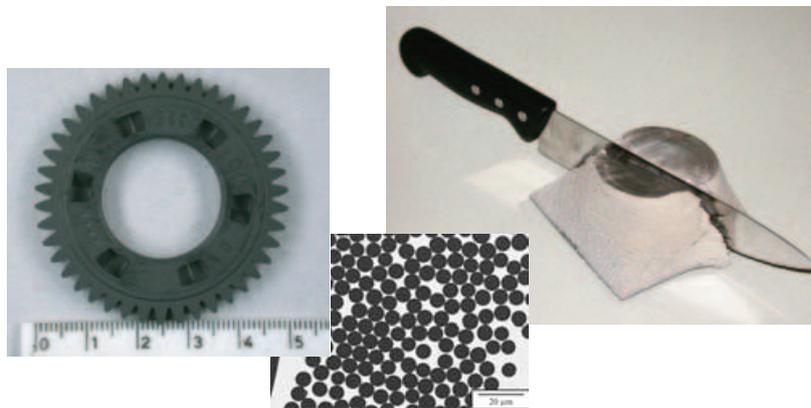


Stofflicher Leichtbau mit Sinterkohlenstoff und Verbundwerkstoffen



1. Leichtbau – Anforderungen und Möglichkeiten

In den Anwendungen des Leichtbaus sind die Anforderungen an die verwendeten Materialien in der Regel auf einen gemeinsamen Nenner zu bringen: (ultra-) leicht, präzise, steif. Die Materialeigenschaften, die bei diesem stark vereinfachten Lastenheft betrachtet werden müssen, sind hauptsächlich

- Dichte ρ bzw. spezifisches Volumen v
- Elastizitäts- ($\sigma_{0,01}$) & Streckgrenze ($\sigma_{0,2}$)
- Bruchfestigkeit σ_B bzw. σ_{max}
- Dauerfestigkeit σ_D
- Bruchdehnung δ bzw. A
- E-Modul & G-Modul (Schubmodul)
- Korrosionsbeständigkeit

Die am weitesten verbreitete Gruppe von Konstruktionswerkstoffen für strukturelle Anwendungen sind die Metalle. Als sog. Leichtmetalle aufgrund ihrer im Vergleich zu Stahl niedrigen Dichten und damit als Leichtbaumaterialien besitzen dabei Aluminium, Magnesium und Titan sowie ihre Legierungen technische und ökonomische Bedeutung. Allerdings lässt sich die

Gewichtseinsparung durch Anwendung von Leichtmetallen nicht allein vom Stoffwert Dichte ableiten. Vielmehr müssen die erzielbaren mechanischen Eigenschaften mit der Dichte der Materialien korreliert und der tatsächlich mögliche Gewichtseffekt anhand dieser spezifischen Eigenschaften abgeschätzt werden. Dabei sind nicht nur die statischen mechanischen Eigenschaften zu beachten, sondern u. a. auch Dauerfestigkeit, Kriechneigung, Temperaturfestigkeit, Korrosionsbeständigkeit etc. in Abhängigkeit des fraglichen Anwendungsfalles.

Die Leichtmetalle weisen zwar geringere Dichten auf als Stahl, ermöglichen allerdings bezüglich der spezifischen mechanischen Eigenschaften kaum signifikante Gewichtseinsparungen. Dazu ein Rechenbeispiel: Aluminiumwerkstoffe haben Dichten von ca. $\rho_{Al} = 2,8 \text{ g/cm}^3$, Magnesium von $\rho_{Mg} = 1,8 \text{ g/cm}^3$, Titan von ca. $\rho_{Ti} = 4,4 \text{ g/cm}^3$ und Stahl von $\rho_{St} = 7,8 \text{ g/cm}^3$. Bei Festigkeiten von 500 MPa ($E_{Al} \approx 80 \text{ GPa}$) für gute vergütete Al-Gusslegierungen bzw. 350 MPa ($E_{Mg} \approx 45 \text{ GPa}$) für Mg-Legierungen sowie bis zu 1.400 MPa

($E_{St} \approx 210$ GPa) für Stahl relativiert sich der Gewichtsvorteil der Leichtmetalle. Für Titan mit Festigkeiten bis zu 1.000 MPa ($E_{Ti} \approx 115$ GPa) ist ein signifikanter Gewichtsvorteil gegeben (bei leicht geringerer spezifischer Steifigkeit). Allerdings ist dafür die Verarbeitung von Titan durch die hohe Reaktivität der Schmelze, hohe Schmelztemperaturen (1.660 °C) und problematisches Verhalten bei der Zerspannung stark erschwert. Hinzu kommen stark erhöhte Kosten. Nicht von ungefähr wird im konstruktiven Leichtbau der Einsatz herkömmlicher Konstruktionsmaterialien in Kombination mit intelligenter Bauteilgestaltung zur Reduzierung von Massenanhäufungen und damit Gewicht praktiziert.

Ein weiterer Gesichtspunkt ist die Dauerfestigkeit, die selbst bei maßgeschneiderten pulvermetallurgisch hergestellten Aluminiumwerkstoffen nicht über 200 MPa liegt und bei steigenden Temperaturen bis 350 °C auf Werte bis max. 100 MPa absinkt. Die höchsten zulässigen Dauerbetriebstemperaturen für Aluminiumlegierungen liegen dementsprechend unter 200 °C. Das Dauerfestigkeitsverhalten der Mg-Legierungen ist mit demjenigen der Al-Legierungen vergleichbar, weist allerdings ein ungünstiges Verhalten des E-Moduls unter Druck auf. Außerdem wirkt sich die Korrosionsneigung des Magnesiums ungünstig auf seine Verwendbarkeit aus. Für Titan und seine Legierungen ist das Verhalten bei erhöhten Temperaturen aufgrund des hohen Schmelzpunktes sehr gut. Festigkeit und E-Modul nehmen bis 430 °C nur wenig ab, so dass Bruchfestigkeiten bis ca. 800 MPa erreicht werden. Ab 430 °C kommt es zu starkem Kriechen, so dass es ab dieser Temperatur zu einem signifikanten Abfall der Dauerstandfestigkeit kommt. Bei geringeren Temperaturen ist die Dauerfestigkeit von Titan bei ca. 60 Prozent der statischen Bruchfestigkeit.

Im Vergleich dazu weisen warmfeste Stähle Dauerfestigkeiten bis in Bereiche um 200 MPa bei Temperaturen bis ca. 500 °C auf, und hochlegierte austenitische Stähle erreichen vergleichbare Werte sogar bei Temperaturen oberhalb von 700 °C.

Insbesondere für hoch beanspruchte Bauteile sind daher Werkstoffkonzepte not-

wendig, die niedriges Gewicht mit erhöhter Festigkeit und den Stählen vergleichbarer Steifigkeit bei erhöhten Temperaturen vereinbaren. Der Begriff Hochtemperaturfestigkeit wird hier übrigens nicht verwendet, da der HT-Bereich in der Regel Temperaturen oberhalb von 1.000 °C bezeichnet, bei denen nur die sog. Superlegierungen (Nickelbasislegierungen) im Bereich der Stähle oder keramische Werkstoffe bzw. Verbundwerkstoffe mit keramischer Matrix (CMC) eingesetzt werden.

Da reine Leichtmetalle und ihre Legierungen den Anforderungen nicht gerecht werden, besteht ein Lösungsansatz darin, Verbundwerkstoffe mit hochfesten und hochsteifen Verstärkungselementen zu entwickeln. Auf der anderen Seite ergeben die hohe Warmfestigkeit sowie die chemische und Verschleißbeständigkeit der modernen Strukturkeramiken in Verbindung mit deren geringem spezifischem Gewicht völlig neue und extreme Anwendungsmöglichkeiten. Eine besondere Stellung nehmen die technischen Kohlenstoffe und Graphite sowie deren arteigene Faserverbundwerkstoffe (CFC) als Ultraleichtwerkstoffe mit Dichten unter 1,9 g/cm³ ein.

Die Möglichkeit von Hybrid- bzw. Sandwichbauweisen soll hier in den Bereich des konstruktiven Leichtbaus gezählt und daher nicht explizit besprochen werden.

ZUSAMMENFASSUNG

Leichtbaukonzepte basieren im Wesentlichen auf der konstruktiven Berechnung und Berücksichtigung von Belastungen zur Vermeidung von Überdimensionierung (konstruktiver Leichtbau) sowie auf der Verwendung von Materialien, welche die erforderlichen mechanischen und sonstigen Eigenschaften bei entsprechend geringer Dichte (gute spezifische Eigenschaften!) und somit geringem Gewicht ermöglichen (stofflicher Leichtbau). In der anwendungsrelevanten Praxis sind beide Varianten in Einklang zu bringen, um neue oder verbesserte Komponenten oder ganze Systeme für Leichtbauanwendungen zu qualifizieren.

