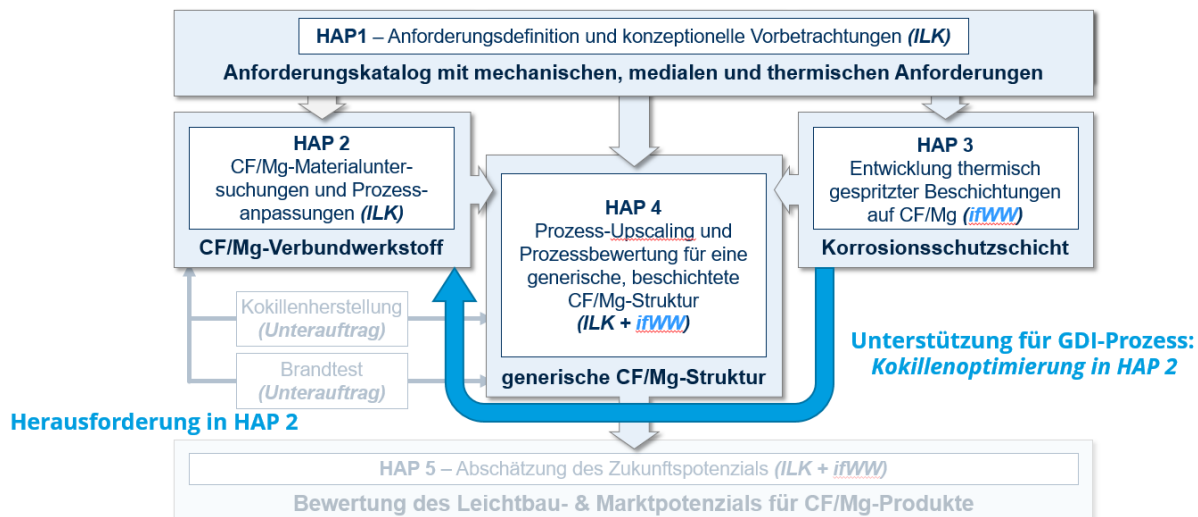


Abbildung 56: Verlagerung der Tätigkeiten aus HAP3 in HAP2

Aus dem Screening der Werkstoffe und Prozesse wurden die Ergebnisse auf die Versuche zur Kokillenbeschichtung transferiert (vgl. Abbildung 57). Keramische Schichten wiesen keine Grenzschichteffekte zur Eco-Mg-Legierung auf, dementsprechend eignen sich diese für eine „dauerhafte“ Schutzschicht, wobei als Vorzugsvariante der Werkstoff $Al_2O_3-6TiO_2$ verwendet wurde. Für den Fall, dass keine dauerhafte Schutzschicht aufgebracht werden konnte, wurde die Schicht so gestaltet, dass sie beim Entformungsprozess von der Kokille abgelöst wird und bereits als „erste Schicht“ auf den MMC-Platten haftet.

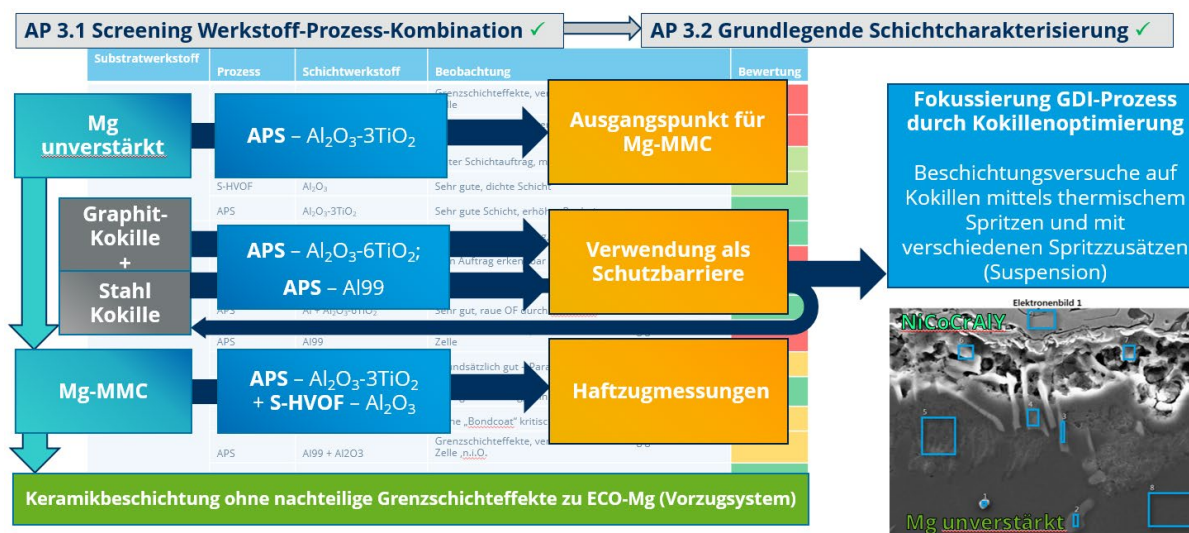


Abbildung 57: Ergebnistransfer auf Kokillen

Abbildung 58 zeigt die Beschichtung der Graphitkokille mit dem APS-Verfahren und einer Aluminiumoxid-Basisbeschichtung. Ein Teil des Probekörpers (unterer Teil) wurde mit einem Aluminiumbondcoat versehen, um dessen Effekt auf die Verbesserung der grundsätzlichen Schichtbildung und damit seiner Notwendigkeit zu untersuchen. Auf der rechten Seite ist zu

sehen, dass sowohl mit als auch ohne Bondcoat eine deckende Beschichtung möglich ist. Die Beschichtung ohne Bondcoat ist aufgrund der geringeren Oberflächenrauheit hinsichtlich der Maßhaltigkeit der Beschichtung mit Bondcoat vorzuziehen.

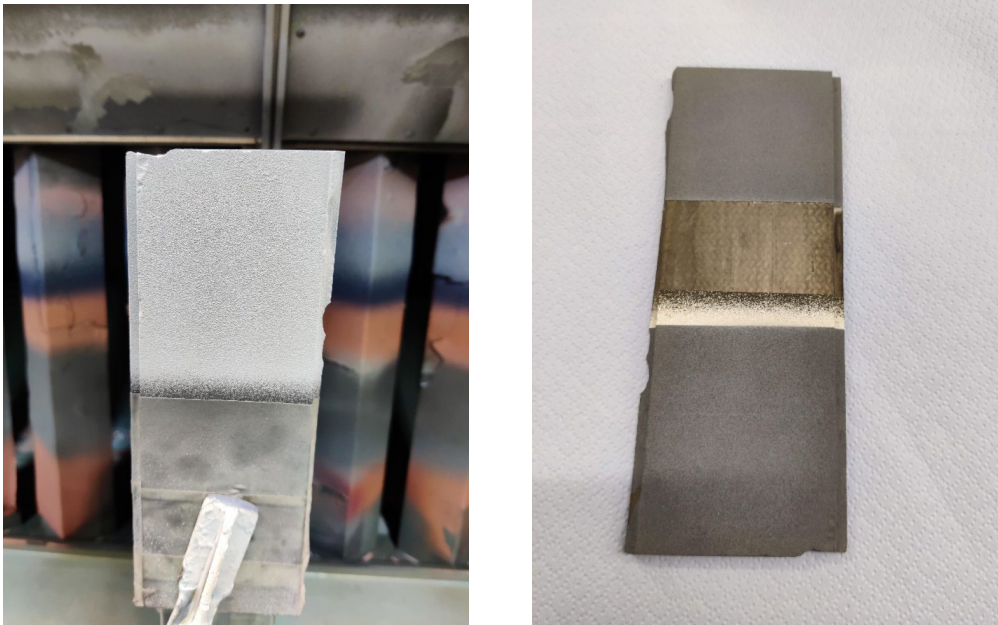


Abbildung 58: Beschichtung der Graphit-Kokille mit einer $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}3\text{TiO}_2$ -Keramikschiicht

Darauf aufbauend wurden Kokillen mit Al und $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}3\text{TiO}_2$ beschichtet. Dazu wurde eine Halterung für die Kokillen entwickelt und aufgebaut, bevor die Versuche für eine vollflächige Beschichtung durchgeführt werden konnten. Die verschiedenen Beschichtungen sind in Abbildung 59 dargestellt.

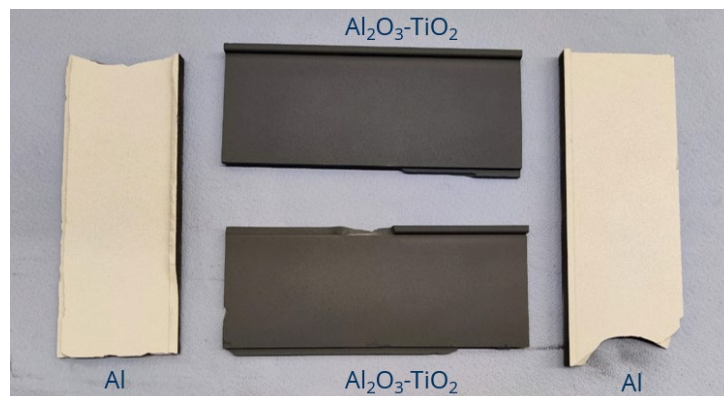


Abbildung 59: Beschichtung von Graphitkokillen mit Al-Schichten und $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}6\text{TiO}_2$ -Schichten

Mit diesen beschichteten Graphitkokillen wurden vergleichende Versuche im ungeschliffenen und geschliffenen Zustand (Schichtnachbehandlung) mit dem GDI-Verfahren am ILK durchgeführt. Im weiteren Entwicklungsverlauf wurden Graphitkokillen auch mit der Al_2O_3 -Suspension, äquivalent zum verwendeten Spritzzusatz aus dem S-HVOF-Prozess, mehrlagig bepinselt, um als Trennschicht zu fungieren (Abbildung 60). Abbildung 61 zeigt eine Graphitkokille, die zum Schutz mit $\text{Al}_2\text{O}_3/6\text{TiO}_2$ mittels APS beschichtet wurde.

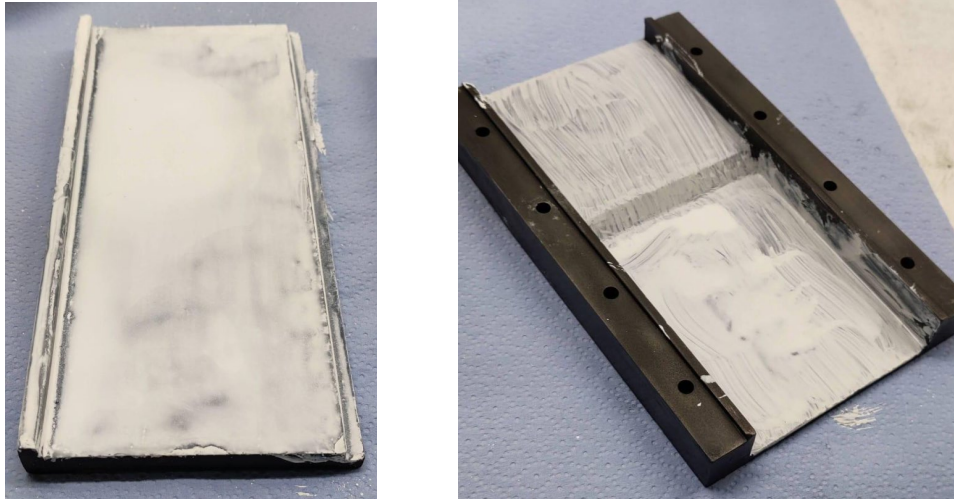


Abbildung 60: Graphitkokillen mit Al₂O₃-Suspension beschichtet (links: Innenkokille, rechts: Außenkokille)



Abbildung 61: Al₂O₃/6TiO₂ beschichtete Graphitkokille, hergestellt mit APS

Die Machbarkeit von thermischen Spritzschichten auf Graphitkokillen wurde damit bestätigt. Das Verhalten der mit einer Suspension versehenen und der im APS-Verfahren beschichteten Kokillen im GDI-Prozess führte jedoch nicht zum gewünschten Erfolg, da die Entformbarkeit nicht verbessert wurde und es zum Bruch des Kokillenmaterials kommt (vgl. HAP2).

