

**Untersuchung der schmelzmetallurgischen Verarbeitung von partikelver-
stärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen im Druckgießverfahren**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur

(Dr.-Ing.)

von

Christian Gawert, M.Sc.

geb. am 18.09.1989 in Magdeburg

genehmigt durch die Fakultät Maschinenbau

der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

apl. Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr

Prof. Dr.-Ing. Martin Fehlbier

Einreichungsdatum: 02.07.2021

Promotionskolloquium am 03.12.2021

Kurzfassung

Um leistungsfähigere Produkte mit verbesserten Eigenschaften produzieren zu können, wächst der Bedarf nach neuen Werkstoffsystemen mit spezifischen Eigenschaften stetig. Verbundwerkstoffe bieten die Möglichkeit, durch den spezifischen Einsatz einer Verstärkungsphase, die Eigenschaften des Verbundwerkstoffes dediziert einzustellen. Besonders partikelverstärkte Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe (AMC_P) mit hohem Volumenanteil an Siliziumkarbid-Partikeln (SiC_P) gewinnen aufgrund ihrer exzellenten Verschleißbeständigkeit bei geringer Dichte an Bedeutung und an potentiellen Anwendungen dazu. Zu den bedeutendsten Fertigungsverfahren für AMC_P-Bauteile gehören pulvermetallurgische Verfahren wie das Feld-Aktiviertes Sintern und schmelzmetallurgische Verfahren wie das Sprühkompaktieren und das Rührgießen mit gießtechnologischer Sekundärverarbeitung. Pulvermetallurgische AMC_P sind in der geometrischen Gestaltungsfreiheit eingeschränkt und sind durch hohe Kosten für das pulverförmige Matrix-Ausgangsmaterial gekennzeichnet. Beides schränkt potentielle Anwendungen ein. Das Sprühkompaktieren ist aufgrund der Halbzeuge in massiver Bolzenform ebenfalls in der geometrischen Gestaltungsfreiheit eingeschränkt. Zusätzlich wirken sich hohe Kosten der aufwendigen Anlagentechnik sowie der spanenden Nachbearbeitung negativ auf potentielle Anwendungen aus. Das Rührgießverfahren mit gießtechnologischer Sekundärverarbeitung bietet hingegen kaum Einschränkungen in der geometrischen Gestaltungsfreiheit und erlaubt eine endkonturnahe Fertigung der AMC_P-Bauteile. Des Weiteren ist das Verfahren durch die geringsten Prozesskosten und die größte Flexibilität in der Zusammensetzung des Verbundwerkstoffes gekennzeichnet. Allerdings ist der maximale Volumenanteil der Verstärkungsphase für die gießtechnologische Sekundärverarbeitung auf etwa 20 Vol.-% beschränkt. Das Fließvermögen einer AMC_P-Schmelze ≥ 20 Vol.-% ist durch die Partikelverstärkung derart verringert, dass der Anteil an Gussfehlern und Ausschuss sprunghaft ansteigen. Der Verschleißwiderstand wird maßgeblich von dem Volumenanteil der Verstärkungsphase beeinflusst. Da der Partikelvolumenanteil für die gießtechnologische Sekundärverarbeitung auf etwa 20 Vol.-% begrenzt ist, werden die potentiellen Anwendungen bzw. eine weitere Steigerung des Verschleißwiderstands der AMC_P-Bauteile dadurch limitiert. Das Ziel der vorliegenden Arbeit war es, die Vorteile einer schmelzmetallurgischen Prozessroute, aus Rührgießen und gießtechnologischer Sekundärverarbeitung, für AMC_P-Schmelzen mit bis zu 30 Vol.-% nutzbar zu machen. Zu diesem Zweck fokussierte sich der erste Teil der experimentellen Untersuchungen auf die gießtechnologische Sekundärverarbeitung von AMC_P. Am Beispiel von Gussteilen

mit unkomplizierter Geometrie wurden AMC_P -Halbzeuge mit 20 und 30 Vol.-% SiC_P Verstärkung sowohl im Schwerkraftkokillen-, als auch im Druckgießverfahren verarbeitet und analysiert. Die Ergebnisse zeigten, dass AMC_P -Halbzeuge mit bis zu 30 Vol.-% im Druckgießverfahren zu qualitativ hochwertigen Druckgussteilen mit geringer Porosität und guter Partikelverteilung verarbeitet werden konnten. Die Verarbeitung mit turbulenter Formfüllung war, im Bereich der Überläufe der Druckgießform, durch eine starke Klebneigung gekennzeichnet. Hingegen bestätigten die Ergebnisse der Sekundärverarbeitung im Schwerkraftkokillengießverfahren, dass die Verarbeitbarkeit auf ≤ 20 Vol.-% Verstärkungsanteil limitiert ist.

Die schmelzmetallurgische Verarbeitung von SiC_P verstärkten AMC-Schmelzen ist durch das thermodynamische Ungleichgewicht der Verstärkungsphase in der Matrix gekennzeichnet. Um eine gießtechnologische Serienanwendung mit einheitlichen mechanischen Eigenschaften der Gussteile zu gewährleisten, muss die zeit- und temperaturabhängige Ausbildung der spröden intermetallischen Phase Al_4C_3 unterbunden werden. Da das Einrühren der Partikel in die Aluminiummatrix einen zeitaufwendigen Prozessschritt darstellt, besteht dabei die Gefahr der Bildung von Al_4C_3 . Um die Integration der Partikel in die Aluminiumschmelze möglichst rasch zu gewährleisten, wurde die Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren mit Hilfe von mechanischen und chemischen benetzungssteigernden Maßnahmen durchgeführt. Alle Halbzeuge wurden zu diesem Zweck mit einem erhöhten Magnesiumgehalt von 1 wt.-% und im semi-solid Temperaturbereich mit dem Rührgießverfahren hergestellt. In industriellen Serienanwendungen kann es jedoch zu längeren Verweildauern in Warmhalteöfen kommen, bevor die AMC_P -Schmelze gießtechnologisch verarbeitet wird. Dabei gilt es ebenfalls die Al_4C_3 Bildung zu vermeiden. Der Einfluss der passiven Oxidation von den SiC_P auf die mechanischen Eigenschaften bzw. die Unterbindung der Al_4C_3 -Bildung wurde daher im Rahmen einer weiterführenden Versuchsreihe untersucht. Um eine großserientaugliche Vorbehandlung der SiC_P im industriellen Maßstab zu demonstrieren, wurde die thermische Behandlung der Partikel innerhalb eines Drehrohrofens durchgeführt. Die passive Oxidation im Drehrohrofen zeichnet sich durch die Skalierbarkeit aus.

Ein weiterer Ansatz um die Halbzeugproduktion zu beschleunigen, sowie um die Qualität der AMC_P -Gussteile zu steigern, wurde mit der Ultraschallbehandlung während der Halbzeugproduktion in einer weiteren Versuchsreihe verfolgt. Die Viskosität der partikelverstärkten AMC_P -Schmelze mit 30 Vol.-% war besonders hoch, was die Effizienz der Ultraschallbehandlung senkt. Um die Effizienz der Ultraschallbehandlung zu steigern, wurde die Ultraschallgeometrie während der Behandlung mit konstanter Geschwindigkeit in dem Schmelztiegel angehoben.

Die Verknüpfung der beschriebenen Ansätze, die druckunterstützte Formfüllung im HPDC, die Beschleunigung der Halbzeugproduktion, sowie die thermische Konservierung der SiC_P durch eine Diffusionsbarriere, sollen die industrielle Integration und Anwendbarkeit von AMC_P in einer schmelzmetallurgischen Fertigungsroute, als einen ganzheitlichen Ansatz, ermöglichen.

Abstract

The demand for new material systems with specific properties is constantly growing in order to be able to produce higher-performance products with improved mechanical properties. Particle-reinforced aluminum matrix composites (AMC_P) have a wide range of applications. In particular, aluminum matrix composites with a high volume fraction of silicon carbide particles (SiC_P) are gaining more importance and potential applications due to their excellent wear resistance at low density. The most important manufacturing processes for AMC_P components are powder metallurgical processes, e.g. field-activated sintering, as well as melt metallurgical processes, e.g. spray deposition and stir casting with secondary casting technology processing. Powder metallurgical AMC_P are limited in geometrical design freedom and characterized by high production costs for the powder matrix raw material, limiting the potential applications of AMC_P. Another alternative manufacturing process, the spray deposition, is also limited in geometric design freedom due to the semi-finished products in solid billet form. In addition, the high costs of the complex plant technology as well as the metal-cutting post-processing increasing the costs and thus the applications potential. The stir casting process with secondary casting technology processing, offers hardly any restrictions in geometric design freedom and permits near-net-shape production of AMC_P components. Furthermore, the process is characterized by the lowest process costs and high flexibility in the composition of the composite material. However, the maximum volume fraction of the reinforcing phase for secondary casting technology processing so far is limited to about 20 vol.-% particle fraction. The challenge of an AMC_P-melt ≥ 20 vol.-% is the decreasing and difficult to process flowability due to the particle reinforcement. Thus, the amount of casting defects and reject increase abruptly. Since the wear resistance is significantly affected by the volume fraction of the reinforcement phase, the low flowability increases the challenges during the casting-technological processing and limits the potential applications and service life of AMC_P components. For this reason, the objective of the present work was to exploit the advantages of a melt metallurgical process route, covering stir casting and secondary casting technology processing, for the production of AMC_P melts with up to 30 vol.-%. In order to realise this goal, the first part of the experimental investigations focused on the secondary casting technology processing of AMC_P. Using the example of simple-geometry castings, AMC_P semi-finished products with 20 and 30 vol.-% SiC_P reinforcement were produced and analyzed in both gravity die casting and high pressure die casting (HPDC) processes. The investigation have shown, that due to the forced mold filling during the HPDC process, high-quality AMC_P semi-finished products with up to 30

vol.-% can be processed showing low porosity and good particle distribution. Processing with turbulent mold filling is characterized by a strong tendency melt sticking on the casting molds surface in the areas of the overflow. The results confirm that the turbulent mold filling process can be used to produce high-quality AMC_P die castings with low porosity and good particle distribution. On the other hand, the results of secondary processing by gravity die casting confirmed in accordance with the literature, that the processability is limited to ≤ 20 vol.-% of reinforcement.