Stofflicher und konstruktiver Leichtbau sind heute zentrale Aufgabenstellungen und Herausforderungen im modernen Maschinenbau, insbesondere für Anwendungen im Fahrzeug- und Motorenbau, in der Luft- und Raumfahrttechnik aber auch in vielen anderen dynamisch hoch beanspruchten Maschinensystemen wie in der Druck- und Textilmaschinen-technik.

Leichtmetalle standen am Anfang dieser Entwicklung, Faserverbundwerkstoffe mit Polymermatrix traten in den 1970er Jahren dazu und dominieren heute z. B. den Markt für leichte Flächentragwerke im Flugzeugbau. Mechanisch, thermisch und tribologisch hoch beanspruchte Strukturen wurden in den vergangenen Jahrzehnten auch mit Keramik- und Glasmatrix entwickelt, so dass dem Konstrukteur heute eine breite Palette von leichten und steifen Verbundwerkstoffen für eine Vielzahl von Anwendungen zur Verfügung steht.

SUMMARY

Lightweight engineering is mainly based on load calculation and component design aimed on lean structures, and on the utilization of materials with appropriate mechanical and functional properties at low density (good specific properties). In industrial applications, both aspects have to be taken into account in lightweight component design to develop new or improved products. Lightweight materials and lightweight engineering by design are central challenges in today's engineering business, particularly with regard to automotive, engine, and aerospace applications. However, more traditional industries like e. g. printing or textile machines with highly dynamic loads on components will also benefit from lightweight engineering progress.

First lightweight materials were light metals. From the 1970s, fiber compounds with polymer matrix started to conquer the market for light aircraft surface structures, and nowadays, a broad variety of materials for special applications are available for design engineers. Some of them are presented in this paper.

Neben der technischen Leistungsfähigkeit spielen die Zielkosten, und damit im Kern natürlich die Verfahrens- und Fertigungstechnik solcher Leichtbauweisen und Werkstoffe, im modernen Maschinenbau eine entscheidende Rolle. Dies hat zu neuen Bauweisen, insbesondere auch zu Schichtverbundwerkstoffen mit funktionaler Trennung von Struktur- und Oberflächeneigenschaften geführt. Aber auch neue Fertigungstechniken mit Innovationen über die gesamte Abfolge der Prozesskette sind zentrale Gegenstände von Forschung und Entwicklung. Im Folgenden wird dies anhand aktueller Entwicklungsarbeiten des Instituts für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile der Universität Stuttgart in den Bereichen Leichtmetall-MMC sowie sinterfähige Kohlenstoffe verdeutlicht.

2. Verbundwerkstoffe mit metallischer Matrix (MMC – metal matrix composites)

2.1 Einlagerung hochfester und hochsteifer Verstärkungsphasen

Im Bereich der Anwendungen bei Raumtemperatur haben sich in breiten Gebieten faserverstärkte Kunststoffe (PMC, z. B. glasfaserverstärkter Kunststoff, GFK) etabliert. PMC-Bauteile mit Glas-, Kohlenstoff- oder Aramidfaserverstärkung erreichen gute spezifische Eigenschaften und werden daher beispielsweise für großflächige Strukturelemente (Behälter, Tanks, Kabinen, Binnenschiffahrt, Flächentragwerke, usw.), Abwasser- und Rohrleitungstechnik, Schutzvorrichtungen, Sportgeräte, u.v.a.m. eingesetzt. Dabei werden bei Fasergehalten bis zu 60 Vol.-Prozent und Dichten von 1,4 - 2,1 g/cm³ Festigkeiten bis 1.400 MPa und E-Moduln im Bereich von 70 GPa, für Borfasern sogar bis 215 GPa erreicht (für gängige PMCs allerdings geringere Werte).

Allen faserverstärkten Kunststoffen gemeinsam ist der begrenzte Anwendungsbereich auf Temperaturen zwischen -50 °C bis max. 300 °C bei Bruchdehnungen kleiner 1,5 Prozent. Für den Anwendungsbereich bei erhöhten Temperaturen fehlt demnach ein struktureller Leichtbauwerkstoff mit ausreichender Steifigkeit, Zähigkeit und Dauerfestigkeit, der geringe Bauteil-

gewichte ermöglichen würde. Verbundwerkstoffe mit Leichtmetallmatrix sind geeignet, diese Lücke zu schließen.

Metallmatrix-Systeme mit keramischen oder metallischen Verstärkungsphasen in Form von Fasern, Whiskern oder Partikeln (z. B. Kohlenstoff, SiC, Al₂O₃, Bor) weisen für strukturelle, aber auch funktionelle Anwendungen eine Reihe von vorteilhaften Eigenschaften auf. Dazu gehören:

- verbesserte mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur (E-Modul, Streckgrenze, Zugfestigkeit)
- verbesserte mechanische Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen (E-Modul, Streckgrenze, Zugfestigkeit, Dauerfestigkeit, Ermüdungsverhalten, Kriechfestigkeit)
- verbesserte Temperaturwechselbeständigkeit
- bessere Verschleißbeständigkeit
- veränderte thermophysikalische Eigenschaften (z. B. reduzierte thermische Dehnung)

Durch die Wahl der Verstärkungsphase lassen sich die Eigenschaften von MMC - Verbundmaterialien gezielt beeinflussen (z. B. niedrige Dichte und hohe spezifische mechanische Kennwerte von C-Fasern, geringe thermische Dehnung von Kohlenstoff und Keramik). Zudem bieten MMC das Potential sowohl für maßgeschneiderte nicht-isotrope Werkstoffe (mit kontinuierlicher Faserverstärkung) als auch für isotrope Werkstoffe (durch Kurzfaserverstärkung oder Partikelverstärkung).

Die erzielbaren mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur sollen anhand einiger Beispiele aus der Literatur für kontinuierlich faserverstärktes Aluminium illustriert werden. Da eine komplette Beschreibung der mechanischen Eigenschaften hier schwer dargestellt werden kann, sind nur Elastizitätsmodul und Zugfestigkeit als Referenzkennwerte angegeben:

- B/Al: $E = 210\text{GPa}$, $\sigma_{\max} = 1500\text{MPa}$
- SiC/Al: $E = 310\text{GPa}$, $\sigma_{\max} = 250\text{MPa}$
- Al₂O₃/Al: $E = 140\text{GPa}$, $\sigma_{\max} = 950\text{MPa}$
- C/Al: $E = 160\text{GPa}$, $\sigma_{\max} = 690\text{MPa}$

Dabei handelt es sich um Werte in Faser-richtung bei Faservolumengehalten von 30 bis 50 Prozent. Die Kennwerte quer zur Faserrichtung hängen stark vom Faservolumengehalt, der Art der Fasern und dem Charakter des Faser/Matrix-Interfaces ab und variieren dementsprechend in weiten Grenzen. Die Dichten der Faser/Al-Matrix-Verbundwerkstoffe liegen im Bereich $\rho_{MMC} = 2,2-3,4 \text{ g/cm}^3$, je nach Fasermaterial und -gehalt.

Die Bruchdehnungen faserverstärkter MMC liegen in der Regel unterhalb ein Prozent, und auch die Bruchzähigkeiten sind geringer als ohne Verstärkungsphasen. Für kurzfaserver-, whisker- und partikelverstärkte Materialien sind die Bruchdehnungen höher als für kontinuierliche Faserverstärkung, dafür die Steifigkeiten geringer und die absoluten Festigkeiten hängen stark von der Matrixlegierung ab (z. B. SiC/Al: $E = 130 \text{ GPa}$, $\sigma_{\max} = 585 \text{ MPa}$).

Einer der Gründe für die Anwendung von MMC-Materialien sind die verbesserten Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen. Beispielsweise sinkt die Dauerfestigkeit der unverstärkten Kolbenlegierung AlSi12-CuMgNi bei 350-400 °C auf 25 MPa. Dieser Wert lässt sich durch Al₂O₃-Kurzfaserverstärkung verdoppeln, bei gleichzeitiger dramatischer Erhöhung der Temperaturwechselbeständigkeit, was die Gruppe der MMCs speziell für Anwendungen bei erhöhten Temperaturen befähigt.