Daraufhin wurde das Kokillenmaterial auf einen Warmarbeitsstahl umgestellt (vgl. Abbildung 62). Auch für dieses Material wurden Infiltrationstests im GDI-Prozess durchgeführt, wobei sich gezeigt hat, dass hierbei keine Entformbarkeit des Magnesiummaterials möglich ist. Daher wurden weitere Versuche mit Beschichtungen als Schutzschicht durchgeführt. Auf die Warmarbeitsstahlkokillen wurde mittels APS ein Al-Bondcoat (Haftvermittlerschicht) und mittels HVOF eine Al₂O₃-Suspensionsspritzschicht aufgebracht. Trotz der Variation in der Beschichtung kam es beim GDI-Prozess jedoch zu einer Infiltration der Eco-Mg-Schmelze in die Schicht und anschließend zu einer Unterfüllung zwischen der Spritzschicht und der Graphitkokille. Dadurch konnte die Entformbarkeit nicht zerstörungsfrei erreicht werden.

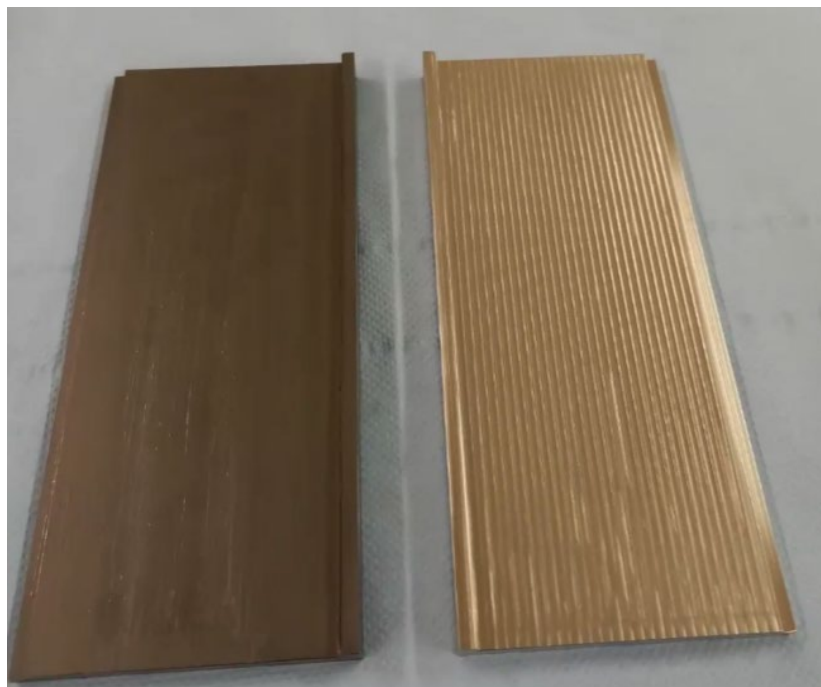


Abbildung 62: Kokillenvarianten, links: aus Graphit und rechts: aus Warmarbeitsstahl

Aufgrund der unerwarteten Fertigungsprobleme bei der Herstellung der MMC-Platten, insbesondere in Verbindung mit ECO-AZ91, wurden einige Versuche zur Beschichtung an einer unverstärkten Demonstratorgeometrie durchgeführt. Es kann davon ausgegangen werden, dass sich die Schichthftung sowie das grundsätzliche Beschichtungsverhalten der verstärkten und unverstärkten Proben stark ähneln, wodurch eine Übertragung der Ergebnisse auf die MMC-Proben gut möglich ist.

Für eine Analyse der Beschichtung an einem, nach den Designrichtlinien gestalteten, Bauteil wurde eine Armlehnenhebelstruktur aus additiv gefertigtem Al7075 mit Al_2O_3 und APS beschichtet. Für eine Untersuchung an verschiedenen Geometrien und Radien wurden geometrische Elemente in eines der zu beschichtenden Bauteile eingearbeitet (siehe Abbildung 63).

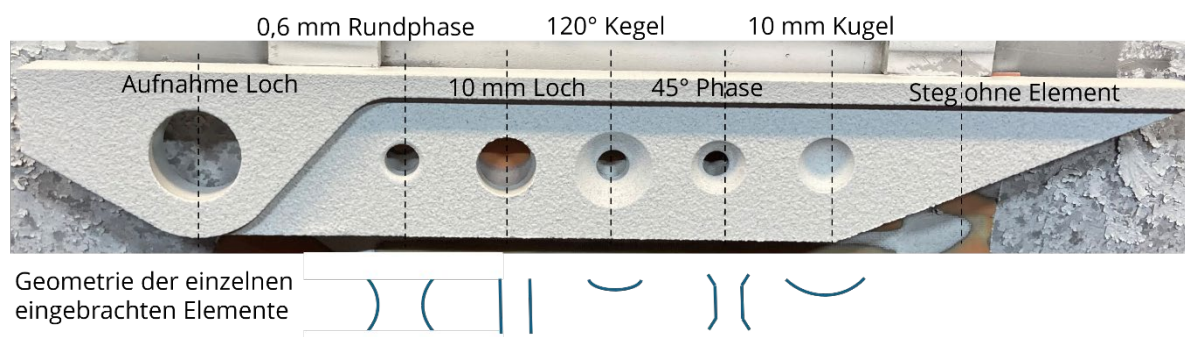


Abbildung 63: Demonstrator mit definierten Elementen, die gestrichelten Linien zeigen die Schnittebenen

Die eingestellte Schichtdicke nach der Beschichtung des in Abbildung 63 dargestellten Demonstrators ist in Tabelle 14 zusammengefasst.

Tabelle 14: Ergebnisse der Schichtdickenmessung an Geometriedemonstrator

	Schichtdicke in μm
Aufnahme Loch	$150,26 \pm 56,19$
Rundphase	$153,81 \pm 43,6$
Loch	$133,53 \pm 56,39$
Kegel 120°	$151,69 \pm 65,95$
45° Phase	$146,33 \pm 63,85$
Kugel 10 mm	$122,29 \pm 63,23$
Steg ohne Element	$133 \pm 61,89$

Es ist deutlich erkennbar, dass die Schichtdicke entsprechend des Geometrieelements stark variiert. Die dicksten Schichten konnten bei Elementen mit einer Phase bzw. einer abgerundeten Kante gemessen werden. Des Weiteren erfolgte die Beschichtung in der Kehle mit einer höheren Auftragsrate des Beschichtungswerkstoffes. Die hohe Streuung der Ergebnisse kommt durch die aufgeraute Oberfläche des zu beschichtenden Bauteils, siehe Abbildung 64.

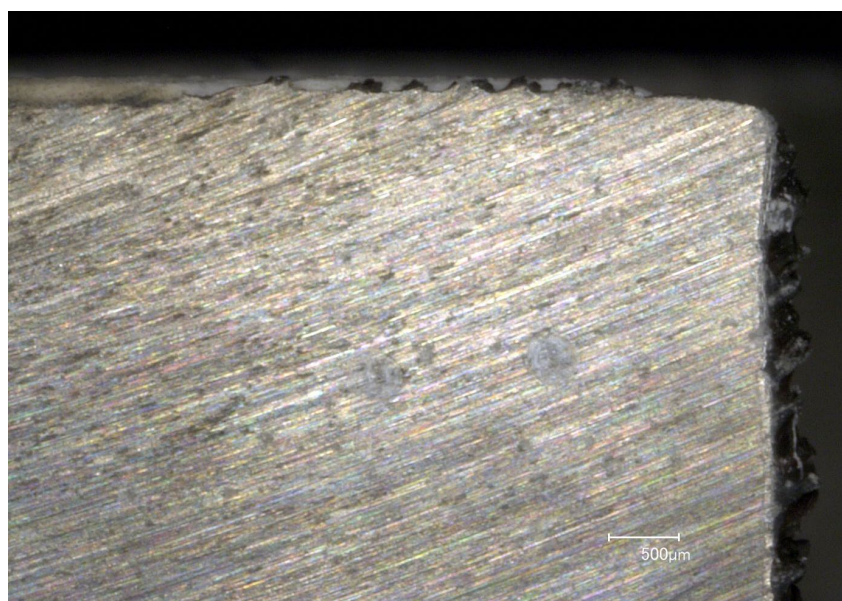


Abbildung 64: Querschliff Aufnahme Loch Schichtdicke in Abhängigkeit der OF-Rauigkeit

Ein weiterer Grund für die Streuung ist das Treffverfahren der Proben. Auf der Schnittvorderseite wurden im Mittel stärkere Schichtdicken gemessen als auf der Schnitthinterseite, siehe Abbildung 65. Es wurde eine Feinsäge mit getaktetem Vorschub (0,03 mm vor und 0,01 mm zurück pro Minute) genutzt. Auf der Schnitthinterseite kam es zu Ausbrüchen und Abplatzungen der Schicht.

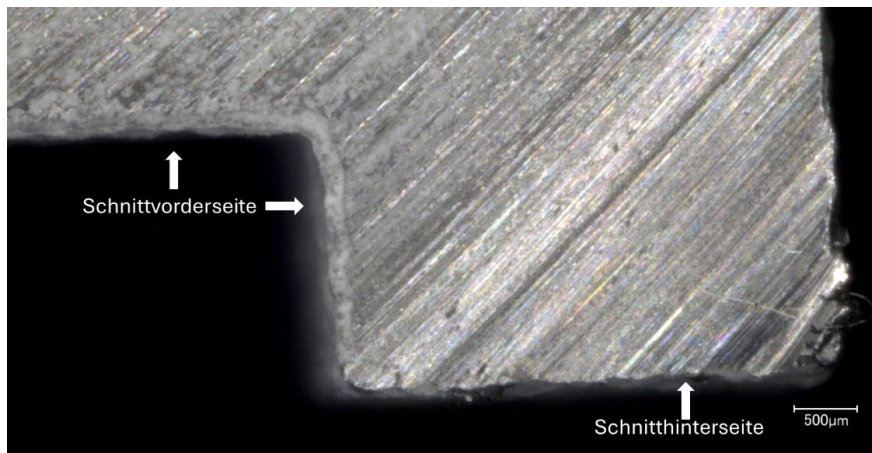


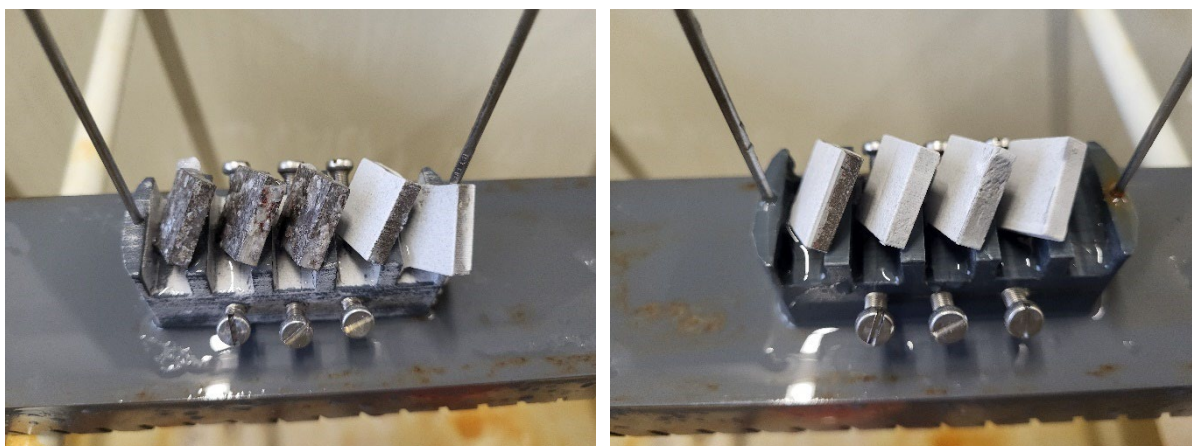
Abbildung 65: Darstellung der variierenden Schichtdicke im Querschliff in Abhängigkeit der Schnittvorderseite und Schnittthinterseite

Korrosionstests

Zur ersten Abschätzung des Korrosionsverhaltens des untersuchten metallischen Werkstoffes wurden Proben in den Zuständen unbeschichtetes ECO-Mg, mit Al_2O_3 einseitig beschichtetes ECO-Mg und vollbeschichtetes ECO-Mg verwendet. Die Proben wurden für 48 Stunden einer korrosiven Umgebung ausgesetzt, die durch Salzsprühnebel (5 wt.% NaCl bei 35 °C und einem pH-Wert zwischen 6,5 und 7,2) erzeugt wurde. Die Ergebnisse sind in Abbildung 66 dargestellt, wobei die Proben vor und nach dem Test verglichen wurden.