The melt metallurgical processing of SiC_P reinforced AMC melts is characterized by the thermodynamic imbalance of the reinforcement phase in the matrix. In order to ensure a casting-technological series application with uniform mechanical properties of the castings, the time- and temperature-dependent formation of the brittle intermetallic phase Al_4C_3 must be prevented. This necessarily leads to a very time-consuming process step is the AMC_P semi-finished product production for the stir casting process, since the stirring of the particles into the aluminum matrix is characterized by a non-wetting behaviour. With application of mechanical and chemical wetting enhancing processes, the semi-finished product manufacturing and wetting, aimed for as quickly as possible process execution within the scope of the experimental investigations. Therefore, all semi-finished products were produced with an increased magnesium content of 1 wt.% and in the semi-solid temperature range. In industrial series applications, longer dwell times in holding furnaces can occur before the material can be processed. Within the scope of the here performed investigations, Al_4C_3 formation must be avoided. The influence of passive oxidation of the SiC_P on the mechanical properties of the AMC_P and as a diffusion barrier was therefore investigated in a further series of tests. In order to demonstrate a pretreatment of SiC_P suitable for large-scale production on an industrial scale, the thermal treatment of the particles was carried out inside a rotary kiln. Passive oxidation in such a rotary kiln is also characterized by scalability. Another approach to improve the wettability of SiC_P , thus to accelerate the production of semi-finished products, as well as to increase the quality of AMC_P parts, was the application of ultrasonic treatment during the production of semi-finished products. To increase the efficiency of ultrasonic treatment, the ultrasonic geometry was lifted in the crucible during treatment at a constant speed.

The combination of the described approaches, the forced mold filling in the HPDC, the acceleration of the semi-finished product manufacturing, as well as the thermal preservation of the SiC_P by a diffusion barrier, should allow for the industrial integration and applicability of AMC_P in a melt metallurgical production route, as a holistic approach.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	II
Abstract.....	V
1. Einleitung	1
1.1. Motivation	1
1.2. Problemstellung	4
1.3. Lösungsansatz	6
2. Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe.....	8
2.1. Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe	9
2.2. Verstärkungsphasen.....	10
2.2.1. Langfaserverstärkung.....	11
2.2.2. Kurzfaserverstärkung.....	11
2.2.3. Partikelverstärkung.....	11
2.2.4. Siliziumkarbid	13
2.3. Verfestigungsmechanismen partikelverstärkter MMC.....	14
2.3.1. Zähigkeit von partikelverstärkten MMC.....	17
2.4. Wechselwirkungen an der Partikel-Matrix-Grenzfläche	18
2.4.1. Mechanische Bindung	19
2.4.2. Chemische Bindung	20
2.5. Benetzung.....	20
2.5.1. Mechanische Barriere Al-Oxidschicht.....	22
2.5.2. Nichtreaktive und reaktive Systeme.....	23
2.5.3. Aluminiumkarbid.....	25
2.6. Benetzungssteigernde Maßnahmen	26
2.6.1. Metallische Beschichtung der Verstärkungsphase	27
2.6.2. Zugabe von Legierungselementen	27
2.6.3. Passive Oxidation der Verstärkungsphase.....	29
2.6.4. Anwendung von Ultraschall.....	31

2.6.5.	Erhöhter Festphasenanteil der Matrixschmelze	33
2.7.	Fließvermögen.....	34
2.7.1.	Die Viskosität von MMC-Schmelzen	36
2.7.2.	Fließvermögen – Einflussfaktoren für MMC.....	38
2.8.	Gefüge.....	40
2.8.1.	Partikelverteilung.....	42
2.8.2.	Porosität.....	44
3.	Fertigungsverfahren - AMCP Halbzeugproduktion	46
3.1.	Pulvermetallurgische Verfahren	47
3.2.	Schmelzmetallurgische Verfahren	48
3.2.1.	Infiltrationsverfahren	48
3.2.2.	In Situ-Verfahren.....	50
3.2.3.	Sprühkompaktieren	51
3.2.4.	Rührgießverfahren	52
4.	Gießtechnologie AMCP Bauteilfertigung	63
4.1.	Schwerkraftkokillengießen.....	64
4.2.	Druckgießen	65
4.2.1.	Einordnung.....	65
4.2.2.	Prozessphasen.....	67
4.2.3.	Verfahrensspezifische Aspekte	71
4.2.4.	Druckgießform.....	74
5.	Leitgedanke und Forschungsfragen.....	75
6.	Produktion der AMCP-Halbzeuge.....	77
6.1.	Versuchsaufbau Rührgießverfahren.....	77
6.2.	Produktion der AMCP-Halbzeuge.....	79
7.	Vorbereitende Untersuchung zur Auswahl eines geeigneten Sekundärverfahrens.....	83
7.1.	Verarbeitung der AMCP-Halbzeuge im Schwerkraftkokillengießen	83
7.1.1.	Versuchskokille	83
7.1.2.	Versuchsdurchführung.....	83
7.2.	Verarbeitung der AMCP-Halbzeuge im Druckgießverfahren.....	85

7.2.1.	Druckgießanlage und Gießform.....	85
7.2.2.	Versuchsdurchführung.....	87
7.2.3.	Probenpräparation: AMC _P -Gussteile aus dem SKKG und dem HPDC.....	88
7.2.4.	Auswertung Schwerkraftkokillengießen von 20 und 30 Vol.-% AMC _P	91
7.2.5.	Auswertung Druckgießen von 20 und 30 Vol.-% AMC _P	93
7.3.	Zwischenfazit: Diskussion der Ergebnisse aus dem SKKG und HPDC mit 20 und 30 Vol.-%	96
7.3.1.	Gefüge.....	96
7.3.2.	Fließvermögen.....	97
8.	Weiterführende Untersuchungen: passive Oxidation und Ultraschallbehandlung.....	99
8.1.	Passive Oxidation der SiC-Partikel.....	100
8.1.1.	Versuchsaufbau passive Oxidation.....	100
8.1.2.	Versuchsdurchführung passive Oxidation.....	102
8.1.3.	Analyse der passiven Oxidation des SiC-Pulvers.....	102
8.2.	Ultraschallbehandlung der AMC _P -Halbzeuge.....	104
8.2.1.	Versuchsaufbau Ultraschallbehandlung.....	105
8.2.2.	Versuchsdurchführung Ultraschallbehandlung.....	106
8.3.	Probenpräparation der Druckgussteile aus Versuchreihe 1 und 2.....	107
8.4.	Diskussion der Ergebnisse aus den weiterführenden Untersuchungen der Versuchreihe 1.4. und 2.....	112
8.4.1.	Porosität und Benetzungsgrad.....	112
8.4.2.	Partikelverteilung.....	115
8.4.3.	Biegefestigkeit und Randfaserdehnung.....	116
8.4.4.	Makrohärte.....	119
8.4.5.	Verschleißwiderstand.....	120
9.	Schlussfolgerungen.....	122
10.	Zusammenfassung.....	129
11.	Ausblick.....	132
11.1.	Validierung der Simulation Partikelverteilung - Modellsuspension.....	132
11.2.	Weiterentwicklung der Rotorgeometrie.....	133

11.3.	Wärmebehandlung von AMC_P -Druckgussteilen.....	133
11.4.	Industrielle Handhabung einer AMC_P -Schmelze.....	134
11.5.	Partikelverteilung und Porositätsanteil – Einfluss der Formfüllung und Nachdruck.....	134
11.6.	Hydroerosiver Gießformverschleiß – Beschichtungen und Randschichthärte.....	135
11.7.	Fertigung einer AMC_P -Aluminium Hybridverbindung im Druckgießverfahren.....	138
Literaturverzeichnis.....		139
Abbildungsverzeichnis.....		155
Tabellenverzeichnis.....		163
Abkürzungsverzeichnis.....		165
Formelzeichen und Symbole.....		168
A.	Bestimmung des Massestroms sowie der Temperatur der SiC_P für die Schüttrinne.....	172
B.	Gießkurven und Prozessgrößen der Versuchsreihen 1 und 2 im HPDC	174

1. Einleitung

1.1. Motivation

Verbundwerkstoffe haben in den letzten Jahren aufgrund ihrer besonderen mechanischen und chemischen Eigenschaften immer mehr an Bedeutung gewonnen und sind aus unserem Alltag nicht mehr wegzudenken. Sie gelten als „Konstruktorswerkstoffe“, da sich ihre Eigenschaften gezielt an die jeweilige Anwendung anpassen lassen [1]. Als bekannte Alltagsprodukte sind hier beispielsweise Getränkeverpackungen (Aluminium mit Papier beschichtet) oder Stahlbeton zu nennen. Glas- oder Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe stellen weitere Anwendungsbeispiele aus den Bereichen Windenergie, Sport sowie Luft- und Raumfahrt dar, die den meisten Menschen bekannt sind. Die Möglichkeiten an Kombinationen unterschiedlicher Werkstoffklassen sind allerdings deutlich weiter gefasst. Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe (MMC, englisch: Metal-Matrix-Composite) stellen dabei eine zunehmend an Bedeutung gewinnende Werkstoffklasse dar (Abbildung 1-1). Die Vereinigung einer metallischen Matrix mit einer spezifisch gewählten Verstärkungsphase ermöglicht es, einen Verbundwerkstoff mit guten Ermüdungs- und Brucheigenschaften, hoher thermischer und elektrischer Leitfähigkeit bzw. guter Schlag- und Verschleißbeständigkeit zu generieren [2].

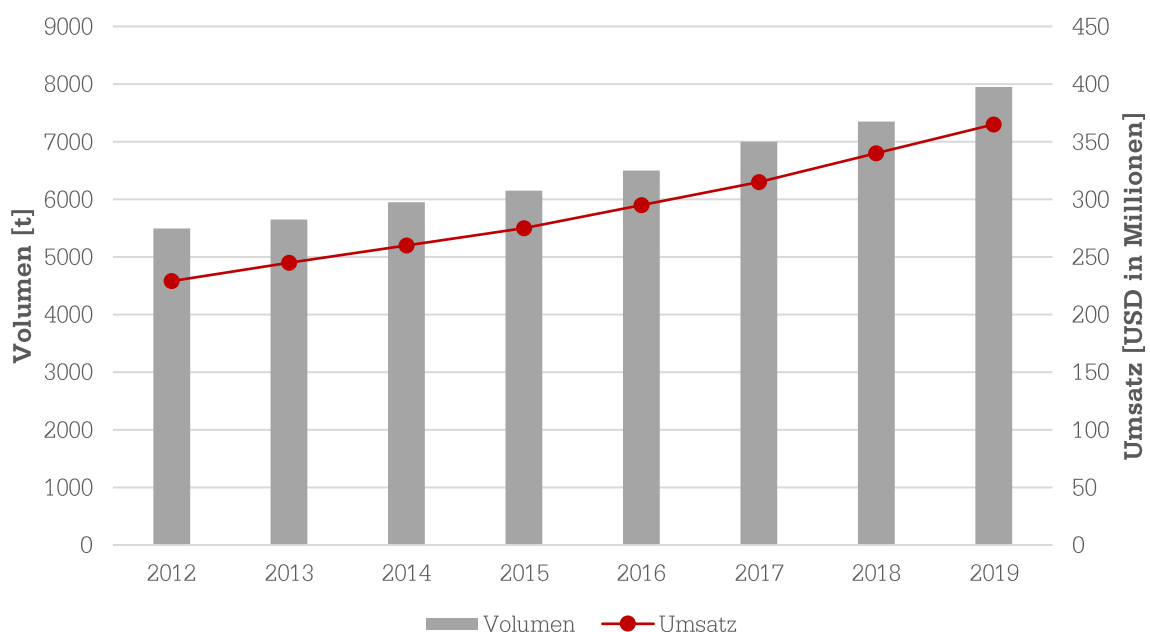


Abbildung 1-1: globale MMC Marktübersicht zwischen 2012 bis 2019, nach [3]

Aufgrund ihrer verhältnismäßig geringen Dichte und der hohen Verschleißbeständigkeit der partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe (AMC_P, englisch: particle reinforced Aluminium-Matrix-Composite), nehmen sowohl die Forschungsbemühungen als auch deren vielfältige Anwendungen seit einigen Jahren stetig zu [1, 4–6]. Besonders in Bezug auf den Leichtbau und die Substitution konventioneller Materialien mit einer höheren Dichte, bieten AMC_P daher ein sehr großes Potential, einen signifikanten Beitrag zur Reduktion von bewegten Massen in der Verkehrsmittelindustrie zu leisten. Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe weisen zudem eine höhere spezifische Festigkeit sowie Steifigkeit auf und können bei höheren Betriebstemperaturen eingesetzt werden, als monolithische Aluminiumlegierungen.