2.2 Innovationstreiber Produktionskosten

Bisher führt die Einlagerung von faserförmigen Verstärkungskomponenten zu einer signifikanten Erhöhung der Herstellungskosten aufgrund der zeitaufwendigen Prozesse und hohen Werkzeug- sowie Investitionskosten. Die wichtigsten Fertigungsverfahren für faserverstärkte MMC sind

- Druckinfiltration metallischer Schmelzen in Faservorkörper (Preforms) unter geringem Druck (Squeeze-Casting) oder vakuumunterstützt (Vacural-Verfahren),
- Gasdruckverfahren (Eintauchen in Schmelze im Autoklaven und Infiltration unter Druck zur Verringerung

mech. Belastung & für komplexe Geometrien),

- axiales bzw. isostatisches Heißpressen (pulvermetallurgisches Verfahren),
- Heißpressen von Faser/Folien-Laminaten (Diffusion Bonding).

Bei der Flüssigphaseninfiltration in Faserpreforms werden die Fasern den chemisch aggressiven Metallschmelzen exponiert, wodurch es insbesondere bei C-Fasern zu Grenzflächenreaktionen und Carbidbildung kommt. Aluminiumcarbidphasen am Faser/Matrix-Interface können durch ihre Sprödbrochenanfälligkeit und mangelnde Korrosionsbeständigkeit zu einem vorzeitigen Versagen des Verbundes unter Beanspruchung führen, wodurch eine optimale Ausnutzung der Faserfestigkeit verhindert wird. Zur Vermeidung dieser Effekte müssen zusätzliche Schutzschichten auf den Verstärkungsfasern appliziert werden. Zudem kann es zu Löse- und Ausscheidungsprozessen am Formwerkzeug sowie wärmeübergangsbedingten Gefügeausbildungen im Randbereich kommen.

Durch die vergleichsweise niedrigen Temperaturen bei den Diffusionsprozessen in fester Phase wird das Problem der Faserschädigung vermieden. Allerdings ist die Wirtschaftlichkeit dieser Verfahren wegen der langen Prozesszeiten eingeschränkt, und auch die Bauteilgeometrien beschränken sich auf relativ einfache Formkörper, die durch zerspannende Verfahren weiterbearbeitet werden müssen.

Ein neues Herstellungsverfahren für MMC-Komponenten, welches an der Universität Stuttgart im Rahmen des Kompetenzzentrums Gießen und Thixoschmieden, CCT, entwickelt wurde, arbeitet mit der Lamination von Prepregs aus Fasergeweben bzw. -gelegen mit thermokinetisch abgeschiedenem Matrixmetall und anschließenden



Lichtbogendrahtgespritzter Bolzen aus AlSi6, erhitzt in das Thixo-2-Phasengebiet und mit geringer Kraft zerteilt.

der Verdichtung der Komposite durch Schmieden im teilflüssigen Zustand.

Durch kurze Fertigungszyklen, reduzierten Werkzeugverschleiß und die Herstellung endabmessungsnaher Bauteile (near net-shape forming) können die Fertigungskosten in diesem Verfahren reduziert und somit Anwendungen nicht nur in der Luftfahrt, sondern auch im Fahrzeugbau und im allgemeinen Maschinenbau erschlossen werden.

Es bleibt anzumerken, dass die Kosten von MMC-Materialien im direkten Vergleich mit konventionellen Leichtmetall-Guss- oder -Schmiedelegerungen auch in Zukunft höher sind. Dies ist aufgrund der größeren Anzahl an Prozessschritten und höheren Halbzeugkosten der Verstärkungsphasen unumgänglich. Aus diesem Grund bleibt diese Werkstoffklasse auf Anwendungen beschränkt, für welche die Machbarkeit bzw. die technischen Kennwerte Priorität besitzen oder sich aus den verbesserten Kennwerten im Betrieb ein Amortisationseffekt ergibt. Insbesondere im Bereich des Leichtbaus zur Reduzierung bewegter Massen, nicht nur im Fahrzeugbau, sondern auch für Maschinenelemente, kann dieser Gesichtspunkt zu einer guten Wettbewerbsfähigkeit von MMC-Materialien führen.

2.3 Formgebung durch Umformen im teilflüssigen Zustand: Thixoschmieden/Thixogießen

Thixoschmieden, oder Schmieden im teilflüssigen Zustand (Semi-Solid Forging), ist das Umformen eines mehrphasigen metallischen Werkstoffes in einem Temperaturbereich, in welchem das Material teilflüssig zwischen Liquidus- und Solidus-Linie im Zweiphasengebiet vorliegt. Dabei soll die feste Phase in ausreichender Konzentration vorliegen (40 bis 80 Prozent), so dass sie ein Festkörperskelett bildet, welches erst unter Einwirkung von Scherkräften im Formwerkzeug zerfällt, wodurch die Viskosität des Materials abrupt abfällt und es sich leicht umformen lässt, siehe (01) am Beispiel eines thermokinetisch abgeschiedenen Massivkörpers aus der Zweiphasenlegierung AlSi6. Durch das thixotrope (scherverdünnende) Materialverhalten wiederum lassen sich bei relativ geringen Kräften hohe

Umformraten und geringe Wandstärken der Bauteile erreichen. Ähnliches gilt für den Thixogießprozess, bei dem der Anteil an Flüssigphase höher liegt.

Das Thixo-Schmieden zeichnet sich im Vergleich zum herkömmlichen Schmieden durch niedrigere Verschlusskräfte, niedrigeren Werkzeugverschleiß, hohe Oberflächengüten und die Ermöglichung komplexerer Bauteilgeometrien aus. Im Vergleich zum Gießen ergeben sich weniger Poren und Lunker, kürzere Zykluszeiten, bessere Oberflächengüten, eine feinkörnige Gefügestruktur sowie eine größere Variabilität in der Legierungswahl. Nachteile sind höhere Rohstoffkosten, die zusätzliche Schwierigkeit der Halbzeugerwärmung in den geeigneten Temperaturbereich sowie eine kompliziertere Prozesstechnik, da nur eine exakte Temperaturführung und schnelle Bearbeitung die erwünschten Gefügeeigenschaften während und nach dem Umformen gewährleisten.

Für die Herstellung von Verbundmaterialien empfiehlt sich das Umformen im teilflüssigen Zustand insbesondere auch durch die im Vergleich zur Flüssigphaseninfiltration geringeren Temperaturen des Matrixmetalls während der Verdichtung. Für das System Al-Si sind typische Verarbeitungstemperaturen beim Schmieden 500-540 °C und beim Gießen 660-700 °C. Für die bereits erwähnte Legierung AlSi6, aber auch andere Gusslegierungen wie AlSi7Mg, liegen die Prozesstemperaturen für das Umformen im teilflüssigen Zustand im Bereich um 580 °C. Für typische Schmiedelegerungen mit geringerem Siliziumgehalt, z. B. AlMgSi1, beträgt die Verarbeitungstemperatur für den Thixoschmiedeprozess ca. 640 °C. Das bedeutet, je nach Legierung liegen die Temperaturen um bis zu 100 °C niedriger als bei der Flüssigphaseninfiltration. Hinzu kommt der limitierte Anteil an flüssiger Phase, welche mit der Verstärkungsphase reagieren könnte. Da aufgrund der relativ geringen Preise und guten mechanischen Eigenschaften die Verwendung der in Kontakt mit Metallschmelzen empfindlichen C-Faser angestrebt wird, führen geringere Temperaturen und reduzierter Schmelzeanteil zu einer Verringerung der chemischen Fasergrenzflächenreaktionen und damit zu besseren MMC-Eigen-

schaften. Ein weiterer Vorteil der reduzierten Temperaturen und des Festphasenanteils ist die geringere thermische Schrumpfung der Matrix bei der Bauteilerkaltung, wodurch sich die Eigenspannungsentstehung reduziert.

Um dieses Verfahren zur Herstellung von Verbundwerkstoffen anwenden zu können, müssen die Matrixlegierungen in globularer Gefügeausbildung vorliegen. Ein herkömmliches Gussgefüge ist dendritisch, was bei der Erwärmung zu einem Verhaken der Körner führt, so dass das erwünschte thixotrope Verhalten ausbleibt. In globularen Gefügen sind die einzelnen Körner lediglich durch Diffusionshälse miteinander verbunden, welche unter Einwirkung von Scherkräften versagen und dadurch ein freies Abgleiten ermöglichen. Die Herstellung von Gefügen feinkörniger globularer Mikrostruktur ist eine zusätzliche Aufwendung, welche allerdings Bauteile ermöglicht, die aufgrund der Feinkörnigkeit des Gefüges verbesserte mechanische Eigenschaften gegenüber Gussgefügen aufweisen, die in der Regel als Wettbewerber betrachtet werden können.