(a)

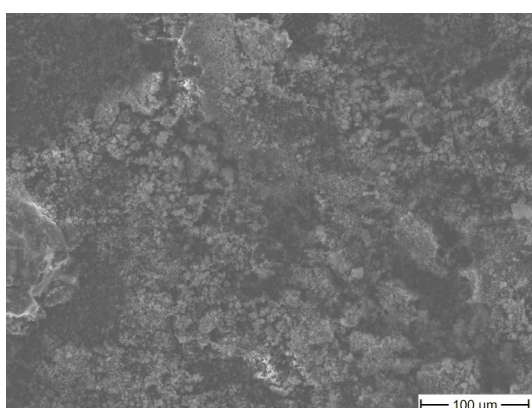


(b)

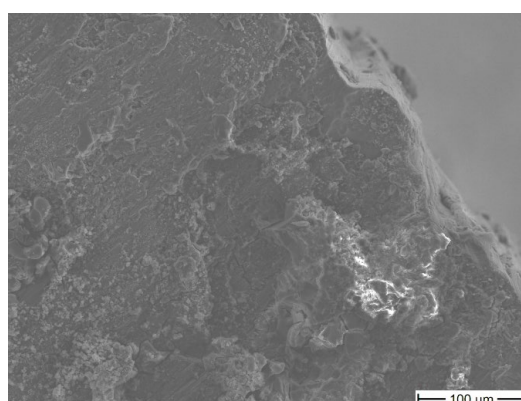
(c)

Abbildung 66: ECO-Mg in den Zuständen unbeschichtet, einseitig beschichtet und vollbeschichtet in (a): vor und (b) und (c): nach dem Salzsprühnebeltest von links nach rechts je 3 Proben unbeschichtet, einseitig beschichtet und vollbeschichtet

Es konnte eine starke korrosive Veränderung bei den unbeschichteten Proben beobachtet werden, wie in Abbildung 67 (a) und (b) detailliert dargestellt ist. Die Korrosion ist deutlich durch die Strukturen auf der Oberfläche erkennbar. Die Analyse der beiden übrigen Zustände ergab, dass es auf der Korrosionsschutzschicht aus Al_2O_3 zu keiner Veränderung kam. Die dichte Beschaffenheit der Schicht verhinderte ein Vordringen des korrosiven Mediums bis zum zu schützenden Grundwerkstoff. Der Korrosionstest der Proben führte zu keinen Veränderungen der Masse. Der seitliche korrosive Angriff auf (b) & (e) der einseitig beschichteten Proben fällt hierbei massentechnisch nicht ins Gewicht, wobei in (d) kleine Bereiche (markiert durch einen roten Pfeil) erkennbar sind, an welchen sich die Korrosion unter die Schicht frisst. Die erzielten Ergebnisse zeigen, dass die Al_2O_3 -Schicht dicht ist und den Grundwerkstoff vor einem korrosiven Angriff schützt.



(a)



(b)

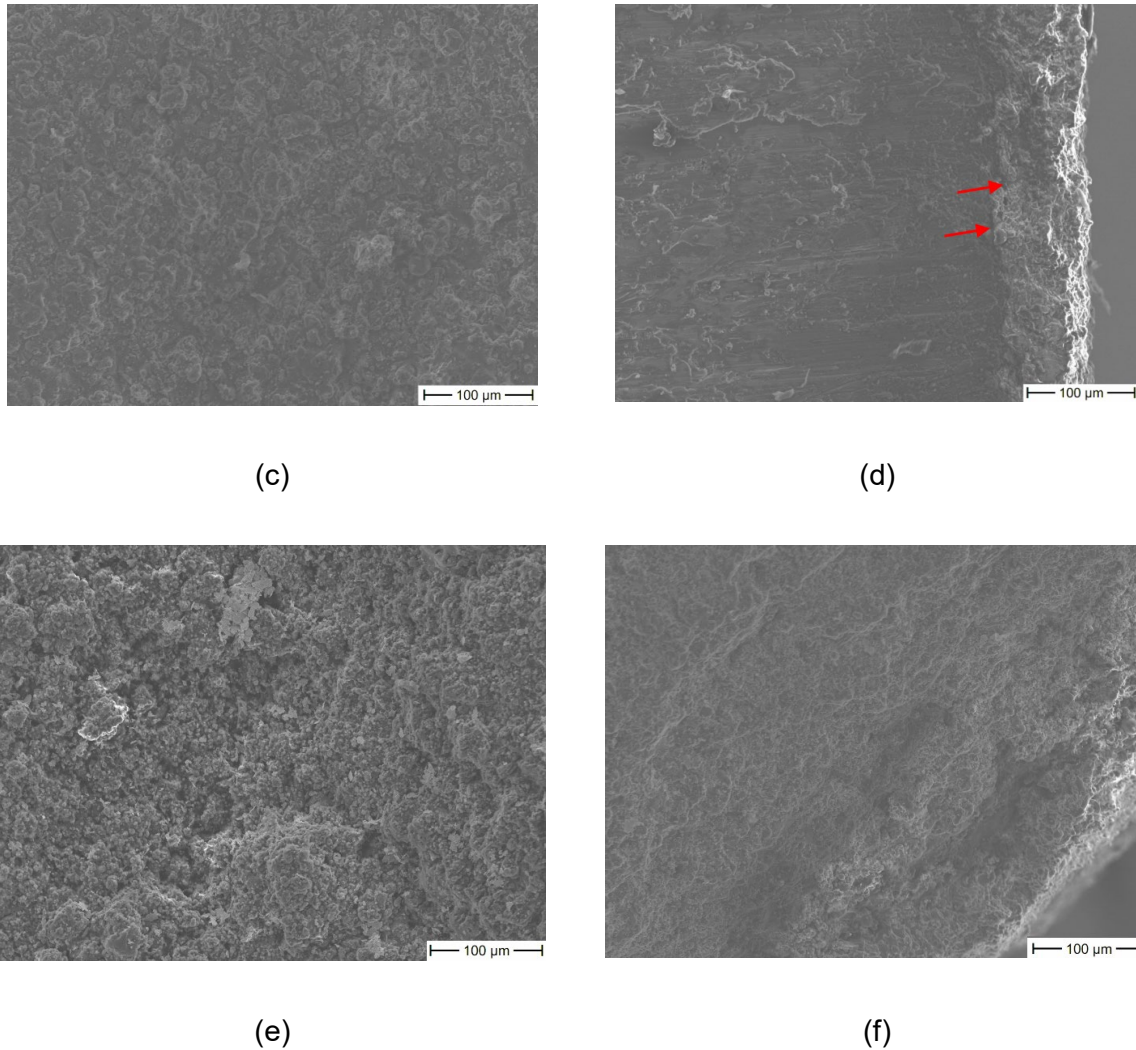


Abbildung 67: REM-Aufnahmen nach dem Salzsprühnebeltest; (a) und (b): unbeschichtet, (c) und (d): einseitig beschichtet und (e) und (f): vollbeschichtet; die linke Spalte zeigt einen definierten Bereich auf der Oberfläche, die rechte Spalte zeigt eine Kante.

Konstruktion Schichtdickenmessgerät

Im Rahmen des Projektes wurde das ifWW befähigt, Schichtdicken während des Beschichtungsvorganges „inline“ messen zu können, um so ohne signifikante Unterbrechung der Prozesse abschätzen zu können, ob die gewünschte Schichtdicke bereits den Anforderungen entspricht. In Abbildung 68 ist das grundsätzliche Konzept und in Abbildung 69 ist eine bereits auskonstruierte Variante dargestellt. Die größte Schwierigkeit stellt die Wiederholgenauigkeit, vor allem bei schwankenden Temperaturen während des Beschichtungsvorgangs, dar. Dadurch musste im Rahmen des Projektes von der ursprünglichen Planung, lediglich einen Laser-Sensor zu verwenden, abgewichen werden, um durch Differenzmessung von zwei gegenüberliegenden Sensoren die temperaturabhängige Veränderung des Probenhalters und damit die abweichende Positionierung der Probe entgegenzuwirken.

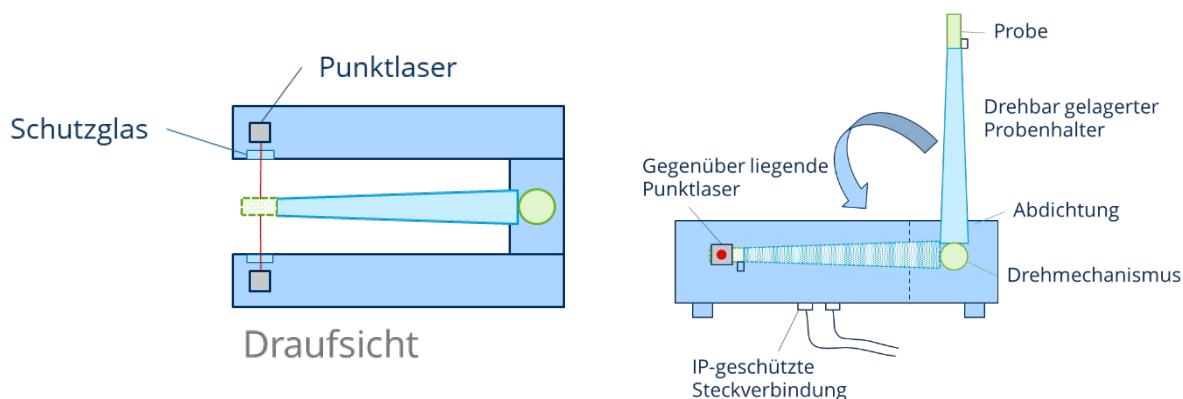


Abbildung 68: Entwicklungsstadien der Konstruktion des Schichtdickenmessgeräts

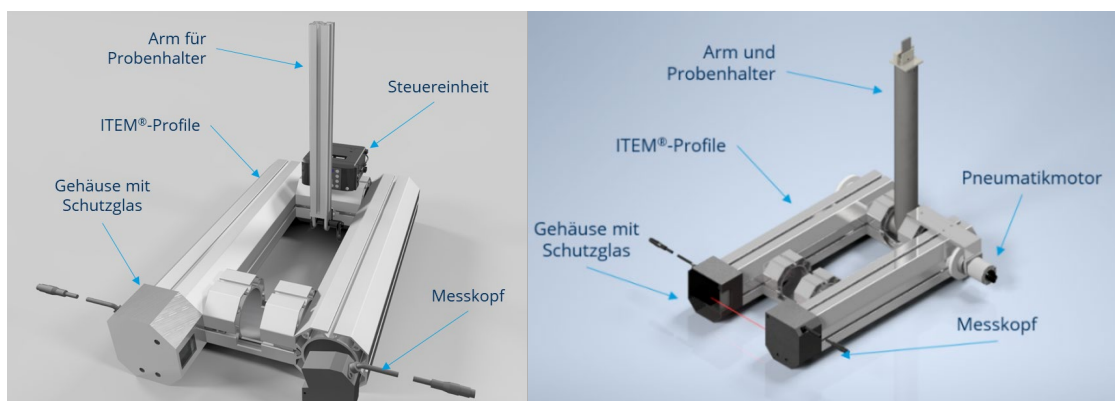


Abbildung 69: Entwicklungsstadien der Konstruktion des Schichtdickenmessgeräts

Die jeweiligen Messwerte der beiden Messköpfe werden automatisch in der Steuereinheit verarbeitet und ein einzelner Wert, welcher der Schichtdicke entspricht, wird dem Benutzer ausgegeben. Durch die Notwendigkeit, die Probe von beiden Seiten mit je einem Messkopf zugänglich zu machen, war eine aufwändigere Kinematik des Schichtdickenmessgeräts erforderlich. Aus diesem Grund ist der Arm des Probenhalters drehbar gelagert, sodass die Probe nach „unten“ in den Messbereich verfahren werden kann.

Mit der Auswahl eines geeigneten Pneumatikmotors (Staub und ex-geschützte Komponente) konnte die Kinematik zur Probenpositionierung finalisiert werden. Im Vergleich zur vorherigen Version des Schichtdickenmessgeräts wurde anstelle des Aluminiumprofils ein rundes Stahlprofil verwendet. Dadurch ist eine höhere thermische Stabilität und geringere thermische Ausdehnung während der Probenbeschichtung gewährleistet. Die zylindrische Form verhindert ein Verkanten in der Aufnahme bei der Positionierung der Probe für die Schichtdickenmessung. Die sichere Probeneinspannung ist durch eine mechanische Klemmvorrichtung umgesetzt worden. Abbildung 70 zeigt das Schichtdickenmessgerät in Messposition.