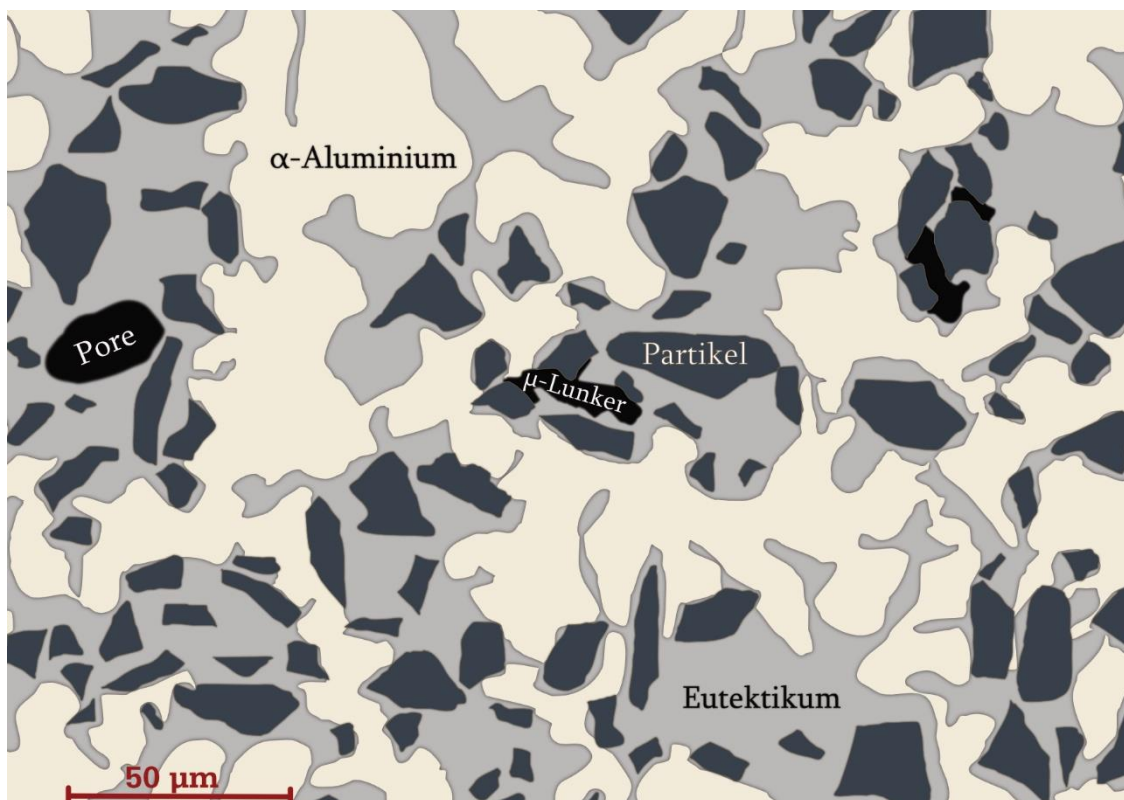


Abbildung 1-2: schematischer Gefügeaufbau eines hypoeutektischen partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffes

Die potentiellen Anwendungen von AMC_P-Bauteilen reichen über Antriebswellen, Kolben, Zylinder-Liner bis hin zu Brems scheiben. Bei einer konventionellen Brems scheibe aus Gusseisen mit Lamellengrafit verringert sich bei Substitution durch einen geeigneten AMC_P das Gewicht um bis zu 67% [7, 8]. Des Weiteren zeigt eine Studie, dass die quantitative Feinstaubentwicklung beim Bremsvorgang einer AMC_P-Brems scheibe deutlich geringer ist, als im Vergleich zu einer konventionellen Brems scheibe aus Gusseisen mit Lamellengrafit, wie der Abbildung 1-3 entnommen werden kann [4].

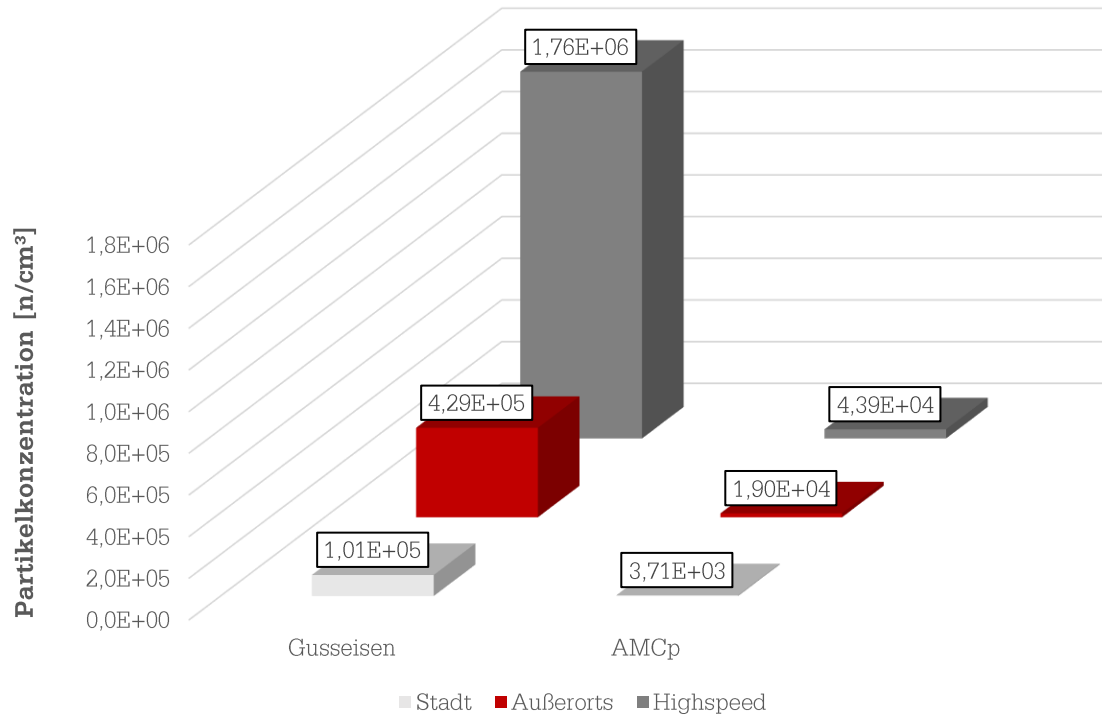


Abbildung 1-3: Partikelkonzentration des beim Bremsen erzeugten Feinstaubes; konventionelle Gusseseisen-Bremsscheiben (Lamellengrafit) im Vergleich zu AMCP-Bremsscheiben, nach [4]

Die Verschleißbeständigkeit der AMCP-Bauteile ist maßgeblich von dem Volumenanteil der Verstärkungspartikel abhängig (siehe Abbildung 1-4). Um die notwendigen Eigenschaften für die Anwendung einer AMCP-Bremsscheibe zu gewährleisten, sind mindestens 25 Vol.% notwendig [4, 9].

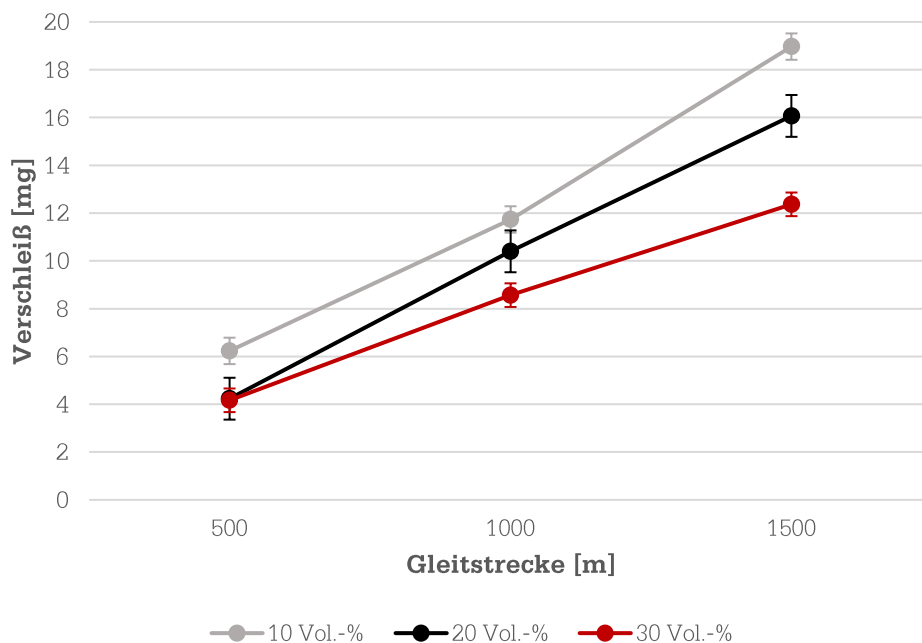


Abbildung 1-4: Verschleißrate von AMCP mit Siliziumkarbid-Partikeln (F500) in Abhängigkeit des Verstärkungsanteils

1.2. Problemstellung

Obwohl die potentiellen Anwendungen von verschleißresistenten AMC_P -Bauteilen aus den oben genannten Gründen sehr vielversprechend sind, wird der industrielle Durchbruch aktuell erschwert [6, 8, 10]. Die Prozessrouten sind sehr aufwendig und durch hohe Kosten gekennzeichnet, sowohl für die Fertigung der AMC_P -Bauteile, als auch für deren mechanische Nachbearbeitung. Eine ökonomische und prozesssichere Serienanwendung ist in Abhängigkeit des Partikelvolumenanteils und der Geometrie nach dem Stand des Wissens zumeist nicht möglich. Der Einsatz verschleißresistenter AMC_P mit einem SiC_P -Anteil >20 Vol.-% ist jedoch von großem Interesse für Forschung und Industrie.