2.4 Matrixapplikation durch thermokinetische Abscheidung und Beschichtung

Konventionelle Verfahren zur Herstellung von Halbzeugen für das Umformen im teilflüssigen Zustand sind Rheostrangguss, Kornfeinung durch chemische Zusätze sowie Sprühkompaktieren. Bei diesen Verfahren wird die Dendritenbildung verhindert, indem die Schmelze während der Erstarrung gerührt, die Anzahl der Erstarrungskeime erhöht oder die Schmelze verdüst und die Tropfenform durch schnelle Erstarrung konserviert wird. Allerdings führen diese Technologien zu Massivkörpern, welche nicht für die Infiltration von Faserstrukturen geeignet sind, da lange Fließwege der festen Phase die Faserorientierung beeinträchtigen und zur Schädigung einzelner Fasern führen könnten.

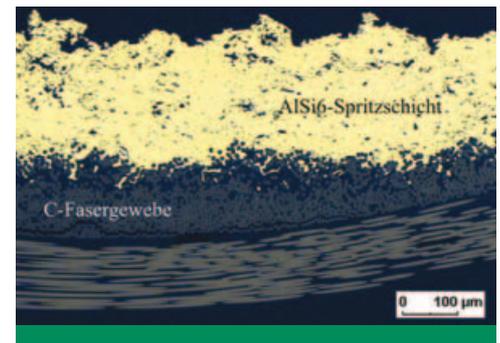
Als Vorkörper für eine Thixo-Umformung faserhaltiger Leichtmetalle kommen Lamine aus Fasergeweben und Metallblechen in einer geeigneten Legierungszusammensetzung in Frage, so dass die

Fließwege des Matrixmaterials während der Verdichtung kurz sind. Zur Verbesserung der Handhabbarkeit beim Einlegen des Vorkörpers in das Umformwerkzeug können auch Gewebelamine verwendet werden, die mit einer Metallschicht definierter Dicke versehen sind. Diese Schicht kann vorzugsweise über thermokinetische Abscheidung (Thermisches Spritzen) aufgebracht werden, und das beschichtete, vorimprägnierte Gewebe- oder Gelegelaminat wird Prepreg (pre-impregnated) genannt (02).

Die thermisch gespritzten Metallschichten bieten den Vorteil einer äußerst feinkörnigen Gefügeausbildung. Während die Korngrößen bei den thixotrop umformbaren Al-Si-Blechen 5-20 μm betragen, liegen die Abmessungen der einzelnen Phasen in thermisch gespritzten Schichtgefügen durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit beim Schichtauftrag im Submikronbereich. Dadurch kann bei der Umformung und Verdichtung eine verbesserte Infiltration der metallischen Phase in das Fasergerüst erreicht werden. Insbesondere bei UD-Fasergelegen, die im Falle hoher Faservolumenanteile und Monofilamentdurchmessern der C-Fasern von 6-7 μm nur minimale Zwischenräume für die Matrixinfiltration bieten, sind möglichst kleine Korngrößen der metallischen Festphase wichtig.

Vorteile der Matrixapplikation durch thermokinetische Abscheidung sind

- dichte, bereits teilweise imprägnierende Schichten auf den Geweben,
- vollständige, porenfreie Imprägnierung der Verstärkungsphase beim Thixo-Schmieden durch kurze Fließwege und kleine Korngrößen,
- maßgeschneiderte Mikrostruktur durch schnelle Erstarrung für dendritenfreie Matrix nach dem Umformen,
- schnelle, kostengünstige und prozessstabile Abscheidetechnik für die Prepregs,
- Einstellung des Faservolumenanteiles über die Schichtdicke möglich,
- Einsatz von einfachen und komplexen Legierungen möglich,



Mikrostruktur, $C_{2D-F}/AlSi_6$ -MMC; Kohlenstofffasergewebe beschichtet/imprägniert mit $AlSi_6$ durch Lichtbogendrahtspritzen.

- alternatives Verfahren zur Herstellung ultra-feinkörniger Massivbolzen.

Um die Verfahren der thermokinetischen Beschichtung (Lichtbogendrahtspritzen, atmosphärisches Plasmaspritzen APS) mit Prozesstemperaturen der schmelzflüssigen Spritzstoffe bis über 2.000 °C zur Metallabscheidung auf temperaturempfindlichen Fasermaterialien wie C-Fasern anwenden zu können, müssen charakteristische Eigenschaften der Prozesse beachtet werden. Die hohen Gasflussraten bedingen Spannung und Fixierung der zu beschichtenden Gewebe oder Gelege. Zu diesem Zweck wurde eine Pilotanlage zur Spannung von Gewebbahnen bis zu einer Breite von 1,5 m und zum Transport von Rolle zu Rolle über eine Beschichtungsfläche entwickelt und in Betrieb genommen.

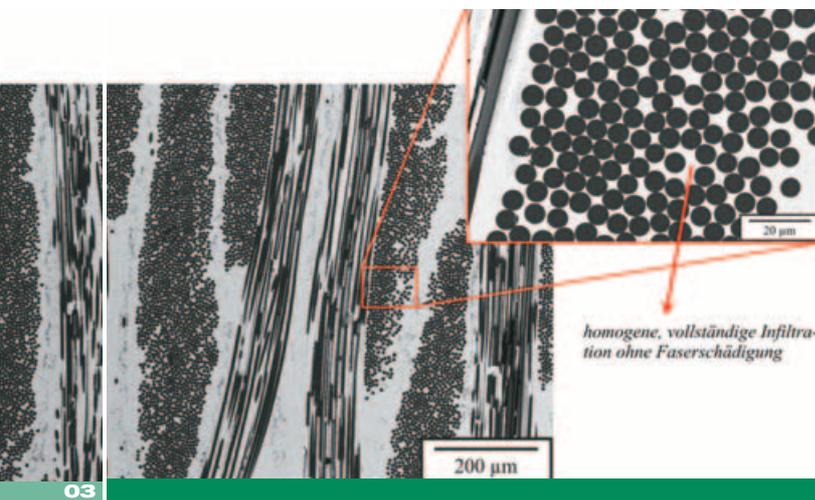
Weiterhin muss verhindert werden, dass die Fasern durch die hohe thermische Energie der Spritzpartikel beschädigt werden. Dies wird durch eine optimierte Brennerkinematik, hohe Relativgeschwindigkeiten zwischen Brenner und Substrat sowie zusätzliche Oberflächenkühlungen ermöglicht. Durch optimierte Prozessführung können Oberflächentemperaturen der beschichteten Gewebe unterhalb von 150 °C realisiert werden, und nur an der unmittelbaren Beschichtungsstelle sind

die Temperaturen für die Dauer von 0,02 Sekunden oberhalb von 220 °C.

Das Gefüge thermokinetisch abgeschiedener Schichten ist sehr inhomogen und weist unterschiedlich deformierte Splats sowie Poren und Oxideinschlüsse auf. Der Oxidgehalt ist bei Aluminiumlegierungen durch die Passivierung jedoch sehr gering und führt zu einer leichten Erhöhung des E-Moduls. Nach dem Erhitzen in das Zweiphasengebiet und Verdichtung durch Thixoschmieden stellt sich ein feinkörniges, homogenes globulares und dichtes Gefüge ein und die Faserprepregs sind vollständig infiltriert. Ein Schliff durch einen solchen Gewebe-MMC ist in (03) dargestellt.

2.5 Thermisch gespritzte und thixogeschmiedete Leichtmetall-MMC

Bei der Umformung bzw. Verdichtung im Schmiedewerkzeug muss versucht werden, das thixotrope Temperaturfenster aufrecht zu erhalten, bis das Leichtmetall in die Lücken zwischen den Geweben und einzelnen Fasern infiltriert und das Bauteil vollständig verdichtet ist. Das bedeutet, dass der Schmiedeprozess möglichst schnell (< 16 Sekunden) abgeschlossen wird. Gleichzeitig führen kurze Zykluszeiten zu einer Verbesserung der Wirtschaftlichkeit von Produktionsprozessen. Um Faserschädigung und eine Verringerung des Orientierungsgrades zu vermeiden, sollten die Fließwege bei hohen Kolbengeschwindigkeiten der Presse kurz sein. Dies wird durch thermokinetisch applizierte Schichten gewährleistet, welche die oberen Faserlagen bereits vorimprägnieren und zudem kleine Korngrößen aufweisen. Dies bedeutet aber auch, dass keine beliebigen Schichtdicken abgeschieden werden können, da sich sonst die Fließwege verlängern. Daher müssen die Prepregs vor dem Umformprozess zugeschnitten und gestapelt werden. Typischerweise lassen sich durch diese Technik einfacher flächige als kompakte Bauteile herstellen. Aktuelle Entwicklungsarbeiten beschäftigen sich mit der Übertragung auf komplexer geformte Komponenten mit lokal eingebrachter Faserverstärkung.