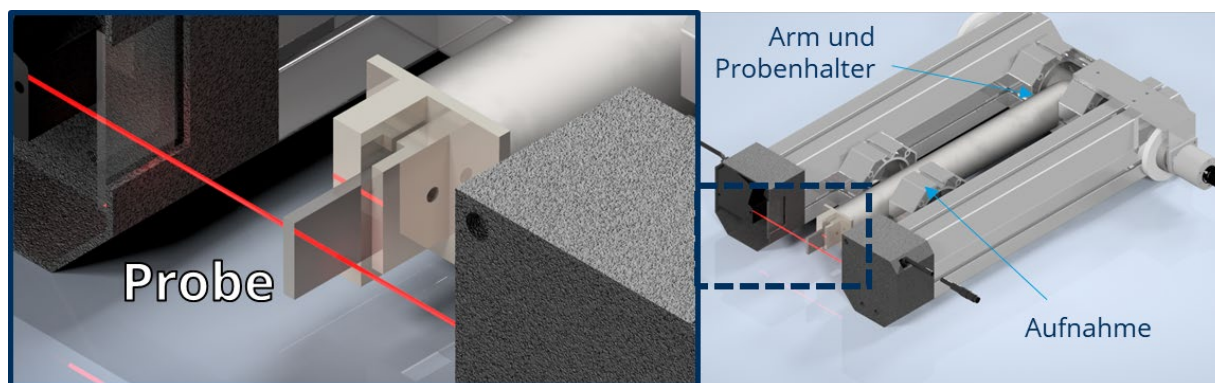


Abbildung 70: Schichtdickenmessgeräte in der Messposition, links: Detaildarstellung mit Probe, Probenhalterung und Messkopf, rechts: Übersichtsdarstellung

Die Schichtdickenmessung erfolgt direkt über zwei zeitsynchrone Abstandsmessungen. Die Abstände der Vorder- und Rückseite der Probe zum dazugehörigen Messkopf werden erfasst. Vor dem Beschichten wird die Probekörperdicke über die Differenz aus beiden Werten bestimmt, der Abstand zwischen den Messköpfen wird ohne Probekörper vorab gemessen und dient zur Kalibrierung. Während des Beschichtungsprozesses wird der Probekörper in die Messvorrichtung geklappt und über die selbe Methode die Schichtdicke bestimmt, in dem die ursprüngliche Probekörperdicke von der aktuellen subtrahiert wird. Wenn die Schichtdicke noch nicht erreicht ist, wird die Probe weiterbeschichtet, ohne dass der Prozess für die Messung unterbrochen werden muss. Dafür wird die Probe über den Pneumatikmotor in den Bereich des Beschichtungsprozesses zurückgeklappt. Mit dieser Konstruktion und den ausgewählten Komponenten erfüllt das Schichtdickenmessgerät die festgelegten Anforderungen (u.a. Kostendeckung, IP-Staubklasse, Ex-Schutz, Prozessstabilität, Messgenauigkeit).

5.4 Ergebnisse aus HAP4: Entwicklung einer Demonstratorstruktur

Ableitung und Design einer geeigneten Struktur

Unter Beachtung der gesonderten fertigungsspezifischen Gegebenheiten während des GDI-Prozesses wurde in AP2.7 die gewählte Demonstratorstruktur (Armlehnenhebel) vorkonzeptuiert. Die einzelnen Schritte zum finalen Design sind in Abbildung 71 dargestellt. Für den Lastfall wurde angenommen, dass sich eine Person mit ihrem kompletten Gewicht, von durchschnittlich ca. 85 kg, auf der Armlehne abstützt, wodurch eine Last von etwa 850 N auf den Hebel wirkt. Mittels einer einfachen numerischen Analyse zeigte sich, dass die rot markierten Bereiche ohne großartigen Steifigkeitsverlust entfernt werden konnten. In einem weiteren Schritt lässt sich weiteres Gewicht des Vollmaterials durch die Umsetzung als T-Profil reduzieren. Unter Berücksichtigung der schwierigen Entformung wurden alternative Strukturen verworfen. Die letzte Optimierung beinhaltet die Ausführung einer möglichst fließgünstigen Gestalt des Hebels, was zu Schrägen im Bereich der Lagerung sowie zum Vermeiden von scharfen Kanten führt (Radien sind in der Abbildung nicht dargestellt). Die Verwendung großer Radien begünstigt darüber hinaus nachfolgende thermische Spritzvorgänge. Im weiteren Verlauf wird die finalisierte Struktur zunächst als Kunststoffbauteil mittel 3D-Druck hergestellt und im

Anschluss an das IfWW gegeben, um die Umsetzung des thermischen Spritzens zu verifizieren und anschließend in zweiter Iterationsschleife anhand eines metallischen Bauteils geprüft.

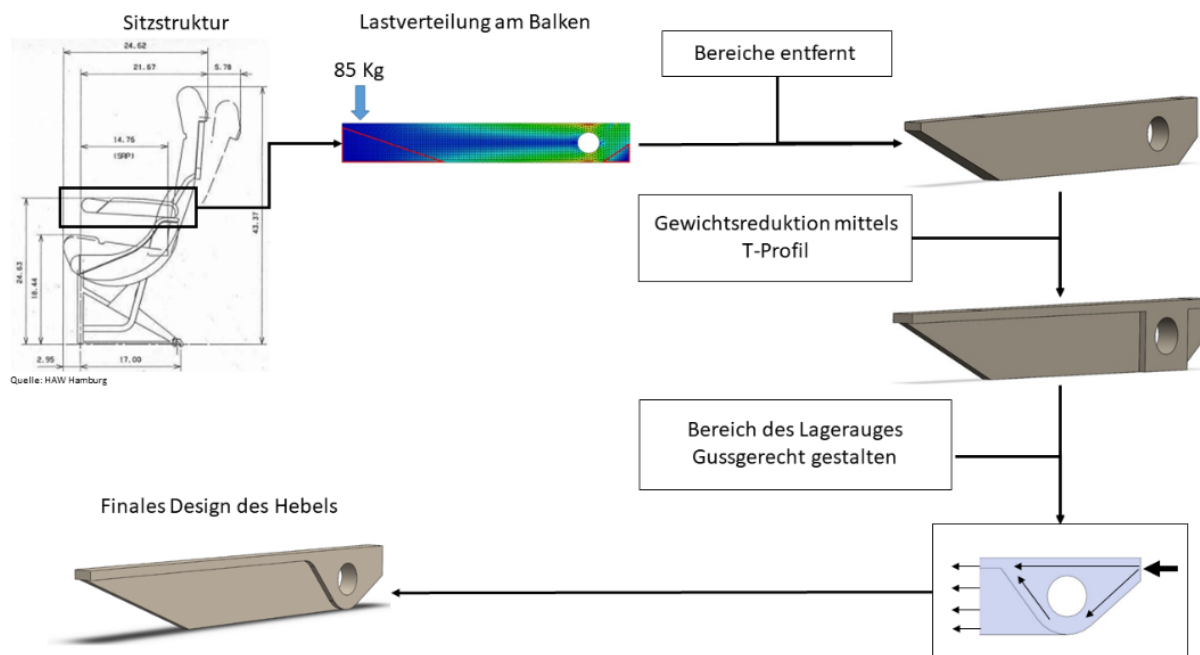


Abbildung 71: Konzeptionierung einer MMC-Struktur als Armlehne

Auslegung und Simulation

Die experimentell ermittelten Kennwerte der Materialuntersuchungen aus HAP2 wurden für den in HAP4 beispielhaft ausgewählten und konstruierten Armlehnenhebel eines Flugzeugsitzes angewandt und mit einer Hebelkonstruktion aus einer üblich verwendeten Aluminiumlegierung 7075 verglichen. Um das geringste Bauteilgewicht zu erreichen, wurden Gurt und Steg in ihrer Dicke variiert. Abmaße, Verformung und Gewicht beider Hebelvarianten sind in der nachfolgenden Tabelle 15 aufgeführt.

Tabelle 15: Bruchspannung der Proben aus dem Zugversuch

Hebelvariante	Gewicht in g	Verformung in mm	Gurt in mm	Steg in mm
MMC AZ91	62,43	2,3	3,5	5,5
Al 7075	58,47	2,8	2	2

Hierbei ist zu betonen, dass sich die zur Berechnung herangezogenen Kennwerte zunächst auf experimentell ermittelten und aufgrund der Fertigungseinflüsse nicht optimalen Kennwerte stützen und somit nicht das vollständige, theoretische Potential der MMC widerspiegeln, sondern vielmehr den aktuellen Gegenstand der Ergebnisse und Untersuchungen aufzeigen. Aus

Tabelle 15 geht hervor, dass der MMC-Hebel ein unter aktuellen Verarbeitungsherausforderungen ein um 6,77 % höheres Gewicht gegenüber der Aluminiumvariante hat. Die Verformung fällt jedoch mit 2,3 mm um 17,86 % geringer aus als bei dem Aluminiumhebel. Eine qualitativ hochwertige und optimale MMC-Struktur sollte später auch massespezifischen Vorteile aufzeigen. In Abbildung 72 sind die kritischen Bereiche des Hebels unter Last dargestellt.

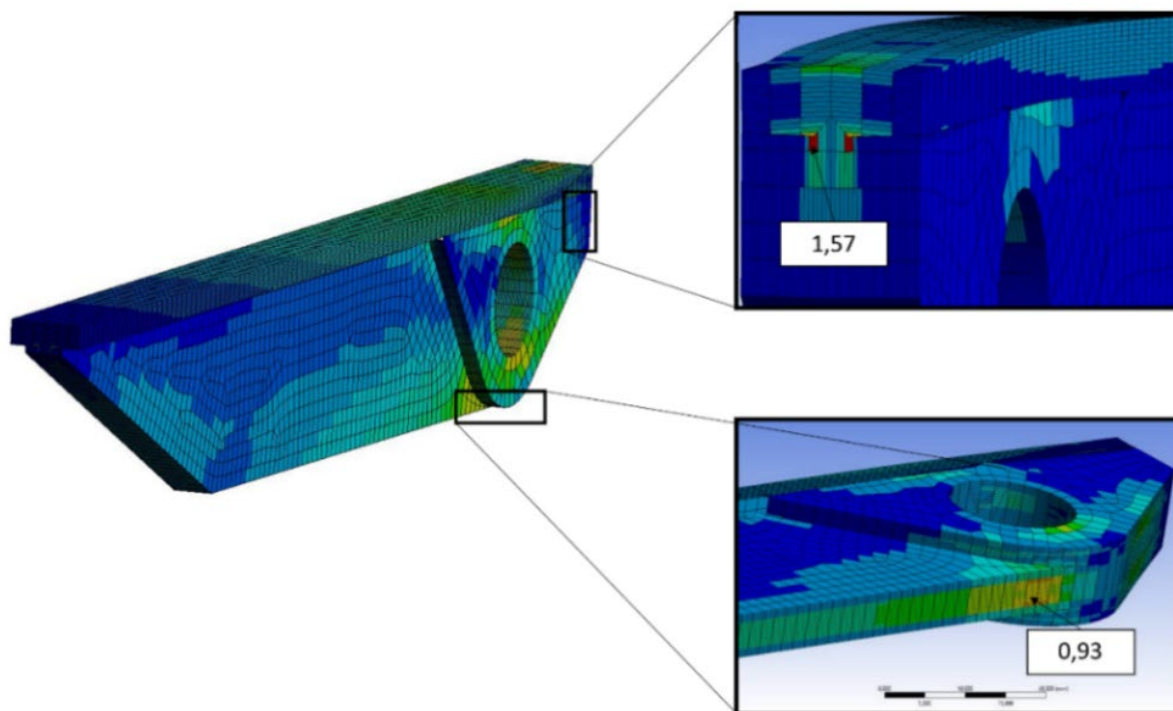


Abbildung 72: Inverser Reservefaktor am MMC-Hebel bei einer Last von 850 N

In der MMC-Konstruktion ergeben sich zwei kritische Bereiche. Der Erste liegt am Übergang von Lagerauge zu Gurt und weist einen inversen Reservefaktor von 1,57 auf. Der zweite Bereich hat einen inversen Reservefaktor von 0,93 und ist am Übergang vom Steg zum Lagerauge. Für die Bewertung der Festigkeit wird jedoch nur der Bereich am unteren Steg herangezogen, da sich dort ein kontinuierlicher Anstieg des inversen Reservefaktors einstellt. Der Versagensfall im hinteren Abschnitt wird indes nicht beachtet, da die umliegenden Elemente zu stark abfallen und sich somit das Verhalten einer Singularität ergibt. Trotzdem sollte dieser Bereich bei Versuchen gesondert betrachtet werden, um ein vorzeitiges Versagen erfassen zu können. In Abbildung 73 sind die kritischen Versagensbereiche und die maximale Verformung des MMC-Hebels dargestellt.