Um den Verschleißwiderstand von partikelverstärkten AMC auf ein ausreichendes Niveau zu steigern, sind ein Partikelvolumenanteil ≥ 20 Vol.-% und eine adäquate Partikelverteilung notwendig [1, 4, 7, 8]. Es existieren verschiedene Prozessrouten, um entsprechende AMC_P -Bauteile zu fertigen, jedoch vereint keine der Prozessrouten die Anforderungen einer ökonomischen Großserienfertigung. Als mögliche Ursachen dafür gelten:

1. schlechte Reproduzierbarkeit bei hohen Partikelvolumenanteil (≥ 20 Vol.%) [5, 11],
2. teures, pulverförmiges Ausgangsmaterial der Matrixlegierung [5, 12],
3. hohe Nachbearbeitungskosten, da keine endkonturnahe Fertigung mit dem Verfahren möglich ist, was zu einem besonders hohen Werkzeugverschleiß führt [8, 13–15],
4. ein hoher Apparativer Aufwand/ lange Behandlungszeiten [8, 16].

Schmelzmetallurgische Verfahren sind im Allgemeinen durch günstiges Ausgangsmaterial bei der Halbzeugproduktion gekennzeichnet. Sie ermöglichen eine endkonturnahe Fertigung der AMC_P -Bauteile, was für die Reduktion der Nachbearbeitungskosten von hoher Relevanz ist [16, 17]. Sowohl die Matrixlegierung als auch die Verstärkungsphase können relativ einfach, dem Anforderungsprofil der Anwendung entsprechend, angepasst werden. Allerdings steigen die Kosten für die AMC_P -Halbzeugproduktion mit steigendem Partikelvolumenanteil an. Dies wird durch das schlechte Benetzungsverhalten der Aluminium-Matrixschmelze auf der Verstärkungsphase hervorgerufen [12, 18–21]. Das Rührgießverfahren (engl.: stir casting) gilt als besonders kostengünstiges schmelzmetallurgisches Verfahren mit geringem apparativem Aufwand für die Produktion der AMC_P -Halbzeuge. Es bietet viel Flexibilität bei der Wahl des Partikelwerkstoffes, sowie bei der Modifizierung der Matrixlegierung. Ein weiterer wesentlicher Aspekt, der für die Eignung des Rührgießverfahrens für eine Serienanwendung spricht, ist die Skalierbarkeit des Prozesses auf Industriemaßstab [5, 12, 16, 17, 22, 23]. Der maximale Partikelvolumenanteil für die AMC_P -Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren ist auf etwa 20 bis 30 Vol.-% begrenzt [24–26]. Je höher der Partikelvolumenanteil ist, desto höher ist der

zeitliche Aufwand im Rührgießverfahren, um die Partikel mit der Matrixschmelze zu benetzen und Agglomerate aufzubrechen. Umso länger die flüssige Matrixschmelze mit den Partikeln in Kontakt steht, desto mehr Reaktionsprodukte aus Matrix und Verstärkung werden gebildet. Die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes können dadurch negativ beeinflusst werden [27–30].

Die schmelzmetallurgische Sekundärverarbeitung der AMC_P -Halbzeuge mit dem Schwerkraftgießen ist nach dem Stand des Wissen auf etwa 20 Vol.-% begrenzt [9, 11, 12, 23, 31, 32]. Für die Sekundärverarbeitung ist das Fließvermögen der AMC_P -Schmelze eine nächstwichtige Kenngröße, die von dem Partikelvolumenanteil bzw. der Viskosität abhängig ist (Abbildung 1-5). Die Viskosität steigt mit zunehmendem Partikelvolumenanteil an und wird durch zusätzliche Reaktionsprodukte weiter gesteigert [12, 13, 33–35]. Davon ausgehend nimmt die Gefahr von Kaltläufen, Porosität, Agglomeraten und weiteren Materialfehlern mit steigendem Partikelvolumenanteil drastisch zu. Eine prozesssichere und ökonomische Serienfertigung ist daher mit Hilfe des Schwerkraftgießens, bei einem Partikelgehalt >20 Vol.-%, für die meisten Bauteile nicht realisierbar. Diese Faktoren erschweren Konstrukteuren aktuell, hochpartikelverstärkte AMC_P (≥ 30 Vol.-%), als besonders verschleißbeständige Leichtbauteile aus schmelzmetallurgischen Serienanwendungen einzusetzen. Aufgrund der vergleichsweise geringen Kosten für die Ausgangsmaterialien und die geringeren Nachbearbeitungskosten durch eine endkonturnahe Fertigung ist dies jedoch wünschenswert.

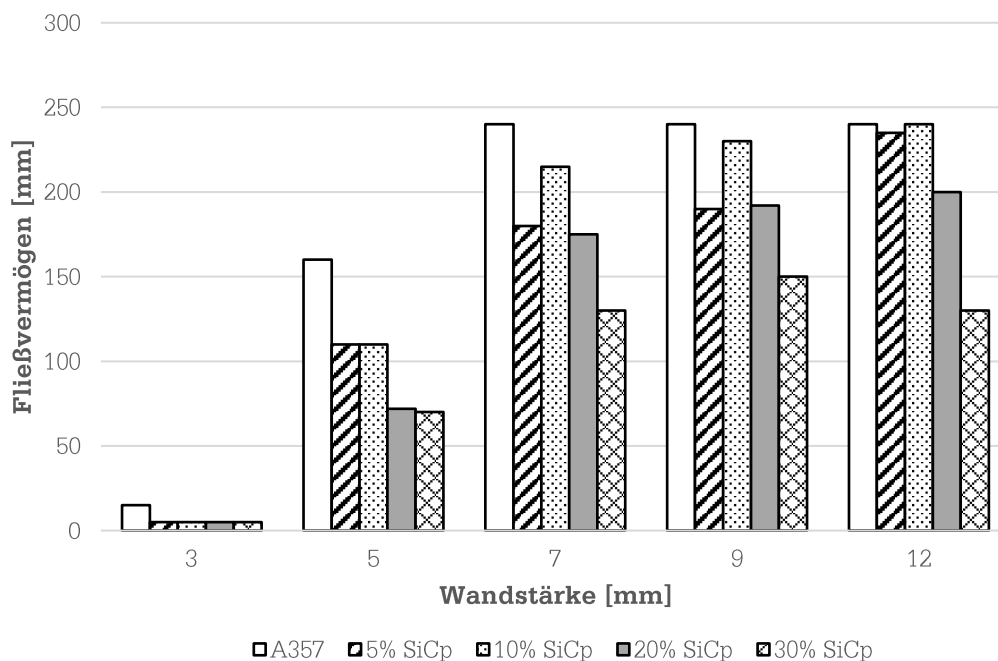


Abbildung 1-5: Abhängigkeit des Fließvermögens von dem Partikelvolumenanteil und der Wandstärke, nach [36]

1.3. Lösungsansatz

Druckunterstützte Formfüllung

Um das geringe Fließvermögen von AMC_P mit ≥ 20 Vol.-% Verstärkungsanteil und die schlechte Benetzbarkeit zu überwinden, wird die Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren (HPDC, engl.: high pressure die casting) in der vorliegenden Arbeit als Lösungsansatz verfolgt.

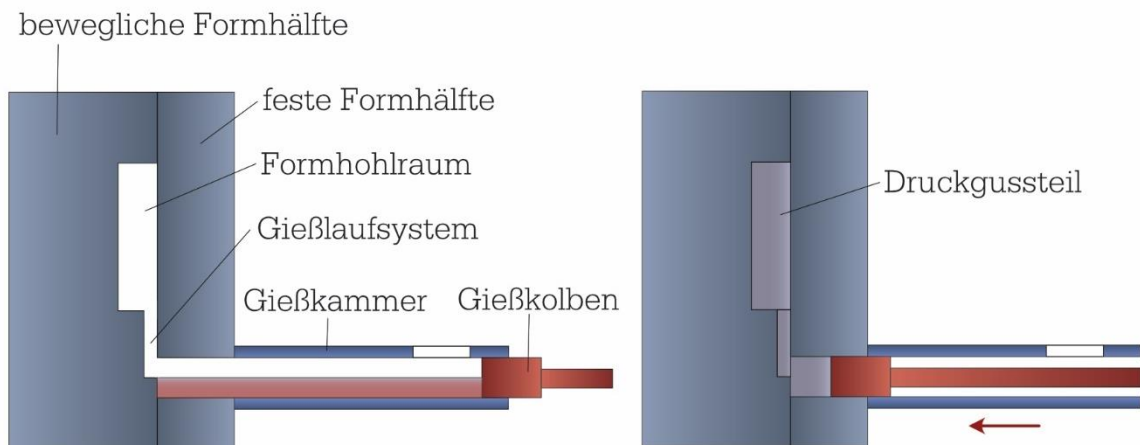


Abbildung 1-6: schematische Darstellung des Kaltkammer Druckgießverfahrens und druckunterstützte Formfüllung infolge der Gießkolbenbewegung

Die druckunterstützte Formfüllung im Druckgießverfahren erlaubt die Verarbeitung von Fluiden oder Suspensionen mit erhöhter Viskosität und bietet somit ein großes Potential für die Überwindung des geringen Fließvermögens von AMC_P -Schmelzen. Während der Formfüllung im HPDC wird die Schmelze einem hohen Druck und großer Geschwindigkeit ausgesetzt [7, 37, 38]. Die für das Verfahren charakteristische hohe Formfüllgeschwindigkeit bedingt hohe Scherkräfte an der Grenzfläche zwischen der Matrixschmelze und den festen Partikeln, was benetzungsfördernd wirkt und Agglomerate aufbrechen kann [29, 39]. Sowohl die Gasporosität, als auch die Mikrolunkerung können, im Vergleich zu der Verarbeitung im Schwerkraftgießen, für AMC_P mit 10 Vol.-% Partikelanteil nach Stand der Forschung verbessert werden [40].

Partikelvorbehandlung

Eine Aluminiumschmelze benetzt die meisten keramischen Verstärkungsmaterialien nicht [12, 34]. Siliziumkarbid wird vorzugsweise als Verstärkungswerkstoff zur Steigerung des Verschleißwiderstands eingesetzt. Allerdings ist Siliziumkarbid innerhalb der geschmolzenen Aluminiummatrix zumeist thermodynamisch instabil. Um die Benetzung der SiC-Partikel während der Halbzeugproduktion zu beschleunigen und eine Diffusionsbarriere zwischen Matrix und Partikeln aufzubauen, werden die Siliziumkarbidpartikel (SiC_P) in den experimentellen Untersuchungen durch die passive Oxidation mit Siliziumdioxid (SiO_2) stoffschlüssig ummantelt. Diese geschlossene SiO_2 -Schicht beeinflusst die

Produktion der AMC_P -Halbzeuge im Rührgießverfahren hinsichtlich der notwendigen Prozesszeit für die Einarbeitung der Partikel in die Schmelze positiv. Ein direkter Kontakt der Aluminiumschmelze mit den SiC-Partikeln soll unterbunden werden. Dies ist für eine industrielle Serienanwendung von besonderem Interesse. Die Verarbeitung metallischer Schmelzen für Serienanwendungen erfolgt zumeist batchweise über die Dosierung aus einem Warmhalteofen. Während der Verweildauer der AMC_P -Schmelze im Warmhalteofen können unerwünschte Reaktionsprodukte wie z.B. Aluminiumkarbid (Al_4C_3) an der Grenzfläche zwischen Matrix und Verstärkungsphase entstehen [13, 41, 42]. Die Diffusionsbarriere aus der passiven Oxidation soll diese chemischen Reaktionen für eine bestimmte Dauer unterbinden. Über die Schichtdicke der Diffusionsbarriere kann die Inhibition spezifisch gesteuert und somit einer Fertigungsroute angepasst werden [13, 32, 43–47].