C_{2D-F}/AlSi₆-MMC;
Thermokinetisch abgeschiedene AlSi₆-Matrix und C-Faser-Gewebeverstärkung,
Verdichtung durch Thixoschmieden.

Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen (TEM) und Elektronen-

beugungsexperimente zeigen im Fall von C-Faserverstärkung trotz der geringeren Temperaturen die Entstehung von Aluminiumcarbiden an den Faser/Matrix-Grenzflächen, allerdings in einem stark reduzierten Ausmaß. Um auf die Anwendung von Fasercoatings zur Verhinderung dieser Schädigungen verzichten zu können, wird an verbesserten Erwärmungskonzepten gearbeitet, durch welche die Aufheiz- und Haltezeit reduziert werden. Gleichzeitig wird das Faserbeschichtungsverfahren weiter untersucht und hinsichtlich einer Übertragung in industrielle Anwendungen optimiert.

Durch Verwendung des elektrischen Lichtbogendrahtspritzverfahrens (Arc-Wire) zur Faserbeschichtung ist eine hohe Wirtschaftlichkeit der Leichtmetallapplikation gewährleistet, wobei verschiedene Legierungen als Drahtmaterial kommerziell verfügbar sind. Bei einer industriellen Umsetzung der Technologie sind der Auswahl an Matrixmaterialien kaum Grenzen gesetzt. Ein weiterer Vorteil des Verfahrens ist die Schichtabscheidung unter atmosphärischen Bedingungen, wodurch kostenintensive Vakuumkammern entfallen.

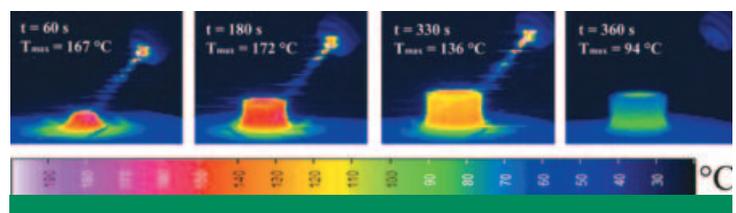
2.6 Partikelverstärkung: Low-Cost-Alternative für komplexe Bauteilgeometrien

Für partikelverstärkte MMC (auch: PRM - particle reinforced metal) stehen eine Anzahl keramischer Verstärkungsphasen zur Verfügung, wie z. B. SiC, Al_2O_3 , B_4C , BN, AlN und TiB_2 , und auch metallische Partikel werden in PRM eingesetzt. Die Zugabe von Partikeln führt zu einer Erhöhung von Härte und Verschleißbeständigkeit, einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften (Steifigkeit, Festigkeit) insbesondere auch bei erhöhten Temperaturen und einer Verringerung der thermischen Ausdehnung.

Für Bauteile, deren Zielkosten die Verwendung teurer hochfester Fasern nicht erlauben, stellen isotrope MMC aufgrund der in der Regel günstigeren Rohstoffe und Fertigungsprozesse eine sinnvolle Alternative dar. Darüber hinaus sind mit diesen Materialien komplexere Bauteilgeometrien zu ermöglichen als mit kontinuierlicher Faserverstärkung. Die genannten Vorteile des Umformens im teilflüssigen

Zustand hinsichtlich reduzierter Schädigung der Verstärkungsphase und vorteilhaften Matrixgefüges lassen sich auch bei der Herstellung partikelverstärkter MMC-Komponenten nutzen. Darüber hinaus lässt sich dabei auch das Gießen im teilflüssigen Zustand anwenden.

Die Ähnlichkeit des thermokinetischen Abscheidungsprozesses mit dem Sprühkompaktierprozess legen das Abscheiden massiver, rotationssymmetrischer Bolzen durch Lichtbogendrahtspritzen nahe. Der Arc-Wire-Prozess zeichnet sich durch



$Al_2O_{3,p}/A2017$ -MMC-Bolzen; Thermografie des Abscheidungsprozesses.

hohe Abscheideraten aus und eignet sich damit für die Herstellung schwerer Massivkörper. Für die Abscheidung partikelverstärkter Leichtmetallhalbzeuge werden gefüllte Drähte benutzt, bei denen das Mantelmaterial die Matrix und das Füllpulver die Verstärkungsphase liefert. Im Rahmen dieser Untersuchungen wurde die Legierung AlCu4MgSi (A2017) als Matrixmaterial verwendet.

Eine Schwierigkeit bei der Herstellung geeigneter Gefüge für das Thixoschmieden oder Thixogießen liegt wiederum in der Temperaturführung des Prozesses, da die Abscheidung großer Bolzen zu Zykluszeiten bis zu 20 Minuten führt, wobei es zu Rekristallisation und Kornwachstum kommen kann. Für ungekühlte Prozesse führt dies zu Korngrößen des Matrixmaterials von 50-200 μm . Durch intensive Druckluftkühlung der Substratplatte lässt sich die Temperatur jedoch dauerhaft auf Werte unterhalb 200 °C begrenzen, (04), so dass die durchschnittliche Korngröße kleiner 10 μm bleibt.

Aktuelle Untersuchungen zur Herstellung von PRM-Halbzeugen konzentrieren sich

auf Parameteruntersuchungen der thermokinetischen Abscheidung mit dem Arc-Wire-Verfahren zur Reduzierung der thermischen Energie der Spritzpartikel. Durch partielles Aufschmelzen der keramischen Verstärkungsphasen kommt es zu Partikelagglomeration, welche die mechanischen Eigenschaften der MMC einschränkt.

3. Sinterkohlenstoffe als Ultraleichtbauwerkstoff

Einer der Forschungsschwerpunkte des IFKB ist die Entwicklung von so genannten sinterfähigen Kohlenstoffen, die als ultraleichte Strukturwerkstoffe enormes Potential besitzen. Diese Materialklasse bietet eine sehr ungewöhnliche Kombination von Materialeigenschaften. Die Materialien sind einerseits ideale trocken-schmierfähige Lagerwerkstoffe im Normaltemperaturbereich, andererseits aber auch hochfeste Strukturwerkstoffe für den Hochtemperaturbereich. Die sinterfähigen Kohlenstoffe sind verglichen mit herkömmlichen Feinkorngraphit extrem hochfest und hochmodulig, außerdem eigenschmierfähig; die Härte der Materialien lässt sich durch die Auswahl der Rohstoffe und die Wärmebehandlung von graphitartig weich bis glasartig spröde einstellen. Die Materialien sind unter Abwesenheit von Sauerstoff hochtemperaturbeständig bis ca. 2.000 °C und weisen dabei auch keinen Abfall der Festigkeit und keine messbare Kriechneigung auf. Daher sind sie insbesondere für mechanisch hochbelastete Hochtemperaturanwendungen attraktiv.

3.1 Motivation der Werkstoffentwicklung und Anwendungsprofil für Bauteile aus Sinterkohlenstoff

Im Rahmen des Teilprojektes Tribochem des integrierten EU-Projektes JP Nanoker werden im IFKB derzeit in Kooperation mit SGL Carbon near-net-shape Fertigungsprozesse zur Herstellung von Sinterkohlenstoffen für tribologische Anwendungen entwickelt. Dies sind insbesondere komplex geformte Kohlenstoff-Gleitringe und Lagerwerkstoffe für den Trockenreibungs- und Mischreibungsbereich. Durch die hohe strukturelle Festigkeit und Kantenbruchfestigkeit lassen sich Reibpaarungen

mit Metall- oder Keramikwerkstoffen herstellen, die bei extrem hohen Flächenpressungen ungeschmiert und dabei praktisch verschleißfrei arbeiten.

Eine weitere wichtige Anwendung könnte im Bereich von Behälterwerkstoffen und Heizelementen für die Elektronikindustrie entstehen. Auch hier werden heute schon Feinkorngraphite eingesetzt, die extrem aufwendig chemisch gereinigt werden müssen, um die hohen Anforderungen zum Beispiel bei der Herstellung von halbleiterfähigem Silizium zu erfüllen. Diese Nachreinigung könnte im Falle der sinterfähigen Kohlenstoffe entfallen. Die Verbindung mit der Möglichkeit, solche Behälter in endkonturnaher Qualität herzustellen, kann den Sinterkohlenstoffen in Zukunft ein großes, bislang ungenutztes Potential eröffnen.