Das in diesem AP entwickelte Hebelsystem aus MMC AZ91 und Aluminium 7075 wurde weiterführend simuliert und miteinander verglichen. Dabei zeigte sich, dass die Verbundvariante bereits eine deutlich geringere Verformung aufweist. Jedoch kann sich aufgrund des ausgeschöpften inversen Reservefaktors und des leicht höheren Gewichtes der Hebel aus MMC AZ91 in aktueller Ausführung noch nicht gegenüber einer Aluminiumvariante durchsetzen. Perspektivisch sind allerdings bei einer optimierten Anbindung zwischen Faser und Matrix

deutlich höhere mechanische Kennwerte erreichbar. Damit wären erhebliche Gewichtsreduktionen bei zukünftigen Sitzstrukturen oder anderen Komponenten im Kabineninnenraum möglich. So würde sich über die Einsatzdauer eines Flugzeuges eine erhebliche Einsparung an Kraftstoff ergeben. Über eine längere Einsatzdauer könnten somit auch MMC-Bauteile wirtschaftliche Vorteile gegenüber Aluminiumkomponenten haben.

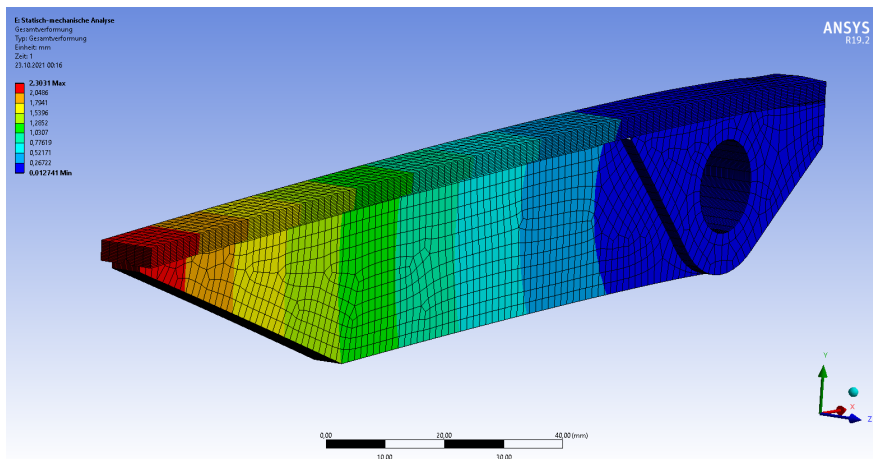


Abbildung 73: Verformung am MMC-Hebel bei einer Last von 850 N

Festigkeitsuntersuchungen am Demonstrator mittels Biegeversuch

Für die Prüfung des Demonstrators wurde ein geeignetes Prüfkonzept abgeleitet und darauf aufbauend eine Konstruktion und Berechnung der Einspannvorrichtung vorgenommen. In Abbildung 74 ist der Ablauf zur abgeleiteten Prüfvorrichtung mit numerischer Berechnung zur Steifigkeit der Einspannvorrichtung und Bauraumanalyse in der Prüfmaschine gezeigt.

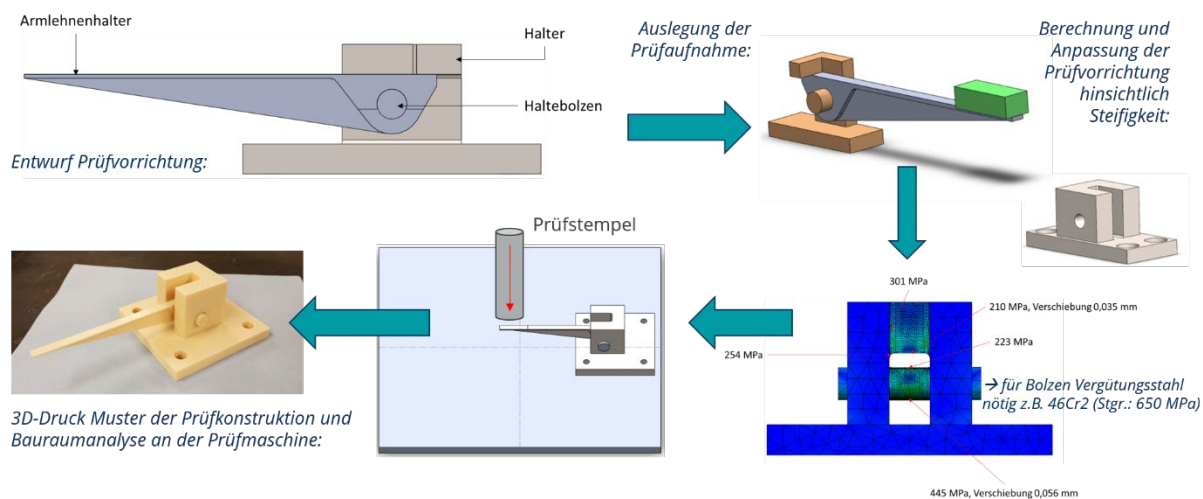


Abbildung 74: Herleitung und Entwicklung einer Prüfaufbaus zur Hebelvalidierung mittels Biegeprüfung

Resultierend aus dieser Analyse wurde eine auf die Prüfmaschinengegebenheiten modifizierte Schweißkonstruktion des Prüfaufbaus angefertigt und entsprechendes Handling und Messgeräteequipment mittels angepasster Boschprofilkonstruktion integriert.

Zur Prüfung des Demonstrators wurden vier Aluminiumhebel mit Hilfe des thermischen Spritzenverfahrens beschichtet und getestet. Für eine eindeutige Zuordnung der Hebel wurden diese zunächst gewogen (vgl. Tabelle 16). Dabei schwankt die Masse der Heble nur um etwa 1,6 g, wodurch von gleichmäßigen Eigenschaften ausgegangen werden kann. Die Oberfläche von Hebel 0 wurde vor der Beschichtung nicht vorbehandelt.

Tabelle 16: Merkmale der in der Biegeprüfung verwendeten Hebel

Nummer	Masse [g]	Bemerkung
0	96,8	Nicht sandgestrahlt
1	96,2	Sandgestrahlt bei 3,5 bar
2	95,8	Wie Nr. 1
3	95,2	Wie Nr. 1

Die Schichtdicke der Beschichtung wurde bestimmt, indem die Hebel mithilfe eines GOM-Systems 3D-vermessen und mit den Original-CAD-Daten verglichen wurden (vgl. Abbildung 75). An großen Flächen der Hebelgeometrie ist ein leichtes Aufmaß (grüne und gelbe Farbe) zu erkennen. Die Kehlen am Übergang zum Steg weisen größere Materialanhäufungen auf (rote Färbung), wobei die Abschrägung des Stegs gleichzeitig eine geringe Schichtdicke aufweist (blaue Färbung).

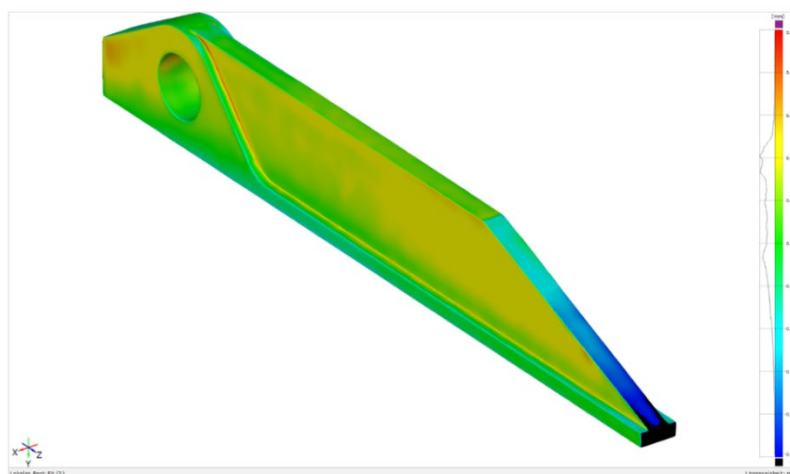


Abbildung 75: Isometrische Ansicht des Hebels Nr. 1 - Vermessung mit ATOS-System und Vergleich zur Original-CAD-Geometrie

Beim durchgeführten Biegeversuch handelt es sich nicht um eine Standard 3- bzw. 4-Punkt-messung, sondern einen speziell auf den Lastfall und die Hebelgeometrie angepassten Versuchsaufbau (vgl. Abbildung 76). Dazu wurde der Demonstrator in einen Adapter auf einen Querbalken der Prüfmaschine eingespannt (vgl. Abbildung 77). Der Druckstempel besitzt einen Würfelquerschnitt und setzt an der Spitze des Hebels an. Die Messung der Verformung erfolgte optisch mittels ARAMIS-SRX-System durch Aufsprühen eines Kontrastmusters direkt auf den Seiten des Hebels.

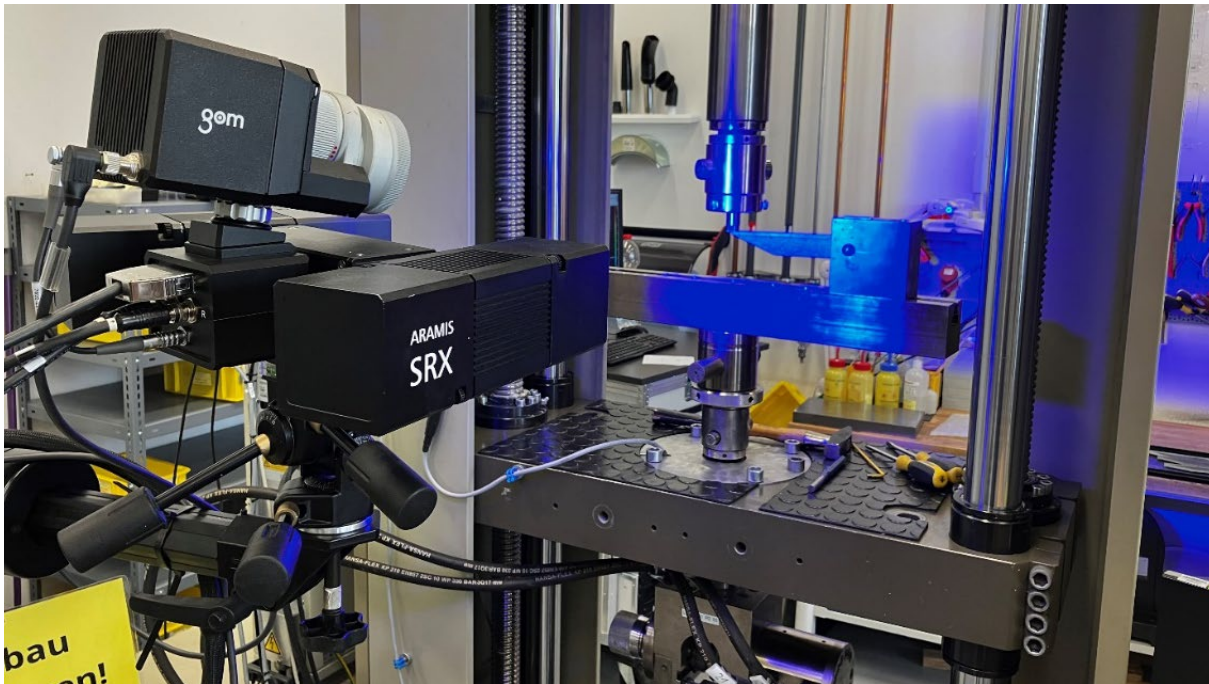


Abbildung 76: Aufbau der Biegeprüfung

Mithilfe eines Nutensteins an der Unterseite wurde der Adapter im Querträger geführt. Die Hebelgeometrie wurde durch einen Passstift am Lagerauge im Adapter positioniert, sodass sich das hintere Ende des Hebels am Adapter bei Anlegen der Prüfkraft abdrücken kann und eine Biegung im Hebel induziert wird. Die senkrechte Bohrung an der Rückseite des Adapters dient der Fixierung am Querbalken mittels Innensechskantschraube.