Ultraschallbehandlung

Wie bereits beschrieben, ist die Halbzeugproduktion von AMC_P im Rührgießverfahren maßgeblich durch die Benetzung der Verstärkungspartikel, sowie durch die Bildung von Agglomeraten geprägt. Die Effekte der akustischen Kavitation, infolge der Ultraschallbehandlung der AMC_P -Schmelze, wirken benetzungssteigernd und unterstützen die Agglomeratzerteilung während der Halbzeugproduktion. Aufgrund der hohen Viskosität einer AMC_P -Schmelze mit ≥ 20 Vol.-% sind die Effekte der Ultraschallbehandlung allerdings auf einen kleinen Bereich um die Ultraschallgeometrie herum begrenzt. Die Effizienz der Ultraschallbehandlung wird dadurch erheblich eingeschränkt. Um die Effizienz der Ultraschallbehandlung respektive das behandelte Volumen für die experimentellen Untersuchungen zu steigern, wird die Ultraschallgeometrie während der Behandlung mit konstanter Geschwindigkeit angehoben.

2. Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe

Im folgenden Kapitel wird ein Überblick der unterschiedlichen Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe, englisch Metall-Matrix-Composite (MMC), vermittelt. Die zur Gewährleistung einer sicheren Einbettung der Verstärkung in der Matrix notwendigen Bedingungen werden erläutert, sowie Faktoren, die die mechanischen Eigenschaften eines MMC maßgeblich beeinflussen.

Ein Verbundwerkstoff besteht aus zwei oder mehreren Materialien, die sich in Form und chemischer Zusammensetzung voneinander unterscheiden. Die Matrix ist dabei derjenige Bestandteil, der in den meisten Fällen in größerer Menge vorliegt. Die Eigenschaften des Matrixwerkstoffes werden durch den zweiten Bestandteil des Verbundwerkstoffes, der Verstärkungsphase, verbessert. Makroskopisch ergibt sich ein homogener Verbundwerkstoff, der aus einer Kombination von metallischen und keramischen, keramischen und polymeren, sowie polymeren und metallischen Phasen bestehen kann.

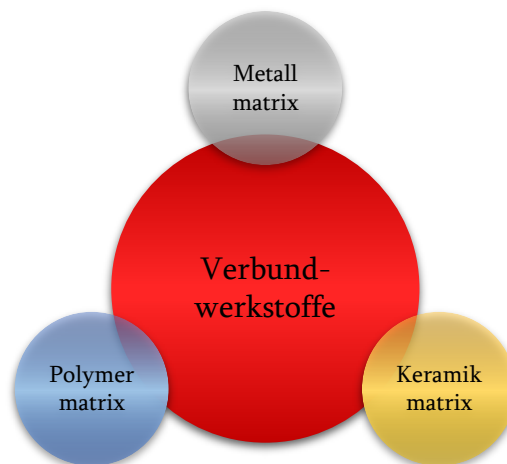


Abbildung 2-1: Unterteilung von Verbundwerkstoffen nach der Matrix [1, 10, 48]

MMCs vereinen die Eigenschaften von Metall, wie Zähigkeit und Duktilität, sowie eine hohe Festigkeit und Härte der Keramik. Die Kombination einer metallischen Matrix mit einer keramischen Verstärkungsphase ermöglicht es, einzigartige Eigenschaften zu realisieren, die mit den einzelnen elementaren Komponenten bzw. durch konventionelles Legieren oder eine Wärmebehandlung nicht erzielt werden können. Dabei erfolgt die Wahl der Verstärkungsphase keinesfalls willkürlich, sondern wird für die jeweilige Anwendung dezidiert ausgewählt. Die Entwicklung von MMCs wurde in den 1970er Jahren vorangetrieben und galt damals als eine der größten Innovationen in der Werkstoffforschung [12].

Die Eigenschaften eines MMCs können durch Modifizierung der Matrix sowie der Verstärkungsphase (Volumenanteil, Art, Größe, Form, Verteilung, Orientierung) einer spezifischen Anwendung angepasst werden [2, 10, 49–57].

Für die Berechnung der Dichte, respektive der Phasenanteile des Verbundwerkstoffes (ρ_c), kann die lineare Mischungsregel angewendet werden:

$$\rho_c = V_r * \rho_r + (1-V_r) * \rho_m, \quad (2-1)$$

wobei ρ_m die Matrixdichte, ρ_r die Dichte der Verstärkungsphase und V_r der Volumenanteil der Verstärkungsphase bedeuten. Die Form der Verstärkungsphase sowie Anbindung und Ausrichtung in der Matrix beeinflussen die Eigenschaften des gesamten MMC. Daher kann die lineare Mischungsregel für Eigenschaften wie Festigkeit oder Viskosität nicht ohne eine Modifizierung verwendet werden [7, 58, 59].

Als Matrixmaterial werden für MMCs vorrangig Aluminium (Al), Magnesium (Mg), Nickel (Ni), Titan (Ti), Kupfer (Cu) oder Eisen (Fe) verwendet. Aufgrund der geringen Dichte, der guten thermischen Leitfähigkeit, der hohen Korrosionsbeständigkeit und der hohen Verfügbarkeit, bieten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe einen besonders breiten Absatzmarkt sowie Bedarf an technischen Anwendungen.

2.1. Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe

Die Suche nach neuen, fortschrittlichen Werkstoffen ist, aufgrund der globalen Erwärmung, wichtiger denn je, um energieeffizientere Prozesse und leichtere Materialien zu schaffen. Der Einsatz von Leichtbaukomponenten aus Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen (AMCs) im Transportsektor ermöglicht es, die immer strengeren Vorschriften zur Luftverschmutzung zu erfüllen und auch die Effizienz der Fahr- und Flugzeuge zu verbessern. Fahrzeughersteller müssen Fahrzeuge immer leichter bauen, obwohl immer mehr Komfort und verbesserte Elektronik in Fahrzeugen gefordert wird. Die Industrie fordert daher neue, leistungsfähigere Materialien, um diesen Bedarf gerecht zu werden. Der werkstoffliche Leichtbau kann dazu einen wesentlichen Beitrag leisten.

Die Nutzung von Aluminium als Matrixmaterial vermindert nicht nur die Masse, sondern verbessert gleichzeitig die Zuverlässigkeit und Effizienz der Bauteile [10, 14, 57, 60]. Neben einer geringen Dichte, weisen AMCs sehr wünschenswerte Eigenschaften wie eine exzellente Verschleißbeständigkeit, eine hohe spezifische Festigkeit, einen niedrigen Wärmeausdehnungskoeffizient, eine hohe thermische und elektrische Leitfähigkeit, einen hohen Erosionswiderstand bzw. Beständigkeit gegen Witterungseinflüsse sowie einen hohen E-Modul auf [1, 2, 6, 8, 10, 19, 23, 25, 57, 61–64]. Diese Eigenschaften machen AMCs für den Einsatz im Bereich der Luft- und Raumfahrt [10, 14, 24, 25, 60, 64, 65],

Automotive [1, 6, 8, 10, 14, 24, 25, 64], Eisenbahn [1, 8, 10, 64], Militär [25] und Elektroindustrie [2, 10, 24, 25, 64] attraktiv.

2.2. Verstärkungsphasen

In Metallmatrix-Verbundwerkstoffen besteht die primäre Funktion der Verstärkungsphase darin, einen Großteil der aufgetragenen Belastung zu tragen, während die Funktion der Matrix darin besteht, die Verstärkungsphase in ihrer Anordnung zu binden und die externen Belastungen auf die einzelnen Verstärkungen zu verteilen bzw. zu übertragen [66]. Die Eigenschaften eines Verbundwerkstoffes werden durch die Art, Größe [67, 68], Form [69–71], Verteilung [2, 34, 72–74], Orientierung [75–77] und dem Volumenanteil [78–80] der Verstärkungsphase bestimmt. Das Verhältnis der Länge zu dem Durchmesser bzw. der Materialstärke, das sogenannte Aspektverhältnis, erlaubt eine Unterscheidung der Verstärkungsphase in die folgenden drei Kategorien [23]:

- Langfaserverstärkung,
- Kurzfaserverstärkung und
- Partikelverstärkung.

Tabelle 2-1: Art, Aspektverhältnis, Durchmesser und Werkstoffe typischer Verstärkungsphasen in Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen [23, 64]

Art	Aspektverhältnis	Durchmesser	Werkstoffe
Langfaser	>1.000	3-150 μm	SiC, Al ₂ O ₃ , C, B, W, NbTi, Nb ₃ Sn
Nanoröhrchen	>1.000	<100 nm	C
Kurzfaser	10-10.000	1-5 μm	C, SiC, Al ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃ + SiO ₂
Partikel	1-4	1-25 μm	SiC, Al ₂ O ₃ , BN, B ₄ C, WC, TiC, AlN
Nanopartikel	1-4	<100 nm	C, Al ₂ O ₃ , SiC, TiO ₂ , Y ₂ O ₃

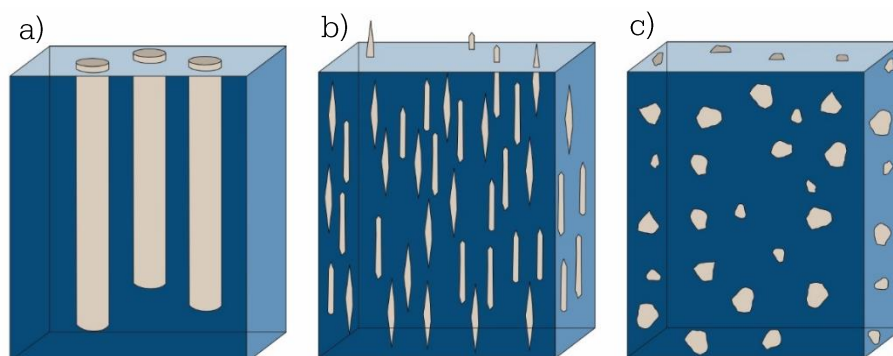


Abbildung 2-2: Schematische Darstellung der drei Formen metallischer Verbundwerkstoffe: a) Langfaserverstärkung, b) Kurzfaser-/ Whiskerverstärkung, c) Partikelverstärkung, nach [23, 81]

2.2.1. Langfaserverstärkung

Zunächst beschränkten sich die Forschungsbemühungen auf Verbundwerkstoffe mit einer Verstärkung durch Langfasern, da die kontinuierliche Verstärkung mit Langfasern ein großes Potenzial zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften eines MMC bietet. Werden die Langfasern bei Leichtmetallen in Belastungsrichtung eingebracht, erhöhen sie die Festigkeit, das Ermüdungsverhalten, den E-Modul und den Bruchwiderstand bei Raum- und auch bei erhöhter Temperatur. Dabei ist jedoch entscheidend, dass die zu übertragenden Kräfte vollständig von den Fasern übertragen werden können, ohne dass Schubspannungen wirken. Die Festigkeitszunahme kann dabei durch die lineare Mischungsregel:

$$\rho_c = V_r * \rho_r + (1-V_r) * \rho_m, \quad (2-1)$$

leicht vorhergesagt werden. Lang- und auch kurzfaserverstärkte MMCs sind jedoch durch eine starke Anisotropie gekennzeichnet. Obwohl die Arbeit aktuell in diesem Bereich fortgesetzt wird, lässt sich für die Langfaserverstärkung zusammenfassen, dass die Kosten für Langfasern, die komplexen Herstellungswege und die begrenzte Verarbeitbarkeit ihren Einsatz auf Anwendungen beschränken, die höchste Anforderungen erfordern. Das Haupteinsatzgebiet der Langfaser-MMCs liegt daher vorwiegend in der Luft- und Raumfahrtindustrie, dem Rennsport sowie Nischenanwendungen [8, 10, 12, 82].