Ausgangspunkt für die Entwicklungsarbeit war ein konkreter Bedarf für neue Kohlenstoffwerkstoffe als Ersatz für Feinkorngraphit. Der Bedarf begründete sich damit, dass die herkömmlichen Materialien sowohl hinsichtlich ihrer Eigenschaften als auch in Bezug auf die Fertigungstechnik weitgehend ausgereizt sind.

Klassische Feinkorngraphite haben eine Binder-Füller-Architektur. Füllstoffe wie Koks, Graphit und Ruß werden durch eine Binderphase zusammengehalten, die durch Verkoken von Pech erzeugt wird. Dadurch bilden sich an den Korngrenzen Mikrorisse im Gefüge, welche die Festigkeit der Materialien limitieren. Da sich am prinzipiellen Aufbau der Graphitmaterialien seit mehr als hundert Jahren nichts geändert hat, basierte die bisherige Weiterentwicklung im Bereich von hochfesten Feinkorngraphiten darauf, die Füllstoffe immer feiner zu vermahlen und auf diese Weise die Defektgröße zu minimieren und die Festigkeit zu steigern. Mittlerweile wurde für Sonderwerkstoffe wie EDM-Elektroden schon die 1 µm Grenze für die Primärkorngöße unterschritten. Dieses Vorgehen stößt allerdings nun an seine technischen und ökonomischen Grenzen, da die Mahlprozesse sehr zeit- und energieaufwendig und somit für breite Anwendungen vollkommen unwirtschaftlich werden. Aus diesem Grunde wurden im Bereich anspruchsvoller Gleit-

paarungen die Feinkorngraphite teilweise durch andere Werkstoffe wie SiC aus den angestammten Märkten verdrängt. Um dem Kohlenstoff Marktsegmente zu erhalten und das verloren gegangene Terrain zurück zu gewinnen, war ein neuer Ansatz erforderlich, der eine vollkommene Abkehr von der überlieferten Technologie bedeutete. Die sinterfähigen Kohlenstoffe basieren auf anderen Rohstoffen, deren Verarbeitung wiederum mit neuen, an die keramische Fertigungstechnik angelehnten Prozesstechniken erfolgt.

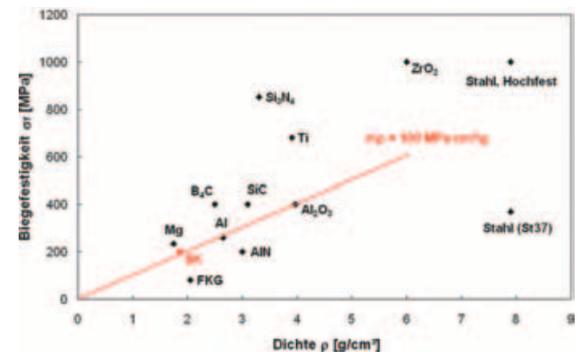
Neben den material- und prozessspezifischen Vorteilen konnten weitere sehr positive Nebeneffekte im arbeitsmedizinischen Bereich herausgearbeitet werden. Bei der konventionellen Feinkorngraphitherstellung wird das Rohcompound durch Heißmischen von Füllstoffen und Steinkohlenteerpech hergestellt. Dabei werden gesundheitsgefährdende Dämpfe von polyzyklischen Kohlenwasserstoffen freigesetzt, die am Arbeitsplatz aufwendig aufgefangen und abgesaugt werden müssen. Dies kann bei den neu entwickelten Verfahren komplett entfallen, da die Rohstoffe schon so aufbereitet sind, dass keine gesundheitsgefährdenden Substanzen mehr freigesetzt werden.

Ein weiterer, indirekter Vorteil ist die Möglichkeit, auf eine Nachimprägnierung der Dichtungen mit Salz, Kunstharzen und Metallen zu verzichten. Die Nachimprägnierungen sind zum Zwecke der Dichte- und Festigkeitssteigerung Stand der Technik. Insbesondere Antimon-Imprägnierungen sind immer mehr in die Kritik geraten, da das Schwermetall im Laufe des Gebrauchs und bei der Entsorgung freigesetzt wird und nicht recycelt werden kann.

Durch die langjährige Erfahrung im IFKB mit faserverstärkten Keramik- und Kohlenstoffwerkstoffen beeinflusst, rückte mit fortschreitender Verbesserung der Materialeigenschaften alsbald die Verwendung der Sinterkohlenstoffe als ultraleichter Hochtemperaturstrukturwerkstoff ins Blickfeld. Bei einer Dichte von 1,6-1,95 g/cm³ sind die neu entwickelten Kohlenstoffmaterialien nicht nur „leichter“ als Aluminium oder Magnesium, sondern auch „leichter“ als alle Strukturkera-

miken. Die auf den ersten Blick bescheidene absolute Festigkeit von derzeit 100-200 MPa relativiert sich, wenn man sie auf die Dichte normiert. Die spezifische Festigkeit der neuen Werkstoffe liegt, wie (05) zeigt, im Bereich von Leichtmetallen oder Standardingenieurkeramiken wie Aluminiumoxid und Siliciumcarbid, sie übertrifft jedoch auch die hochwertigsten Feinkorngraphite um mehr als das Doppelte. Eines der spektakulärsten Produkte, die bislang aus Kohlenstoffwerkstoffen entwickelt wurden, ist sicherlich der Kohlenstoffkolben für Verbrennungsmotoren. Durch die Verwendung des Leichtbauwerkstoffes konnte die träge Masse des Motors verringert, dessen Ansprechverhalten und die Leistungsausbeute durch höhere Drehzahlen verbessert werden. Wenngleich von den Firmen Schunk und Sintec schon Produkte am Markt waren oder sind, scheiterte die großtechnische Umsetzung bisher an den hohen Kosten. Diese sind allerdings nicht eigentlich werkstoffspezifisch, sondern wegen der Komplexität des Bauteils durch den hohen Zerspannungsaufwand durch Fräsen aus dem Vollen heraus bedingt.

Mag dieses aus fertigungstechnischer Sicht archaisch anmutende Formgebungsverfahren auch bei Kleinserien oder zur Herstellung von Demonstratoren sinnvoll sein, so ist dies in einem derartig kompetitiven und durch Preisdruck geprägten Geschäft wie der Automobilindustrie von vornherein zum Scheitern verurteilt. Sollte es gelingen, über ein endkonturnahes Verfahren einen Kohlenstoffkolben abzuformen, der ohne oder mit nur geringem Nachbearbeitungsaufwand zum fertigen Produkt verarbeitet werden kann, so wird dieser mit Sicherheit eine attraktive Marktnische finden. In diesem Sinne sind auch die Vorarbeiten des IFKB zur endkonturnahen Fertigung von Kleinteilen für Triboanwendungen für die Entwicklung



Spezifische Festigkeiten von ausgewählten Materialien (FKG: Feinkorngraphit; SK: sinterfähiger Kohlenstoff).



Zahnrad aus sinterfähigem Kohlenstoff, gepresst auf Hydraulikpresse mit Mehrebenenwerkzeug.

des notwendigen fertigungstechnischen Know-hows sehr wertvoll, da die Ergebnisse mit leichten Abwandlungen auch auf größere Bauteile übertragen werden können.

Erfahrungen bestehen im IFKB insbesondere im Bereich der Pressformgebung (06) sowie im thermoplastischen Spritzguss. Prinzipiell sind alle aus der keramischen Technologie oder Pulvermetallurgie bekannten Fertigungsverfahren denkbar. Voraussetzung hierfür ist allerdings die Beherrschung aller Teilschritte der fertigungstechnischen Kette von der Rohstoffaufbereitung bis zur Wärmebehandlung und Endbearbeitung. Im IFKB wurden Sinterkohlenstoffe auch erstmals über die Verfahren des Gelcastings und durch elektrophoretische Abscheidung hergestellt.