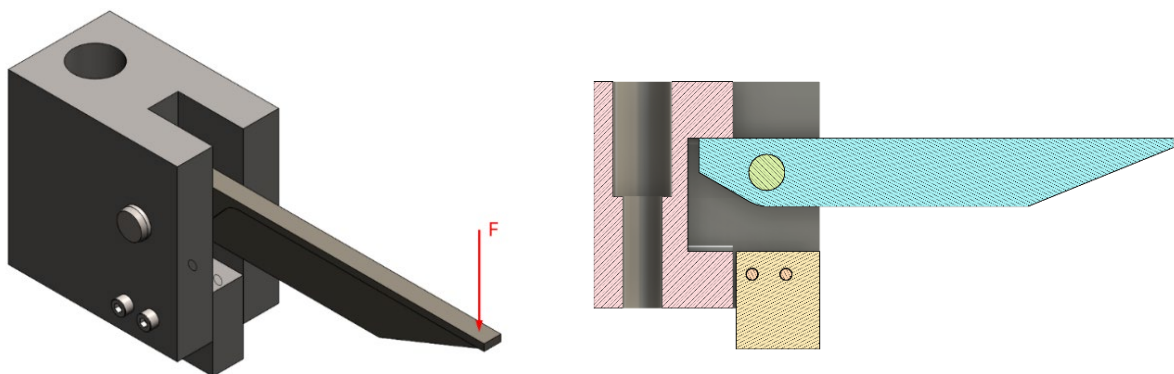


Abbildung 77: Adapter zur Biegeprüfung des Hebels auf der Druckmaschine - Isometrische Ansicht mit Kraftangriffspunkt am Ende des Hebels (links), Schnitt durch den Adapter mit Lagerauge und Widerlager am Hebel (rechts)

Die Positionierung erfolgte so, dass der Hebel zu Beginn der Prüfung horizontal ausgerichtet ist (vgl. Abbildung 78, oben). Durch Aufbringen der Prüfkraft bewegt sich der Stempel bis zum Bruch der Hebelgeometrie nach unten. Zu erkennen ist hierbei ein Abplatzen der Beschichtung an der Unterseite der Hebelgeometrie im Bereich der Einspannung am Lagerauge (Abbildung 78, unten).



Abbildung 78: Einspannung des Hebels vor (oben) und nach erfolgter Biegeprüfung (unten)

Während der Biegeversuche wurde eine Kraft-Weg-Kurve aufgenommen (vgl. Abbildung 79). Zu sehen ist, dass der Hebel 0 (blau) ein leicht anderes Versagensverhalten aufweist, während die Kurven der Hebel 1-3 einen ähnlichen Verlauf zeigen. Für den Hebel 0 wurde eine erhöhte Bruchkraft von etwa 2,6 kN gegenüber 2,2 kN ermittelt, jedoch bei verringerter Bruchdehnung bzw. einem Stempelweg von 21 mm gegenüber etwa 31 mm.

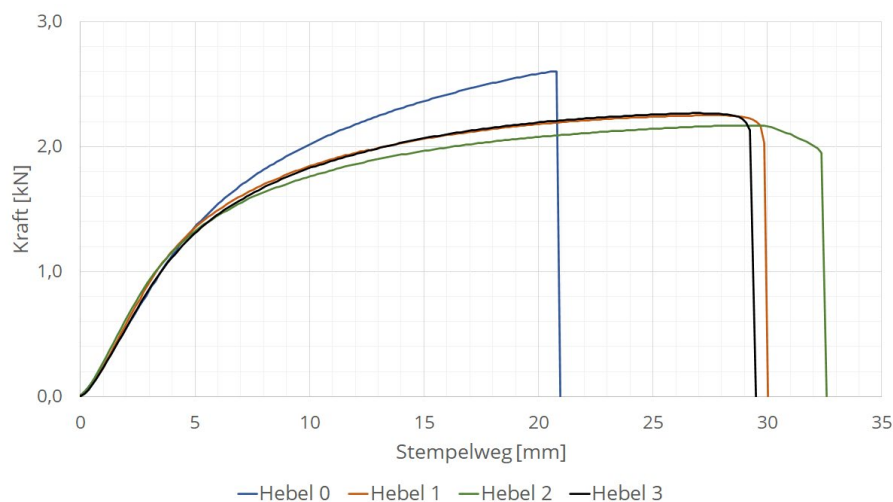


Abbildung 79: Kraft-Weg-Kurve der Armlehnenhebel-Biegeprüfung

In einem Bereich bis etwa 5 mm verläuft die Druckkraft aller geprüften Hebelstrukturen sehr ähnlich, danach flacht die Kurve der Hebel 1-3 jedoch stärker ab als die von Hebel 1. In Abbildung 80 ist das Versagen der Hebelgeometrie oberhalb des Lagerauges zu erkennen. Unterhalb der Lagerung sowie seitlich davon ist die fehlende Oberflächenbeschichtung des Hebels zu sehen, da in diesem Bereich kein Kontrastmuster vorhanden ist.



Abbildung 80: Detailansicht des Versagens der Hebelstruktur an der Oberseite des Lagerauges

Ableitung eines Fertigungskonzepts

Es hat sich gezeigt, dass für die Herstellung eines beschichteten MMC-Hebels Optimierungen mittels Iterationsschleifen hinsichtlich nötiger Radien, Fasen und Kantendesign mit Fokus auf einen qualitativen Schichtauftrag erforderlich sind. Anhand von Prozessstudien wurden Grenzwerte an Musterteilen überprüft (siehe HAP3). Für das finale Design ist es erforderlich Anpassungen an den Prozess entsprechend der Randbedingungen und möglichen Einsatzszenarien auszuführen, auf die im Folgenden näher eingegangen wird. Für die Fertigung eines exemplarischen MMC-Hebels wurde eine fünffach geteilte Innenkokille erarbeitet, die anschließend in zweifacher Ausführung in eine Außenkokille eingesetzt werden kann. Die Entformung wird durch entsprechende Schubrichtungen zum seitlichen lösen als auch Abnehmen in Z-Richtung ermöglicht, nach dem der Anguss und Abguss entfernt wurde. Der erarbeitete Fertigungsablauf ist in Abbildung 81 dargestellt.

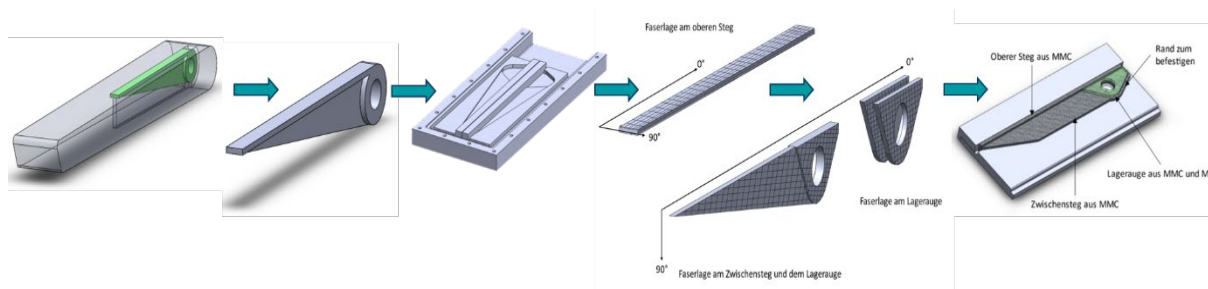


Abbildung 81: Fertigungsabfolge für einen MMC-Armlehnenhebel

Damit sind alle nötigen vorzubereitende Schritte für einen realen Abguss weitestgehend abgeschlossen; jedoch sind für weiterführende Analysen zunächst bisher noch offene Fragestellung aus den Anpassungen für ECO-Mg zu beantworten.

Anpassung des Demonstratordesigns entsprechend der Simulationsergebnisse, Festigkeitsanalysen und Fertigungsanforderungen

In der letzten Projektphase hat das Team in einem Workshop noch einmal eine Anpassung zum Design des Armlehnenhebels vorgenommen und darin die letzten Erkenntnisse aus den Analysen der Simulation, der Biegeprüfung und der Fertigungsrandbedingungen einfließen lassen. In die Fertigungsrandbedingungen wurden hierbei u. a. ein gussgerechtes Design, eine spritzgerechte Formgebung und eine fasergerechte Auslegung einbezogen. Ein Auszug des Workshops ist in Abbildung 82 dargestellt.

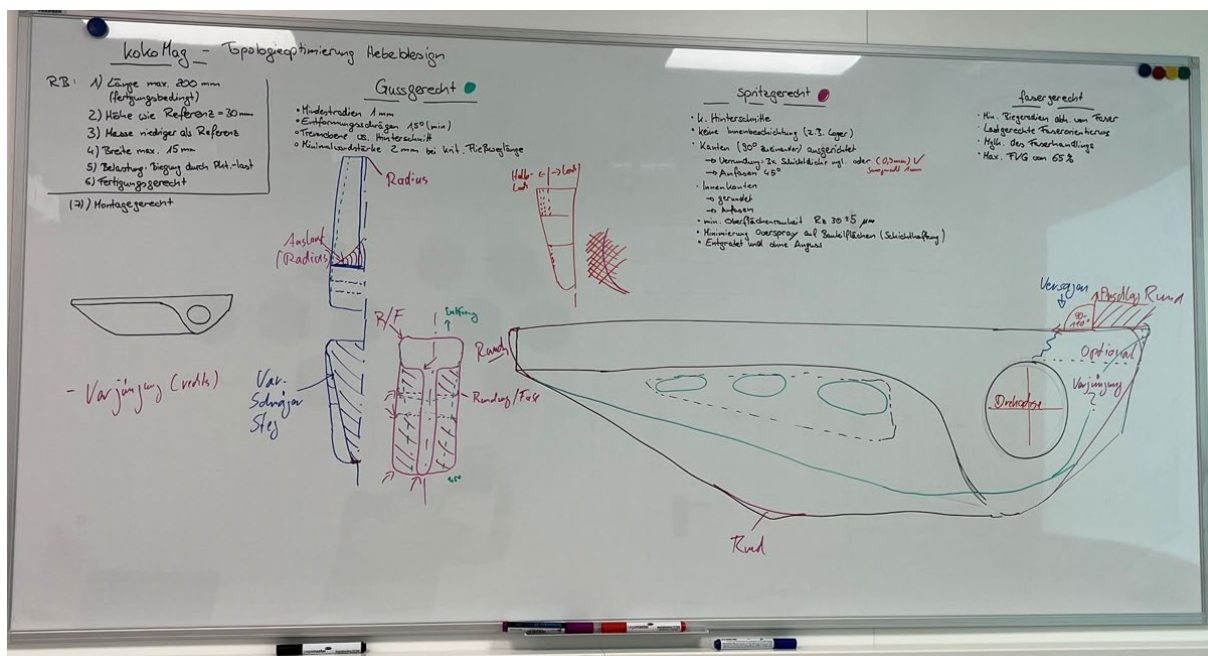


Abbildung 82: Einblick zu Ergebnissen des Workshops zur Anpassung des Designs des Armlehnenhebels

Innerhalb des Entwicklungsprozesses wurden mehrere Iterationsschleifen hinsichtlich nötiger Radien, Fasen und dem Kantendesign mit Fokus auf einen qualitativen Schichtauftrag durchgeführt. In einer der Iterationsschleifen wurde im Nachgang das Design mittels Spezialsoftware Fusion360, entsprechend der definierten und spezifizierten Randbedingungen an den Prozess sowie der möglichen Einsatzszenarien angepasst (siehe Abbildung 83).

Die Designableitungen aus Fusion360 mussten im Weiteren nochmals hinsichtlich der im Workshop gesetzten Restriktionen sowie der Erfahrungen aus den bisherigen Analysen kritisch nachgearbeitet werden. Als Ergebnis wurde ein abschließendes Hebeldesign entsprechend ausgearbeitet, was im Resultat den besten Kompromiss aus allen Anforderungen darstellt (vgl. Abbildung 84).



Abbildung 83: Workaround und resultierende Anpassung zum Hebeldesign in Fusion360; links fräsgerecht, rechts topologieoptimiert

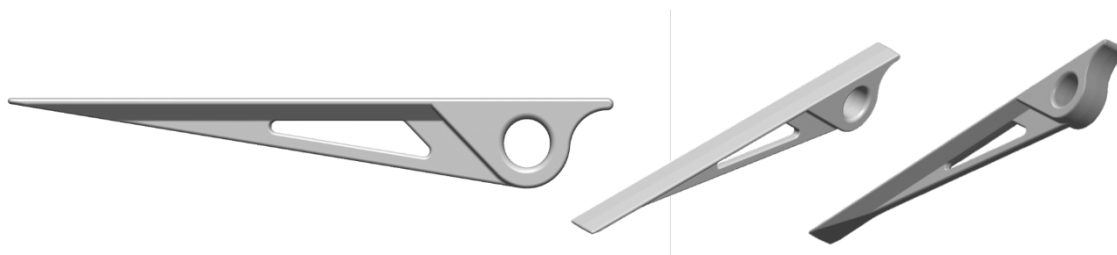


Abbildung 84: Finales Design des Armlehnenhebels mit Anforderungen an den neuen Prozessablauf

Darüber hinaus wurde für das angepasste Design eine Prüfkonstruktion mit entsprechender Einspannung und Integration notwendiger Messtechnik für einen mechanischen Test abgeleitet. Der Prozess zur Demonstratorvalidierung wurde soweit vorbereitet, dass mit einem angepassten ECO-Mg MMC-Hebel Validierungsversuche durchführbar waren.