2.2.2. Kurzfaserverstärkung

Als Kurzfasern werden häufig monokristalline Werkstoffe eingesetzt, da es keine Korngrenzen oder kristalline Fehlstellen wie Versetzungen innerhalb dieser Verstärkungsphasen gibt. Daher weisen sie eine besonders hohe Festigkeit auf. Die Zugfestigkeit kann dabei Werte zwischen 1,7 bis 27,7 GPa annehmen [83, 84]. Eine Kurzfaser- oder auch Whiskerverstärkung verbessert die Bruchzähigkeit durch entsprechende Anteile der Rißablenkung, der Rißüberbrückung und der Lastübertragung über die Kurzfasern. Steigende Phasenanteile und höhere Aspektverhältnisse zeigen dabei einen positiven Einfluss auf die Bruchzähigkeit [85]. Die Verwendung von Whiskern als Verstärkungsmaterial wird jedoch aufgrund von Gesundheitsrisiken eingeschränkt [10]. Kurzfaserverstärkungen wurden bereits als Preform für Infiltrationsverfahren eingesetzt, um z.B. Kolben für hochbelastete Dieselmotoren zu fertigen [8, 12]. Wie die Partikelverstärkung zählt die Kurzfaserverstärkung ebenfalls zu den diskontinuierlichen Verstärkungskomponenten [86].

2.2.3. Partikelverstärkung

Partikelverstärkungen werden mit dem Ziel einer Verbesserung der Zug- und Druckeigenschaften, der Bruchdehnung und der dynamischen Eigenschaften im Korngrößenbe-

reich zwischen etwa 100µm bis wenige Nanometer eingesetzt. Besonders wenn ein hoher Verschleißwiderstand, eine modifizierte Wärmeausdehnung oder der Einsatz bei erhöhter Betriebstemperatur verlangt werden, ist die Verwendung einer Partikelverstärkung von Interesse [7, 12]. Im Gegensatz zu den Faserverstärkungen weisen partikelverstärkte AMCs isotrope Eigenschaften auf [23, 24, 82]. Die Herstellungskosten für die Partikelverstärkungen sind im Vergleich zur Langfaserverstärkung deutlich geringer [8, 12, 23, 24, 49, 50, 56, 82], wobei vorrangig keramische Materialien als Verstärkungsphase eingesetzt werden. Da die meisten keramischen Materialien in Partikelform verfügbar sind, gibt es in diesem Bereich eine große Auswahlmöglichkeit an potentiellen Verstärkungswerkstoffen für partikelverstärkte Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe (MMC_P). Die mit Abstand größte kommerzielle Verwendung findet dabei Siliziumkarbid (SiC), gefolgt von Aluminiumoxid (Al₂O₃) und Titankarbid (TiC) [2, 3, 10, 12, 87, 88]. Für den Automotive Markt werden vorrangig SiC-Partikel (SiC_P) für eine signifikante Verbesserung der Verschleißbeständigkeit sowie der spezifischen Steifigkeit eingesetzt [57, 89–92]. Anwendung finden diese verschleißbeständigen AMC_P in der Automobilindustrie für Lagerflächen, Zylinderlaufbuchsen, Kolben, Nockenwellen, Ventilstößel und Bremskomponenten [1, 6, 8, 57]. Aufgrund des relativ geringen Preises von SiC, ist das Potential kostengünstige und verschleißbeständige AMC_P-Bauteile zu fertigen, im Vergleich zu anderen Werkstoffen, damit am größten [12, 23].

Neben der relativ hohen Härte und der hohen Wärmeleitfähigkeit, weist SiC eine geringe Dichte auf, die der Dichte einer AlSi Legierung relativ ähnlich ist. SiC partikelverstärkte AlSi-Gusslegierungen weisen daher sehr positive Eigenschaften auf, die sie auch für Gleitreibanwendungen prädestinieren. Bereits seit 1994 ist der Einsatz einer AlSi7Mg Legierung mit 20 Vol.-% SiC-Partikelverstärkung als Bremsscheibe bekannt [58].

Tabelle 2-2: *Eigenschaften unterschiedlicher Materialien für eine Partikelverstärkung von Metallen [1, 22, 25]*

Material	SiC	Al₂O₃	AlN	B₄C	TiC	TiB₂	BN
Kristalltyp	hex.	hex.	hex.	rhomb.	kub.	hex.	hex.
Schmelzt. [°C]	2.300	2.050	2.300	2.450	3.140	2.900	3.000
Dichte [g/cm ³]	3,21	3,9	3,25	2,52	4,93	4,5	2,25
Härte (HV)	2.500	2.100	1.230	3.700	3.200	3.480	4.500
Wärmeleitf. [W/mK]	135	32	180	29	29	27	25
Wärmeausdehnungs- koeffizient [10 ⁻⁶ K ⁻¹]	3,4-5	6,8-8,3	6,0	5,0-6,0	7,4	7,4	3,8

Charakteristisch für die Anwendung dieser Verbundwerkstoffe ist die Ausbildung einer festen, kohlenstoffhaltigen Schmier- bzw. Schutzschicht auf den Bremsflächen. Diese Verschleißschutzschicht wird nur bei extrem hohen Lasten und Überschreiten der Solidustemperatur zerstört. Die Ausbildung der Verschleißschutzschicht, dem sogenannten

Transferfilm, scheint dabei unabhängig von der Wahl des Bremsbelags zu sein [9, 58, 92–94]. Einen maßgeblichen Einfluss auf die Verschleißbeständigkeit eines AMC_P-Bauteils weisen der Partikelanteil (Abbildung 2-3) [91, 92, 95, 96], der Partikeldurchmesser [23, 96–98] und die Verteilung der Partikel [58] auf.

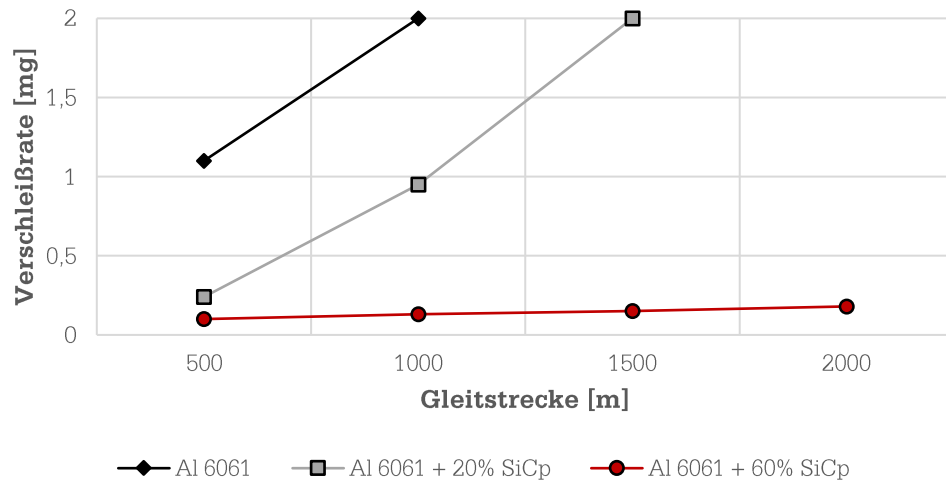


Abbildung 2-3: Darstellung der Verschleißrate je Gleitstrecke der Al 6061 Legierung, sowie mit SiCp 20 und 60 Vol.-% verstärkte AMC_P gegen einen 1.6511 (36CrNiMo4) Stahl, nach [91]

2.2.4. Siliziumkarbid

Siliziumkarbid (oder Carborundum) ist durch ein Diamantgitter (abwechselnd C- und Si-Atome) aufgebaut. Wie im Falle des Diamanten existiert eine hexagonale Modifikation, abgekürzt mit „H“, die α -Phase (Wurtzitstruktur) und eine kubische Modifikation, abgekürzt mit „C“, die β -Phase (Zinkblendestruktur), Abbildung 2-4. Die Polytypen 4H und 6H (Schichtfolge ABCB und ABCACB) sind die in der Regel häufiger anzutreffenden Kristallphasen. Bisher konnten keine signifikanten Unterschiede zwischen α -SiC und β -SiC in Bezug auf das Benetzungsverhalten (Kapitel 2.5) festgestellt werden [18].

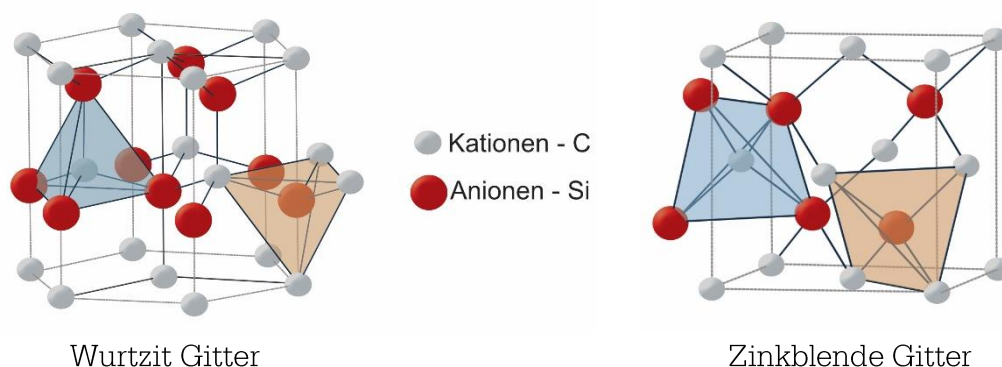


Abbildung 2-4: Darstellung des Wurtzit Gitter (α -SiC) und Zinkblende Gitter (β -SiC), nach [99]

Die Herstellung erfolgt durch das Acheson-Verfahren, das Elektroschmelze Kempton-Verfahren (ESK) oder durch die Synthese aus der Gasphase. Im Acheson-Verfahren sowie im ESK-Verfahren werden z.B. Quarzsand (SiO_2) und Koks (C) im elektrischen Ofen erhitzt

und somit eine endotherme Reaktion unter gleichzeitiger Freisetzung von Kohlenstoffmonoxid (CO) erzwungen. Es handelt sich dabei um eine carbothermische Reduktion, deren vereinfachte Summengleichung wie folgt lautet:



Dabei werden die Mischungen der Rohstoffe in etwa 30m Länge um eine Graphitelektrode herum gestampft, die durch elektrische Widerstandsbeheizung bei Stromstärken bis zu 25 kA Reaktionstemperaturen zwischen 2000–2500 °C erzeugt. Hexagonales α -SiC entsteht vorrangig bei Temperaturen zwischen 2200-2400°C. Kubisches β -SiC bildet sich bevorzugt bei Temperaturen unterhalb von 2000°C.