3.2 Ausgangsmaterialien für Sinterkohlenstoffe

Rohstoffbasis für die sinterfähigen Kohlenstoffe sind hochpolymere Peche, die entweder vollsynthetisch oder aber auf der Basis von Erdöl oder Steinkohlenteerpech gewonnen werden. Dabei werden alle leichtflüchtigen Bestandteile durch Destillation entfernt, der Destillationsrückstand wird wärmebehandelt und gegebenenfalls oxidativ vernetzt und fein gemahlen. Die so erhaltenen Rohpulver besitzen oft flüssigkristalline Eigenschaften und werden oft pauschal als „Mesophasenpeche“ bezeichnet. Wichtige Anwendung dieser Mesophasenpeche ist die Herstellung von ultrahoch moduligen Kohlenstofffasern für Luft- und Raumfahrtanwendungen. Die Mesophasenpeche werden bei Temperaturen von 1.000-1.200 °C pyrolytisch, d. h. unter Luftabschluss, zu Kohlenstoff und flüchtigen Spaltprodukten – im Wesentlichen Wasserstoff – zersetzt und dabei gesintert. Sinterfähige Kohlenstoffe sind einphasige Werkstoffe, beim Sinterprozess verbinden sich die Körner des Ausgangspulvers zu einem durchgehenden, nahezu isotropen Gefüge, das im Gegensatz zur Keramik keine Korngrenzen besitzt. Da die Spaltprodukte dabei entweichen müssen, besitzen die Werkstoffe stets noch eine Restporosität von fünf bis zehn Prozent.

Auf die spezielle Verwendung als Rohmaterial für massive Strukturwerkstoffe ist kein kommerziell erhältliches Ausgangspulver optimiert, so dass die Versorgung mit hinreichenden Mengen geeigneter Rohstoffe eines der Hauptprobleme bei der technischen Umsetzung darstellte. Versuche mit kommerziellem Rohmaterial führten bislang stets zu suboptimalen Ergebnissen. Durch die Kooperation mit Rütgers Chemicals, dem europaweit größten Hersteller von Steinkohlenteerpech, standen erstmals reproduzierbare Chargen im 100 kg-Maßstab zur Verfügung, die geeignet waren, fertigungstechnische Entwicklung im Technikumsmaßstab zu betreiben. Zudem ermöglichte die bei RC vorhandene Pilotanlage die verfahrensspezifische Anpassung der Rohstoffe.

3.3 Fertigungstechnologien für Sinterkohlenstoffe

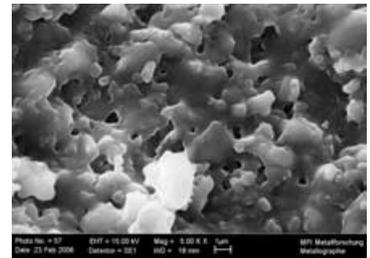
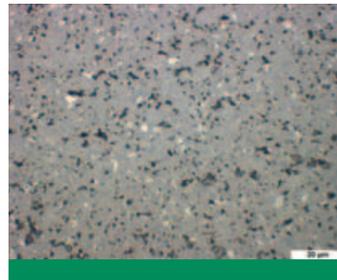
Grundlage der keramischen Fertigungstechnologie ist die Aufbereitung der Rohstoffe und die Herstellung von Masseversätzen, die auf die jeweils verwendete Formgebungstechnik hin optimiert sind. Dies beinhaltet die Anpassung der Korngrößenverteilung durch Feinmahltechnik sowie die Auswahl und exakte Dosierung von Additiven wie Dispergierhilfsmitteln, Bindern, Plastifizierern, etc. In den vergangenen Jahren konnten verarbeitungsfähige Feedstocks für das Spritzgießen, das isostatische und axiale Trockenpressen sowie für einige neue keramische Fertigungstechnologien wie das Gelcasting und die elektrophoretische Abscheidung hergestellt werden.

Die Auswahl der Fertigungstechnik von Bauteilen aus sinterfähigen Kohlenstoffen muss unter Berücksichtigung des Lastenhefts und unter Minimierung der Herstellungskosten erfolgen. So werden geometrisch einfache Bauteile wie Ringe beispielsweise in Gesenkpressen, etwas anspruchsvollere Geometrien wie Ringe mit mehreren Absätzen durch hydraulisches, mehrstufiges Axialpressen hergestellt. Noch komplexer gestaltete Bauteile werden in großer Stückzahl im Spritzgießverfahren hergestellt, kleinere Losgrößen und sehr große Bauteile werden wohl auch weiterhin durch Zerspanen von

isostatisch gepressten Rohlingen gefertigt werden.

Nach der Urformgebung der Bauteile folgt eine thermische Nachbehandlung, die die Entfernung der Bindemittel sowie den eigentlichen Sintervorgang einschließt. In der keramischen Technologie werden Bindemittel meist durch Glühen an Luft entfernt. Diese Methode ist bei sinterfähigen Kohlenstoffen nicht möglich, da die Mesophasen bei dieser oxidierenden Behandlung verbrennen oder aber zumindest eine starke Veränderung ihrer Zusammensetzung erfahren, die mit dem Verlust der Sinterfähigkeit einhergeht. Aus diesem Grund muss die Entbinderung pyrolytisch unter Luftabschluss erfolgen. Die verwendeten Bindemittel sind daher auch so auszuwählen, dass sie sich bei der Pyrolyse möglichst vollständig zersetzen und keinen artfremden Kohlenstoffrückstand auf den Korngrenzen hinterlassen, der die Sinterverdichtung behindert oder im fertig gebrannten Zustand zu verminderter Festigkeit führt.

Das Sintern der Pulver gehorcht nicht den Gesetzen der klassischen Sintertheorie, vielmehr findet bei niedrigen Temperaturen ein teilweises Erweichen der Pulver statt, das mit der Zersetzung der hochmolekularen Kohlenwasserstoffe zu Kohlenstoff, Wasserstoff und niedrigen Kohlenwasserstoffen wie Methan, niederen Aromaten sowie Wasser und Kohlenmonoxid einhergeht. Eine optimale Verdichtung ist nur dann möglich, wenn die Temperaturführung und Vorbehandlung der Rohpulver exakt aufeinander abgestimmt sind. Wurde das Mesophasenpulver zu stark stabilisiert - d. h. voroxidiert - verdichten die Bauteile schlecht und es entsteht ein sehr poröses Gefüge. Wurde das Pulver zu wenig voroxidiert, so Sintern die Bauteile im ersten Schritt so dicht zusammen, dass die Zersetzungsprodukte nicht mehr durch die offene Porosität entweichen können. Die Folge sind aufgeblähte Bauteile. Es ist jedoch auch möglich, sich diese Eigenschaft zunutze zu machen und Kohlenstoffschäume herzustellen, die in der Katalyse oder als Hochtemperaturdämmmaterialien verwendet werden können. Unter optimalen Bedingungen lassen sich Strukturwerkstoffe mit ca. fünf bis acht Prozent Restporosität herstellen, die flüssigkeitsdicht und nahezu gasdicht sind

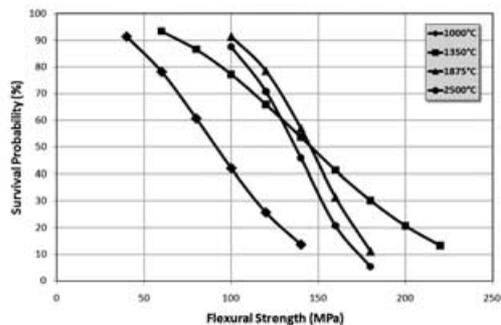


(07). Eine vollständige Elimination der Porosität wie bei Keramiken ist werkstoffbedingt leider nicht möglich.

Wie bereits erwähnt lassen sich die Eigenschaften der Sinterkohlenstoffe durch die Art der Wärmebehandlung in weiten Grenzen variieren. Im Bereich von Triboanwendungen werden harte und extrem abriebfeste Materialien verlangt, die trotzdem eigenschmierfähig sind. Diese Materialien werden bei niedrigen Sinter Temperaturen hergestellt. Man erhält einen nahezu isotropen Graphit, der hochfest aber glasartig spröde ist und eine breite Streuung der mechanischen Parameter aufweist. Da die Bauteile meist nur druckbelastet sind, kann dies akzeptiert werden. Sollten solche Bauteile als Strukturwerkstoffe eingesetzt werden, müssten die Gefüge absolut defektfrei und die Oberflächen perfekt bearbeitet sein, was bei realen Bauteilen im praktischen Einsatz nahezu unmöglich ist. Deshalb müssen derartige Bauteile durch eine veränderte Wärmebehandlung auf die robustesten Anforderungen optimiert werden.