5.5 Ergebnisse aus HAP5: Abschätzung des Zukunftspotentials

Die Bewertung des Leichtbau- und Marktpotentials der disruptiven Technologie erfolgte unter Zuhilfenahme der gewonnenen Erkenntnisse aus HAP2 und HAP3 sowie am Beispiel der generischen CF-Mg-Struktur aus HAP4. Darauf aufbauend wurde eine Konzeption einer industrienahen Prozesskette vorgenommen, die aufzeigen soll, wie die neue Technologie von der Grundlagenforschung in eine industrienaher Anwendung überführt werden könnte. Durch die bereits beschriebenen Herausforderungen zur Verarbeitung des Materials zu einem Eco-Mg/CF-Verbundwerkstoff können hier keine abschließenden Empfehlungen gegeben werden, vielmehr wird ein vorsichtiger Lösungsansatz auf Basis der bisher erzielten Erkenntnisse präsentiert. Die Überführung in eine fiktive, industrienaher Prozesskette könnte wie folgt aussehen: Anhand eines geeigneten, modifizierten Hochdruck-Infusionsverfahren für Magnesium am Beispiel des GDI-Prozesses (nicht Druckguss, da zu kurze Einwirkzeit) muss es ermöglicht werden, die MMC-Strukturen aus ECO-Mg und CF mit guter Faser-Matrix-Anbindung binnen kurzer Zeit (<10 min) herzustellen, wie es z. B. für CFK-Strukturen mit vergleichbaren Industrieverfahren, etwa dem Resin-Transfer-Molding-Verfahren für Großstrukturen möglich ist. Es erfolgen Mehrfachabgüsse in einem Prozessschritt und mittels mehrerer Maschinen wird eine sequenzielle Fertigung angestrebt. Die abgegossenen und abgekühlten MMC-Bauteile können anschließend über ein Förderband mit Sortierfunktion ausgerichtet werden und durch einen Sechssachs-Handling-Roboter mit installierten Endeffektoren in Form von Entgrat- und Schneidzangen die Besäumung der Bauteile und die Qualitätssicherung inline erfolgen. Die Geschwindigkeit des Förderbands ist so eingestellt, dass die Teilebereitstellung und die Ro-

boterbearbeitung im Takt erfolgen können und dadurch auch eine nachgelagerte Oberflächenmodifikation mit Hilfe einer allseitigen Sandstrahlkabine zur definierten Vorbehandlung möglich ist. Ebenso inline angeschlossen ist die Direktabnahme des Spritzroboters, der über Exzentergreifer die Einspannung der Hebelstrukturen über das Lagerauge erzielt. Der thermische Spritzprozess entsprechend des Vorzugskonzepts wird umgesetzt und nach Prozessende das Bauteil über eine Sortierrutsche zur letzten Prozessstufe überführt. Die abschließende Fräsbearbeitung der Funktionsfläche (Lageraugeninnenseite) kann über eine vereinfachte Lineareinheit erfolgen. Über druckluft-angesteuerte, mechanische Arretierungen kann der Hebel dabei fest fixiert werden. Zum Schluss kann noch ein Chargentracking bzw. eine Kenndatenimplementierung auf dem Bauteil anhand eines Schnellgravurlasers erfolgen und final die automatisierte Verpackung für die Auslieferung zur Endmontage ausgeführt werden.

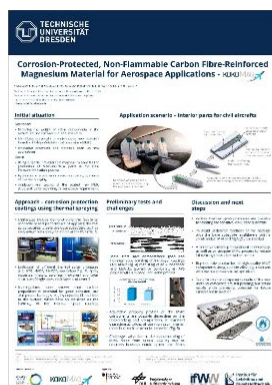
Im Ergebnis wird durch die verkettete Fertigung eine Prozessstreckenlänge von ca. 45 m prognostiziert, wobei durch geschickte Verlegung des Förderbands in U-Form auch Anlagenteile „Rücken-an-Rücken“ gestellt werden könnten und somit Platzersparnisse möglich wären. Auf die aufgeführte, vereinfachte Beschreibung der industrienahen Prozesskette sind weiterhin Einflüsse durch den Endanwender, den Fertigungsbetrieb und die Qualitätssicherung zu erwarten, weshalb diese nur exemplarisch als Beispiel dienen kann. Eine schematische Aufbereitung einer vereinfachten Prozesskette zeigt die wichtigsten Schritte am Beispiel der Projektbearbeitung in Abbildung 85.



Abbildung 85: Schematische Darstellung einer vereinfachten Prozesskette für das Gesamtsystem

Im Rahmen des Vorhabens wurden erste Maßnahmen zur Validierung des Zukunftspotentials des Leichtbauelements aus der neuen Materialkombination vorgenommen. Hierzu wurden mittels Posterpräsentation und einer Messeteilnahme (siehe Abbildung 86) das neue System vorgestellt und Expert:innen aus der Luftfahrt und der Luftfahrt-Zulieferer-Industrie zu deren Meinung befragt. Die Resonanz zu den erzielbaren Leichtbaupotentialen war gut, jedoch zeigte

sich auch die Skepsis zum Grundwerkstoff Magnesium. Die laut Datenblatt publizierten Eigenschaften der neuen ECO-Mg-Legierung erscheinen den Fachleuten vielversprechend, jedoch kompensieren die besseren Eigenschaften noch nicht den Aufwand zur Prozessierbarkeit, und zum Handling, sodass eine Verwendung für Luftfahrtkomponenten gegenwärtig vermutlich unwirtschaftlich ist. Positives Feedback und Interesse kam aus Unternehmensbereichen für Lufttaxi und aus dem Helicopterbereich. Weiterhin wurde die Idee als eine Option gesehen, zukünftige strukturtragende Batteriespeicher integrieren zu können (Feedback Dr. D.S.J. Wolz /Projekt PrintCap).



Feedback von LBS 2023: →

Neue Idee der Verbindung von kokoMag mit Energiespeichern! →siehe PrintCap Hr. Wolz

großes Interesse an Kombi-Lösung!

Abbildung 86: Bewertung des Zukunftspotentials mittels Poster und Messeteilnahme

6 FAZIT MIT VERGLEICH ZUR ARBEITS-, ZEIT-, KOSTEN-PLANUNG SOWIE ZIELERREICHUNG DES VORHABENS

Im Projekt kokoMag wurden alle drei Projektmeilensteine mit Erfolg absolviert und bestätigt. Für den Meilenstein MS3 konnte die Beschichtbarkeit einer komplexeren, generischen Struktur am Beispiel eines vereinfachten Armlehnenhebels aus dem Kabineninterieur nachgewiesen werden, jedoch musste mit der Anpassung der Projektziele (erhöhter Fokus auf AP2.6 Prozessanpassungen beim ECO-Mg aufgrund Prozessierungsherausforderungen) im letzten Drittel der Projektlaufzeit, schlussendlich auf eine finale Validierung an einem MMC ECO-Mg AZ91 Hebel verzichtet werden. Alle notwendigen Maßnahmen für einen abschließenden Test des generischen Demonstrators wurden aber getroffen:

- die numerische Auslegung der Struktur,
- eine umfassende Designanalyse,
- ein Fertigungskonzept mit Kokillendesign,
- ein Prüfaufbau sowie

- eine zugehörige Prüfvorrichtung (siehe HAP 4).

Mit der letzten Projektphase konnten durch intensive Untersuchungen zu den Verarbeitungsmöglichkeiten des ECO-Mg und den über die Projektlaufzeit damit verbundenen Herausforderungen, zuletzt Erfolge mit einem neuen Ansatz über Nanobeschichtungen der Kokillenoberfläche erzielt werden. Mittels Physical-Vapor-Deposition- (PVD-) und Atomic-Layer-Deposition- (ALD-) Beschichtungsverfahren konnte mittels Titanitrid (TiN) eine vielversprechende Trennwirkung im GDI-Prozess zur Herstellung der MMC mit ECO-Mg ermittelt werden (siehe HAP2). Diese Erfolge konnten erst in der Projektabschlussphase erzielt werden. Aufgrund der Kosten der Verfahren sowie den Bauräumen der Beschichtungsreaktoren für PVD und ALD sind nur Vergleichsstudien auf Couponebene am Fraunhofer IKTS Dresden im Rahmen von Dresden Concept durchgeführt und ermöglicht wurden. Aufgrund der vielversprechenden Ergebnisse wurde darauf aufbauend Ende 2024 eine Folgeprojektidee unter dem Akronym „Bella“ (Beschichtung von Graphit-Kokillen für den Magnesium-Kokillenguss) der EFDS-Forschungsvereinigung vorgestellt. Die Skizze wurde positiv bewertet und das geplante Folgeprojekt befindet sich gegenwärtig in Beantragung.

Der durch den Arbeitsplan ursprünglich festgeschriebene Projektablauf von 36 Monaten für das Projekt kokoMag musste durch die nachfolgend aufgeführten Gründe um weitere 11 Monate kostenneutral verlängert werden. Dadurch ergab sich eine neue Projektlaufzeit vom 01.08.2020 - 30.06.2024. Folgende Gründe haben zu Abweichungen gegenüber der ursprünglichen Laufzeit geführt:

- ca. 2 Monate durch späteren Projektstart
- ca. 5 Monate durch Ersatzteilbeschaffung für den Spezialautoklaven für die MMC-Verarbeitung sowie eine TÜV-Abnahme mit Wiederholprüfung für Druckgeräte
- ca. 3 Monate Ausfall des TU Dresden-ILK durch einen Cyberangriff und eingeschränkte Arbeitsfähigkeit mit Projektdaten
- ca. 4 Monate durch Sperrung des Suezkanals in 2023 und damit verbundenen Lieferengpässen für Graphitwerkstoffe für die Kokillenherstellung

Neben diesen speziellen o.g. Situationen musste das Projektteam noch Verzögerungen aufgrund gesperrter Labore und Arbeitsplätze während der Corona-Pandemie bewältigen als auch damit verbundene Verzögerungen in der Beschaffung der notwendigen Materialien und Arbeitsmittel für die Projektbearbeitung kompensieren.

Aufgrund der sich in der Projektlaufzeit ergebenden Herausforderungen zur Prozessierung qualitativ hochwertiger MMC ECO-Mg AZ91 Strukturen hat sich eine Anpassung in der Projekthalte ergeben, wodurch sich der Fokus des Projekts verschoben hat. Aufgrund der hohen Klebneigung und den infolge unerwarteten Effekten bei der Verarbeitung der neuartigen Magnesium-Legierung wurde der Schwerpunkt verstärkt auf HAP 2, im Speziellen auf das HAP 2.6 gelegt. Für die damit verbundenen, umfangreicheren Untersuchungen wurden auch Inhalte des Projektteams des TUD-IfWW in HAP 3 neu priorisiert und Ressourcen genutzt, um die Fragestellungen rund um die Verarbeitbarkeit des Magnesiums zu analysieren und die Effekte

tiefgehend zu analysieren. Dabei wurden viele über den Projektantrag hinausgehende, wissenschaftliche und technologische Problemstellungen bearbeitet und auch zahlreiche externe Fachleute (z. B. Prof. N. Hort /MagiC, Dr. A. Lohmüller/ NMF, u.a.) sowie Zulieferer (z. B. FOSECO, TRENEX, TOP Grafit, Schunk Kohlenstofftechnik, u.a.) zur Lösungsfindung integriert. Darüber hinaus war in der letzten Projektphase auch eine Mittelumwidmung erforderlich. Hierfür konnten die bis dahin sparsam verwendete Mittel aus HAP 4 (Demonstratorfertigung) genutzt werden, um die, abweichend zur ursprünglichen Planung, benötigten Materialien für die Kokillenuntersuchungen und die Probekörperanalysen zu kompensieren. Ein Dank gilt dem BMWK, dieses Vorhaben im Rahmen des LUFO-VI Programms ermöglicht zu haben sowie dem PT DLR für die professionelle Betreuung.