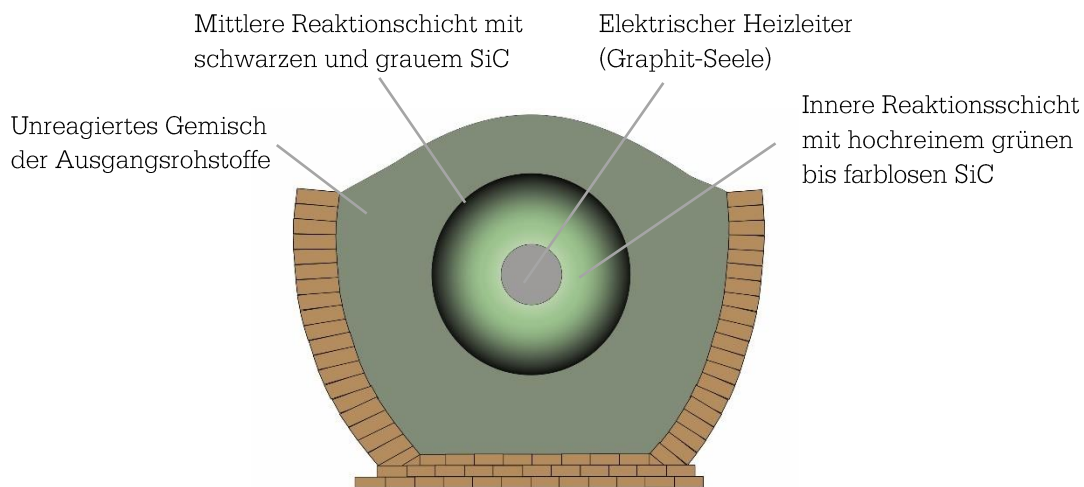


Abbildung 2-5: Schematische Darstellung des Acheson-Verfahrens zur Herstellung von Siliziumkarbid, nach [100]

Aufgrund von Verunreinigungen aus dem Herstellverfahren ist technisches Siliciumkarbid je nach Reinheit unterschiedlich gefärbt. Hellgrün 99,8 %, dunkelgrün 99,5 %, schwarz 99 %, grau im Falle von <99 %igem SiC, während reines SiC farblos ist. Siliciumkarbid ist chemisch ähnlich inert wie Siliciumnitrid und wird von Sauerstoff in Abwesenheit von Basen erst oberhalb von 900°C oxidiert und von den meisten Säuren (einschließlich HF, ausschließlich H₃PO₄) nicht angegriffen [1, 101–103]. Es wird unter anderem in der Elektroindustrie als Hochspannungswiderstand [104], als Hochtemperaturwerkstoff in Fusionsreaktoren [105] oder als Strahl- und Schneidmittel [106] eingesetzt.

2.3. Verfestigungsmechanismen partikelverstärkter MMC

Das mechanische Verhalten von Verbundwerkstoffen ist stark von der Art der eingebrachten Verstärkungsphase abhängig, wobei zwischen einer kontinuierlichen und einer diskontinuierlichen Verstärkung unterschieden werden muss. Weiterhin erfolgt die Ver-

festigung in Abhängigkeit der Form der eingesetzten Verstärkungsphase entweder direkt oder indirekt. Wie in Kapitel 2.2.1 beschrieben, sind die mechanischen Eigenschaften der langfaserverstärkten Verbundwerkstoffe von der Anisotropie und der Grenzfläche zwischen Matrix und Faser geprägt. Es erfolgt eine direkte Festigkeitssteigerung, die ausschließlich auf die Faser und die Matrix zurückzuführen ist und nicht auf verfahrensbedingte Gefügemodifikationen in der Matrix herrührt. Partikelverstärkte Verbundwerkstoffe, die in dieser Arbeit Anwendung finden, weisen hingegen weitestgehend isotrope Eigenschaften auf und werden durch indirekte, also verfahrensbedingte Verfestigungsmechanismen modifiziert [12, 82, 107].

Das folgende Kapitel soll einen Überblick der grundlegenden Verfestigungsmechanismen eines partikelverstärkten Verbundwerkstoffes schaffen. Durch die Einbindung von Partikeln definierter Größe in die metallische Matrix, setzt sich die Verbundwerkstoff-Festigkeit σ_{Gesamt} durch folgende Festigkeitsbeiträge zusammen:

$$\sigma_{\text{Gesamt}} = \sigma_{\text{KF}} + \sigma_{\text{O}} + \sigma_{\text{CTE}} + \sigma_{\Delta E\text{-Modul}} + \sigma_{\text{Last}}, \quad (2-3)$$

wobei σ_{KF} die Zunahme der Streckgrenze in Folge der Kornfeinung, σ_{O} den Beitrag des Orowan Mechanismus beschreibt, σ_{CTE} die Spannung aus den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten darstellt, $\sigma_{\Delta E\text{-Modul}}$ Eigenspannungen, die während der Verformung durch unterschiedliche Elastizitätsmodule in Umformprozessen, z.B. nach dem Gießprozess, entstehen und σ_{Last} einen Festigkeitsbeitrag beschreibt, der aufgrund der höheren Festigkeit der Verstärkungsphase bei guter Einbindung in die Matrix besteht [22, 49, 107, 108].

Kornfeinung – Hall-Petch

Die Hall-Petch-Beziehung beschreibt die Abhängigkeit der Festigkeit respektive der Streckgrenze R_e vom mittleren Korndurchmesser d_K der Matrix:

$$\sigma_{\text{KF}} = \sigma_{\text{Matrix}} \frac{K}{\sqrt{d_K}}, \quad (2-4)$$

wobei σ_{Matrix} die Streckgrenze der Matrixlegierung und K den Korngrenzenwiderstand beschreiben, der für Aluminium Werte zwischen 0,1 bis 0,15 einnimmt. Die Festigkeitssteigerung in Folge der Hall-Petch Beziehung ist nach Gleichung (2-4) für Korngrößen $< 1\mu\text{m}$ deutlich größer, als für Korngrößen $< 10\mu\text{m}$ [107].

Orowan Mechanismus

Die in der Matrix eingebetteten Partikel stellen für das metallische Gitter der Matrix während einer plastischen Verformung nicht schneidbare Hindernisse dar und erhöhen somit die Versetzungsdichte der Matrix. Der Orowan Mechanismus beschreibt die notwendige

Spannung, um die Versetzungslinie zu durchbrechen bzw. zu verformen. Der Mechanismus ist abhängig von dem Abstand zwischen den Partikeln, wie in Gleichung (2-5) ersichtlich ist:

$$\sigma_0 = \frac{G_M b}{P_A}, \quad (2-6)$$

G_M ist der Schermodul der Matrix, b der Burgers-Vektor der Matrix und P_A der Teilchen- bzw. Partikelabstand. Weiterhin lässt sich festhalten, dass die Festigkeit durch den Orowan Mechanismus mit zunehmendem Volumenanteil und abnehmender Partikelgröße steigt. Außerdem bewirken Verstärkungspartikel mit einem höheren Aspektverhältnis eine größere Festigkeitszunahme, als im Vergleich zu kugelförmigen Partikeln [8, 39, 107].

Unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten

Nachdem die Verstärkungspartikel in die Matrix eingearbeitet worden, kühlt das Verbundwerkstoffgefüge auf Raumtemperatur ab. Im Vergleich zu den metallischen Matrixwerkstoffen weisen die meisten Verstärkungsmaterialien einen relativ geringen Wärmeausdehnungskoeffizienten (CTE) auf (Tabelle 2-2). Besonders bei Aluminiummatrix- ($23,1 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$) und Magnesiummatrix- ($24,8 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$) [109] Verbundwerkstoffen, ist der Unterschied der CTE von Matrix und Verstärkung beträchtlich. In Folge der Erstarrung entstehen Spannungen an der Partikel-Matrix-Grenzfläche (PM_{GA}) und somit ein Beitrag zur Festigkeitssteigerung. Aufgrund der unterschiedlichen CTE wird die Versetzungsdichte um die Verstärkungspartikel herum erhöht, die wie folgt beschrieben wird:

$$\rho_{CTE} = \frac{C \Delta_{CTE} V_P}{b(1-V_P)A_P}, \quad (2-7)$$

wobei C eine geometrische Konstante, Δ_{CTE} die Differenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten, V_P der Volumenanteil der Partikel, b der Burgers Vektor der Matrix und A_P die Partikeloberfläche darstellten [107]. Die aus der erhöhten Versetzungsdichte resultierende Spannung σ_{CTE} ist gegeben durch:

$$\sigma_{CTE} = \alpha G_M b (\rho_{CTE})^{1/2}, \quad (2-8)$$

wobei α eine Konstante beschreibt. Der Festigkeitsbeitrag von σ_{CTE} liefert bei einer Aluminiummatrix einen signifikanten Beitrag zu der Verbundwerkstofffestigkeit [22, 39, 107].

Unterschiedliches Elastizitätsmodul

Versetzungen können neben unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten auch durch unterschiedliche Elastizitätsmodule erzeugt werden. Während der Weiterverarbeitung eines partikelverstärkten Verbundwerkstoffes durch Umformprozesse wie Strangpressen, Schmieden oder Walzen, erzeugen die unterschiedlichen Elastizitätsmodule der Verstärkungspartikel und der Matrix Versetzungen, wodurch die Festigkeit gesteigert wird. Die eingebrachten Partikel beeinflussen dadurch das Kaltverfestigungsverhalten [22, 107]:

$$\sigma_{\Delta E-\text{Modul}} = \sqrt{3}\alpha G_M b \sqrt{\frac{6V_P \varepsilon}{bd_p}}, \quad (2-9)$$

wobei d_p den mittleren Partikeldurchmesser darstellt.