Bei Maschinenelementen, die dynamisch wechselbeansprucht sind, ist neben der absoluten Festigkeit auch die Zuverlässigkeit der Bauteile von großer Wichtigkeit, um insbesondere unterkritisches Risswachstum zu unterdrücken. Die Herstellparameter sind daher so zu wählen, dass eine sehr enge Festigkeitsverteilung erreicht wird. Dies wird erreicht, wenn die Materialien graphitiert werden, d. h. wenn nach der Pyrolyse noch eine Wärmebehandlung bei $> 1.800\text{ °C}$ erfolgt. Diese „teilgraphitierten“ Materialien verlieren dann zwar etwas von ihrer Elastizität, werden aber duktiler und weniger kerbempfindlich, siehe **(08)**. Voll graphitierte Bauteile besitzen ebenfalls eine akzeptable

Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges von sinterfähigem Kohlenstoff (links) und rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche von sinterfähigem Kohlenstoff (rechts).



08

Überlebenswahrscheinlichkeit von Bauteilen aus sinterfähigem Kohlenstoff in Abhängigkeit der Sintertemperatur (aus Weibull-Analyse).

Festigkeit und enge Festigkeitsverteilung, weisen aber eine sehr geringe Steifigkeit sowie sehr geringe Verschleißbeständigkeit auf. Sie lassen sich allerdings, verglichen mit den anderen Werkstoffen, am besten zerspannen.

Ziel der derzeit laufenden Arbeiten ist, die Fertigungsverfahren des Spritzgießens und des Pressens durch Optimierung aller Teilprozesse so zu verbessern, dass die Materialien unter industriellen Bedingungen prozessstabil gefertigt werden können. Zu diesem Zweck werden die Verfahren mit statistischen Prozessplanungsmethoden untersucht.

Daneben werden neue Fertigungsverfahren entwickelt, die derzeit noch nicht industriell nachgefragt werden, die aber ein gewisses Potential haben und von wissenschaftlichem Interesse sind.

Danksagungen

Die Autoren bedanken sich für die Zusammenarbeit bei den Mitarbeitern des Instituts für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart, des Max-Planck-Instituts für Metallforschung Stuttgart (MPI-MF) sowie des Steinbeis Transferzentrums Gießerei Technologie Aalen (GTA) an der Hochschule Aalen. Für finanzielle Unterstützung danken wir dem Ministerium für Wissenschaft, Forschung und Kunst Baden-Württemberg sowie der Europäischen Union.

Frank Kern
Martin Wenzelburger
Konstantin von Niessen
Rainer Gadow

Literatur

- 1 H. Hertel: Leichtbau - Flugzeuge und andere Leichtbauwerke. Berlin/Göttingen/Heidelberg : Springer, 1960.
- 2 Schriftenreihe zu den DGM-Symposien „Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde“. Oberursel : DGM Informationsges., 1992-2006.
- 3 K. K. Chawla: Composite Materials - Science and Engineering; 2nd ed. New York : Springer, 1998.
- 4 T. W. Clyne and P. J. Withers: An Introduction to Metal Matrix Composites. Cambridge : University Press, 1993.
- 5 K. U. Kainer: Metallische Verbundwerkstoffe. Weinheim : Wiley-VCH, 2003.
- 6 J. Haag: Mechanische und thermodynamische Eigenschaften eines Kolbens aus Feinkornkohlenstoff im 4-Ventil-Ottomotor. Dissertation, Universität Stuttgart, 1998.
- 7 F. Kern, R. Gadow: Nanostructured carbon and graphite – ultra lightweight engineering materials. Adv. Sci. Technol. 45 (2006) 1495-504.
- 8 R. Gadow, F. Kern, E. Türedi: High performance carbon components derived from mesophase pitch precursors. Proc. 10th Europ. Inter-regional Conf. on Ceramics, CIEC 10. Hrsg. B. Wilshire, M. R. Bache, Swansea Materials Research Centre, 2006, p. 89-98.
- 9 W. R. Hoffmann; Dissertation, Fakultät für Chemie, Universität Karlsruhe, 1991.

DIE AUTOREN

FRANK KERN

ist wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile und leitet die Abteilung II Funktionskeramik und Chemische Technik. Er hat in Karlsruhe im Fach Technische Chemie promoviert. Im Rahmen seiner Industrietätigkeit bei Aluminium Rheinfelden war er zuerst im Bereich der Entwicklung und Qualitätskontrolle von Kohlenstoffprodukten für die Elektrometallurgie, dann bis 2000 als Betriebsleiter im Bereich Sekundäraluminiumrecycling tätig. Derzeitige Forschungsschwerpunkte sind die Fertigung technischer Kohlenstoffe, faserverstärkte Verbundwerkstoffe und Faserbeschichtungen auf Basis präkeramischer Precursoren sowie die Fertigung von keramischen Nanocompositmaterialien für die biomedizinische Technik und für Maschinenbauanwendungen.

Kontakt: Tel. 0711/685-68233, E-Mail: frank.kern@ifkb.uni-stuttgart.de



MARTIN WENZELBURGER

ist wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile der Universität Stuttgart und Projektleiter im Rahmen des Kompetenzzentrums Gießen und Thixoschmieden - CCT ‚Novus‘. Er leitet die Abteilung für Werkstoffmechanik, Modellierung und Simulation. Er studierte von 1995 bis 2002 in Stuttgart Maschinenwesen und ist seither am IFKB beschäftigt. Seine Forschungsschwerpunkte liegen auf dem Gebiet der Prozess- und Fertigungstechnik von faser- und partikelverstärkten Leichtmetallen, auf dem Gebiet der Werkstoffmechanik von Schicht- und Verbundwerkstoffen und bei der Modellierung und Simulation von Fertigungsprozessen.

Kontakt: Tel. 0711/685-68228, E-Mail: martin.wenzelburger@ifkb.uni-stuttgart.de



KONSTANTIN VON NIESSEN

promovierte nach einem Studium des Maschinenwesens in Stuttgart von 2002 bis 2006 am Institut für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile auf dem Gebiet der Gewebebeschichtung durch Thermisches Spritzen. In dieser Zeit war er Projektleiter im Kompetenzzentrum Gießen und Thixoschmieden - CCT, und verantwortlich für eine Reihe von Drittmittelprojekten der öffentlichen Hand sowie industrieller Kooperationspartner. Gleichzeitig hatte er zeitweise die Funktion eines Fakultätsassistenten der Fakultät Maschinenbau der Universität Stuttgart inne. Seit 2006 ist er Projektmanager bei der Sulzer Metco AG, Sulzer Metco AG, Rigackerstraße 16, 5610 Wohlen, Schweiz

Kontakt: Tel. +41(0)56/618-81-60, E-Mail: Konstantin.vonNiessen@sulzer.com



RAINER GADOW

ist Ordinarius für Fertigungstechnik und geschäftsführender Direktor des Instituts für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile. Er promovierte nach dem Studium der Chemie auf dem Gebiet der faserverstärkten Keramik an der Universität Karlsruhe (T.H.). Faserverstärkte Gläser, Oxid- und Nichtoxidkeramiken sowie refraktär-metallurgische und keramische Schichten waren sein Forschungsschwerpunkt am Institut für Chemische Technik in Karlsruhe. Nach Tätigkeiten als Leiter Forschung und Entwicklung sowie als Geschäftsführer von W. Haldenwanger Techn. Keramik übernahm er verschiedene Geschäftsführungsaufgaben im Konzernkreis der Deutsche Babcock-Borsig AG sowie der Balcke-Dürr AG. Seit 1995 Leiter des neu gegründeten Universitätsinstituts in Stuttgart, liegt sein fachlicher Schwerpunkt in der Produktentwicklung mit neuen Werkstoffen, Bauweisen und Fertigungstechniken sowie auf dem Gebiet der Oberflächentechnik mit hocheenergetischen Beschichtungsverfahren. Die Prozess- und Fertigungstechnik mit nanokeramischen und cermetischen Werkstoffen wurde seit 2004 im IFKB aufgebaut und zur Anwendungsreife gebracht. Die werkstoff- und fertigungstechnische Entwicklung, insbesondere von Leichtbau- und Verbundwerkstoffen, wird bis zur automatisierten Pilotfertigung betrieben und durch Forschungen auf dem Gebiet der Modellierung und Simulation ergänzt.

Kontakt: Tel. 0711/685-68301, E-Mail: rainer.gadow@ifkb.uni-stuttgart.de



Universität Stuttgart, Institut für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile,
Allmandring 7b, 70569 Stuttgart
Tel. 0711/685-68301, Fax 0711/685-68299
E-Mail: ifkb@ifkb.uni-stuttgart.de
Internet: www.uni-stuttgart.de/IFKB