7 VERWERTBARKEIT DER ERGEBNISSE

Nach Projektende haben sich zu dem gegenüber Projektstart geplanten Umsetzungen keine Änderungen im Handeln und Umgang ergeben bei a) Erfindungen, Schutzrechtsanmeldungen und erteilte Schutzrechte, die vom Zuwendungsempfänger oder von am Vorhaben Beteiligten gemacht oder in Anspruch genommen wurden sowie deren standortbezogene Verwertung (Lizenzen u.a.) und erkennbare Verwertungsmöglichkeiten. In Bezug auf b) den wissenschaftlichen und/oder technische Erfolgsaussichten nach Projektende – u.a. wie die geplanten Ergebnisse in anderer Weise genutzt werden können – ist zu benennen, dass insbesondere die Analysen zum Materialverhalten in nicht eingeplanter wissenschaftlichen Tiefe mit erhöhtem Aufwand durchgeführt wurden und das Verarbeitungsverhalten des ECO-Mg und die Interaktion mit umgebenden Materialien wie den Kokillenwerkstoffen stärker im Fokus stand. Dadurch konnten neue Erkenntnisse im Umgang mit diesem Werkstoff und seinen charakteristischen Eigenschaften erzielt werden. Für die Beurteilung der Phänomene wurde ein breites Netzwerk an Wissensträgern befragt, um die Ergebnisse charakterisieren zu können. Dabei ist auch die Zusammenarbeit mit anderen Einrichtungen, Firmen, Netzwerken, Forschungsstellen u. ä. gemeint. Bezüglich c) der wissenschaftlichen und wirtschaftlichen Anschlussfähigkeit für eine mögliche notwendige nächste Phase bzw. die nächsten innovatorischen Schritte zur erfolgreichen Umsetzung der FE-Ergebnisse wurde bereits ein im Projekt ermittelter Lösungsweg, die Herausforderungen in der ECO-Mg-Verarbeitung mit Nanoschichten in den Gusskokillen zu bewältigen, in eine neue Skizze überführt und einem Fachpublikum vorgetragen. Die Skizze befindet sich gegenwärtig in Evaluation. Weiterhin ist u. a. folgende Verwertbarkeit der Ergebnisse für das Projektteam aus dem Projekt kokoMag gegeben und wird aktiv umgesetzt:

- Einbindung der Herangehensweise zur Gestaltung neuer MMC-Prozesse in die ILK-Vorlesung „Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde“ zur Ausbildung des akademischen Nachwuchses mit praxisnahen Beispielen
- Einbindung des Produktentwicklungsprozesses für Gussprozesse mit nachgelagerter Verarbeitung am Beispiel der gesamtheitlichen Prozesskette aus HAP4 in den ILK-Vorlesungsteil *MMC und CMC* mit Übungsanteil

- Durchführung von drei studentischen Facharbeiten innerhalb des Projekts zur Sensibilisierung und Gewinnung von wissenschaftlichem Nachwuchs
- Nutzbarkeit, Fortführung und Detaillierung der umfangreichen Erkenntnisse zur Beschichtungsentwicklung thermisch gespritzter Schichten auf Magnesiumoberflächen sowie auf Metal-Matrix-Composite-Strukturen
- Vorstellung der Ergebnisse des Projekts auf dem „Internationalem Dresdner Leichtbausymposium“ 2023 mit Posterpräsentation und Messestand sowie Fachdiskussion mit Besuchern der Luftfahrtindustrie (z.B. Airbus, RollsRoyce, u. a.)
- Vorstellung der Ergebnisse zum thermischen Spritzen auf insgesamt drei Konferenzen (23. *Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, *Aeromat 2022*, *International Thermal Spraying Conference 2022*) mit Abstract, Poster und Paper.

Ferner hat sich durch Gespräche auf Messen und Fachkonferenzen immer wieder großes Interesse an Magnesiumverbundwerkstoffen ergeben, die mit spezifischen Eigenschaften für Mobilitätsanwendungen und für den Luftfahrtbereich geeignet wären. Auch in Verbindung mit neuen Konzepten wie z. B. der Verknüpfung mit strukturtragenden Batterien eröffnen sich für diese Werkstoffklasse völlig neue Anwendungshorizonte. Mit Bewältigung der im Projekt aufgezeigten und umfangreich untersuchten Fertigungsphänomene und einer schlussendlich effizienten und qualitativ hochwertigen Herstellbarkeit der MMC ECO-Mg AZ91 Strukturen, die mit thermisch gespritzten Beschichtung versehen werden können, prognostiziert das Projektteam weitreichende Anwendungsmöglichkeiten, gleichwohl sich noch viele neue Forschungsfragen und -bedarfe in diesem Themenbereich anschließen.

8 ERFOLGTE ODER GEPLANTE VERÖFFENTLICHUNGEN

Über die Laufzeit sind nachfolgende Veröffentlichungen mit Präsentationen, Paper und Vorträgen zu Teilergebnissen des Projekts durchgeführt wurden:

Reif, M. (V); Scheitz, S.; Leyens, C.; Mrotzek, T.; Scholtyschik, O.; Behnisch; Th.; Gude, M.: **Thermally sprayed corrosion resistant coatings for magnesium based MMC** - Technische Universität Dresden, 23. *Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Leoben (A) 2022, Vortrag, Abstract und Konferenz-Paper

Reif, M.; Kunze, O.; Scheitz, S.; Mrotzek, T.; Bräuer, R.; Leyens, C; Gude, M; Behnisch; Th.: **Thermally Sprayed Corrosion Resistant Coatings for Magnesium Alloys**, Technische Universität Dresden, Dresden, Germany, *Aeromat 2022*, Pasedena 2023 (USA), Abstract und Poster

Reif, M. (V); Kunze, O.; Scheitz, S.; Leyens, C.; Mrotzek, T.; Scholtyschik, O.; Behnisch Th.; Bräuer, R.; Gude, M.: **The influence of coating composition in the corrosion resistance of magnesium alloys**, Technische Universität Dresden, *International Thermal Spraying Conference 2022, Aviation Industry II*, Wien (A), 2022, Vortrag, Abstract und Poster

T. Mrotzek^{1*}; R. Bräuer¹; O. Scholtyschik¹; Th. Behnisch¹; M. Gude¹; M. Reif²; O. Kunze²; S. Scheitz³; Ch. Leyens^{2,3}: **corrosion-protected, non-flammable carbon fibre-reinforced magnesium material**

for aerospace applications – kokoMag, Technische Universität Dresden mit ¹ILK und ²IfWW sowie ³Fraunhofer Institut IWS, Dresden, 26. *Internationales Dresdner Leichtbausymposium*, Dresden, 2023, Poster und Messestand

Ebenso wurden Projektergebnisse durch Beiträge im allgemein zugänglichen Jahresforschungsbericht des TUD-ILK veröffentlicht:

(<https://tu-dresden.de/ing/maschinenwesen/ilk/projekte/veroeffentlichungen-ilk>)

- Beitrag kokoMag in Jahresforschungsbericht 2020
- Beitrag kokoMag in Jahresforschungsbericht 2024

Zudem sind Fachgespräche und Austausch zum in kokoMag entwickelten ECO-Magnesium-Verbundwerkstoff mit Expert:innen auf der GIFA 2023 in Düsseldorf und der Euroguss 2024 in Nürnberg geführt worden, um neue Potentiale zu bewerten und weitere Bekanntmachungen anzustoßen.

9 LITERATUR

- [1] Hassinger, P.: *Zwischen Evolution und Revolution – Der Werkstoffwandel im Flugzeugbau*, KIT Scientific Publishing, Karlsruhe, 2013.
- [2] Gradinger, R. et. al.: *InnMag – Magnesium Kette Innviertel im Rahmen der TAKE OFF 808948 Ergebnisveranstaltung*, ARC Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, Techgate Wien, 2007.
- [3] Ebert, H. J. et. al.: *Die deutsche Luftfahrt. Willy Messerschmitt – Pionier der Luftfahrt und des Leichtbaus*. Bernhard & Graefe, 2008.
- [4] Hort, N.: *Moderne Werkstoffentwicklungen – Magnesium*, GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH, MagIC – Magnesium Innovation Center, Geesthacht, 2008.
- [5] Hufenbach, W.; Andrich, M.; Langkamp, A.; Czulak, A.: *Fabrication technology and material characterization of carbon fibre reinforced magnesium*, Journal of Materials Processing Technology 175 (2006) S. 218-224.
- [6] Wendler-Kalsch, E. et. al.: *Zukunftsorientierter Einsatz von Magnesium im Verkehrswesen*. Haus der Technik Fachbuch Band 69, U.Brill – Expert Verlag, Renningen, 2006.
- [7] Kawalla, R.: *Magnesium - ein wichtiger Werkstoff der Zukunft*. Freiberg: MEFORM Tagungsband, 2003.
- [8] Kainer, K. U. et. al.: *Magnesium. Eigenschaften, Anwendungen, Potenziale*. Weinheim: Wiley-VCH, 2000.
- [9] Kainer, K. U.: „*Potential von Magnesium-Werkstoffen für den nachhaltigen Leichtbau*“ in Leichtbausymposium 2014, Dresden, 2014.
- [10] Kleiner, S.: *Magnesium und seine Legierungen*. Egerkingen, Schweiz: Tagungsband zum 6. Internationalen IWF-Kolloquium, 2002.
- [11] Kammer, C.: *Bedeutung von Magnesium*. Magnesium Taschenbuch, 1. Auflage, Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 2000.
- [12] Wiese, B.: *The Effect of CaO on Magnesium and Manganese Calcium Alloys*. Dissertation, Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften, Institut für Metallurgie, TU Clausthal, 2017
- [13] Satoh, T.; Ueno, H.; Ogawa, Y.: *Hochfeste nicht brennbare Magnesiumlegierungen – Patent DE112007002016T5*, 23.07.2009, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Tokio, Japan.
- [14] Gneiger, S.: *Brandbeständige Magnesium-Legierungen*, LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen, AIT Austrian Institute of Technology GmbH, 2017

- [15] Panzirsch, P. et.al.: *Technologische Aspekte der neuen Eco Magnesium Legierungen*. 25. Ledebur-Kolloquium, Gießerei Institut TU Bergakademie Freiberg, 2015.
- [16] Schmauser, E.M.; Harrow, D.: *LMS Eco-Magnesium Alloys*. 3-S-WERK, Humidity and Power, Broschüre, Schwabach, 2019.
- [17] Korea Institute of Industrial Technology – KITECH: *World's first Eco-Magnesium (Eco-Mg) and Eco-Aluminium (Eco-Al) Alloy Technology*, KITECH Brochure, ChungNam, Korea, 2019.
- [18] Miracle, D. B.: *Metal Matrix Composites – from science to technological significance*, Composite Science and Technology 65 (2005), S. 2526-2540.
- [19] Kammer, C.: *Aluminiumtaschenbuch*. Band 1 Grundlagen und Werkstoffe. 16. Auflage. Aluminiumverlag. Düsseldorf, 2002.
- [21] Gude, M.; Boczkowska, A.: *3D textile reinforced carbon fiber aluminium matrix composites for lightweigt applications*, Krakau: Foundry Research Institut (IOD) Cracow, 2014.
- [22] Öttinger, O.: *Herstellung, Mikrostruktur und Eigenschaften von kohlenstofflangfaserverstärkten Magnesiumlegierungen*, Fortschr. Ber. VDI, Reihe 5, Nr.450, 1995.
- [23] Krauss, M.: *Zur thermischen Ermüdung der Magnesiumlegierung AZ31 und AZ91*, Kassel: Diss. Universität Kassel, 2006.
- [24] Ballmes, H.: *Aluminiummatrix-Faserverbundwerkstoffe im Druckgießprozess - Verfahrensgrundlagen und Produkteigenschaften*. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2013.
- [25] Hufenbach, W.; Gude, M.; Czulak, A.; Gruhl, A.; Wolf, M.: *Mikrostrukturanalyse und werkstoffmechanische Charakterisierung von Kohlenstofffaserverstärkten MMC*. 46. DGM Tagung Metallographie. Rostock. 2012.
- [26] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): *Thermisches Spritzen – Begriffe, Einteilung – DIN EN 657*. Berlin: Beuth-Verlag GmbH, 2006.
- [27] Bobzin, K.: *Oberflächentechnik für den Maschinenbau*. Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2013.
- [28] Dearnley, P.A.: *Introduction to surface engineering*. New York: Cambridge University Press, 2017.