Lastübertragungs-Mechanismus

Der Lastübertragungs-Mechanismus beschreibt eine Festigkeitssteigerung, die durch das Verhältnis aus dem Volumenanteil der Partikel und der Festigkeit der Matrix charakterisiert ist. Je größer der Anteil der Verstärkungspartikel, desto größer ist der Beitrag zu der Festigkeitssteigerung. Für ein Aspektverhältnis der Partikel = 1 ergibt sich folgende Beziehung:

$$\sigma_{\text{Last}} = \frac{1}{2} V_P \sigma_M, \quad (2-10)$$

wobei σ_M die Streckgrenze der Matrix und V_P der Volumenanteil der Partikel darstellen. Die Belastungen können bei einem hohen Aspektverhältnis und einer deutlich festeren Verstärkungsphase effektiver in die Matrix abgeleitet werden. Dieser lineare Zusammenhang leistet einen kleinen Beitrag zur Festigkeitssteigerung des Verbundwerkstoffes, wobei die Partikelgröße und andere mikrostrukturelle Parameter allerdings nicht berücksichtigt werden [22, 39, 49, 107].

2.3.1. Zähigkeit von partikelverstärkten MMC

Die Festigkeit eines partikelverstärkten Verbundwerkstoffes nimmt mit steigendem Partikelanteil zu, allerdings nimmt die Duktilität gleichermaßen ab. Auch die Partikelgröße weist einen Einfluss auf die Duktilität eines MMC_P auf (Abbildung 2-6). Die eingebetteten Partikel wirken im mechanischen Sinne wie Kerben, weshalb partikelverstärkte Verbundwerkstoffe einen geringen Widerstand gegen Risswachstum aufweisen. Es wird in der Literatur beschrieben, dass neben der Größe und dem Volumenanteil der Partikel, die Benetzung (Kapitel 2.5) Einfluss auf das Bruchverhalten aufweist. Bei schlechter Benetzung kann sich die Rissfront entlang der PM_{GA} mit geringerer Spannung ausbreiten. Zusammenfassend wird die Zähigkeit von Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen durch folgende Faktoren beeinflusst [8, 107]:

- Zusammensetzung der Matrixlegierung,
- Anteil, Art, Größe, Form und Orientierung der Verstärkung,
- Produktionshistorie mit Fokus auf das Mikrogefüge des MMC: Benetzung, Porosität, Segregation und Verteilung der Verstärkung.

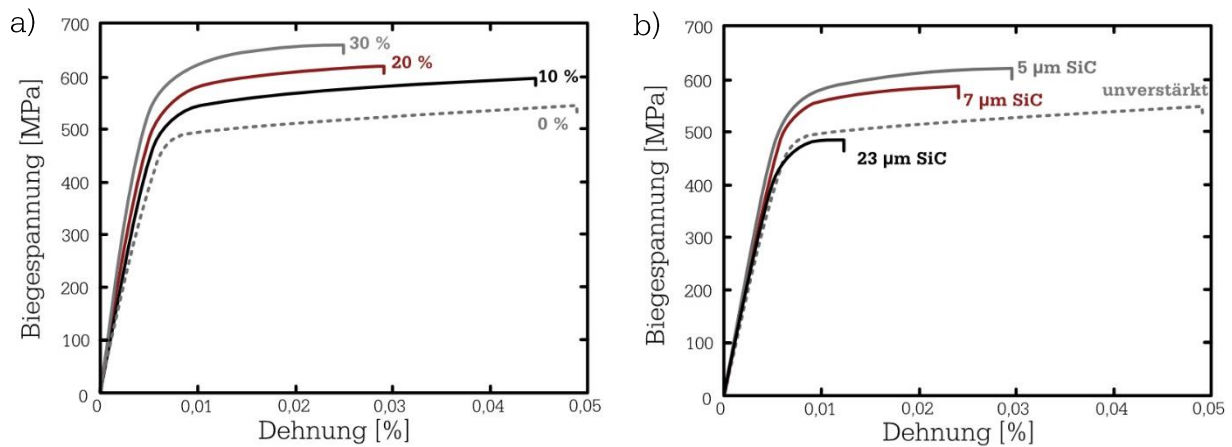


Abbildung 2-6: Biegespannung und Dehnung von AMCP: a) mit unterschiedlichem Partikelanteil bei 20 µm Partikeldurchmesser und b) mit unterschiedlichen Partikeldurchmessern bei einem festen Anteil von 20 Vol.-%, nach [96]

2.4. Wechselwirkungen an der Partikel-Matrix-Grenzfläche

Partikelverstärkte Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe sind im Vergleich zu monolithischen Legierungen durch das Vorhandensein einer Matrix-Verstärkungsphase-Grenzfläche gekennzeichnet. Die Grenzfläche beschreibt den Übergangsbereich zwischen den Verstärkungspartikeln und der Matrix, über dessen Verlauf sich die Materialeigenschaften sprunghaft ändern können. Da die Grenzfläche für die Übertragung der Belastungen zwischen der Matrix und den Partikeln verantwortlich ist, werden die mechanischen Eigenschaften des MMC_P maßgeblich durch die Beschaffenheit der Grenzfläche charakterisiert. Unter Annahme der Vereinfachung, dass N kugelförmige Keramikeilchen in einer kugelförmigen Schale innerhalb der Matrix eingebunden sind und das Gesamtvolumen des partikelverstärkten Verbundwerkstoffes 1 m^3 beträgt, kann folgende Beziehung zwischen dem Partikeldurchmesser d_P und der Partikel-Matrix-Grenzfläche PM_{GA} beschrieben werden [110, 111]:

$$V_P = \frac{\text{Volumen der Partikel}}{\text{Volumen des Verbundwerkstoffes}} = \frac{N \left(\frac{\pi}{6}\right) d_P^3}{1}, \quad (2-11)$$

$$PM_{GA} = N \pi d_P^2 = \frac{6 V_P}{d_P}. \quad (2-12)$$

Aus Gleichung (2-12) ist ersichtlich, dass sich die Grenzfläche mit abnehmendem Partikeldurchmesser vergrößert.

Als Maß für die Anbindung der Partikel in der Matrix wird die Grenzflächenverbundfestigkeit definiert. Sie wird im Wesentlichen durch mechanische, thermische, chemische und strukturelle Mechanismen, sowie die Benetzung beeinflusst, die folgend beschrieben werden [19, 29, 66, 107, 108, 112, 113]. Die physikalischen Bindungen, zu denen sekun-

däre van der Waals-Kräfte, Wasserstoffbrückenbindungen und dipolare Wechselwirkungen zählen, bewirken lediglich eine sehr niedrige Bindungsenergie zwischen 8-16 kJ/mol [107].

2.4.1. Mechanische Bindung

Die Oberfläche der meisten Verstärkungsphasen weist eine gewisse Rauigkeit auf. Diese Oberflächenrauigkeit der Verstärkungsphase ermöglicht ein mechanisches Verkeilen der Verstärkungsphase innerhalb der Matrix, da so kleinste Hinterschnitte bzw. ein Formschluss an der Grenzfläche entstehen. Wenn die Hügel und Täler der Oberfläche vollständig durch die Matrix benetzen, kann die Oberflächenrauigkeit zur Verstärkung der Anbindung beitragen. Sollte die flüssige Matrix allerdings die Verstärkungsphase nicht vollständig benetzen bzw. deren Topographie abbilden, entstehen Hohlräume an der Grenzfläche, wodurch die Anbindung verschlechtert wird.

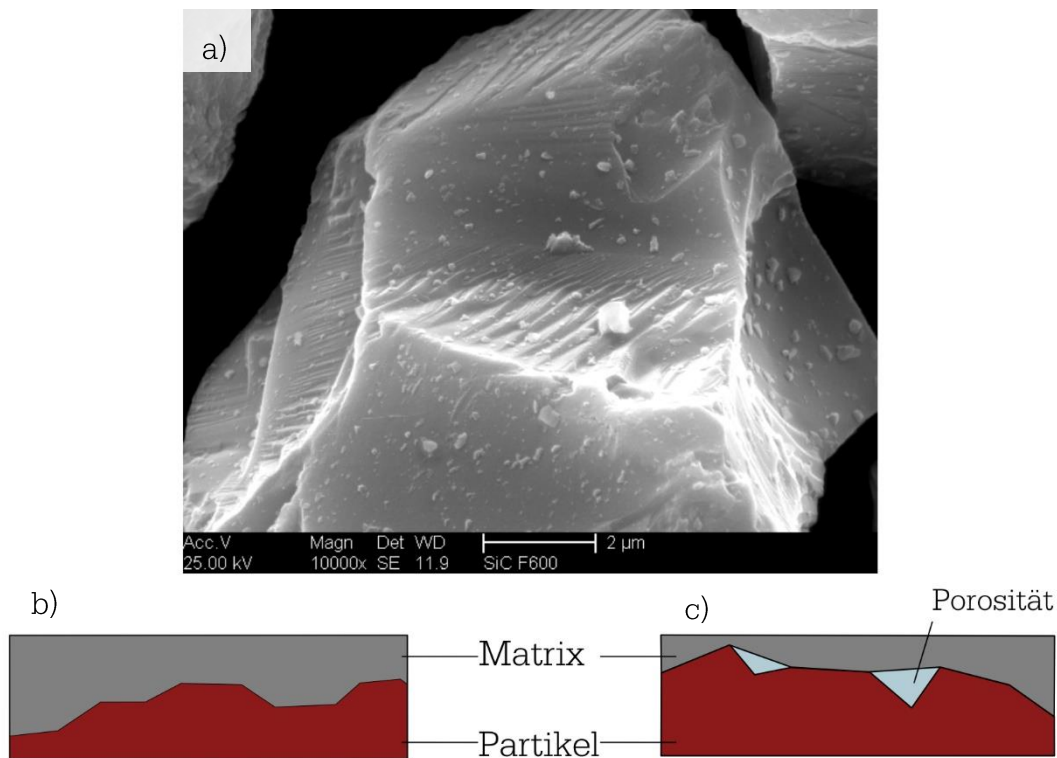


Abbildung 2-7: a) Oberfläche eines SiC-Partikels, b) gute mechanische Bindung, c) Porosität an Partikel-Matrix-Grenzfläche durch mangelnde Benetzung, nach [107]

Aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Matrix und Verstärkungsphase, schrumpft die metallische Matrix beim Abkühlen des Verbundwerkstoffes auf die Verstärkungsphase auf, was zu einer Steigerung der Grenzflächenspannung führt. Im Allgemeinen sind die mechanischen Bindungskräfte im Vergleich zu den chemischen Bindungskräften jedoch als relativ gering einzuschätzen [23, 29, 111].

2.4.2. Chemische Bindung

Die chemischen Bindungskräfte umfassen alle Arten von metallischen, ionischen sowie kovalenten Bindungen und werden stark durch die Größe der PM_{GA} beeinflusst. Sie sind durch sogenannte Primärkräfte charakterisiert, dessen Bindungsenergie im Bereich von etwa 40-400kJ/mol liegt [107]. Um die chemische Bindung und damit eine feste Einbettung der Verstärkungsphase zu ermöglichen, ist ein direkter Kontakt der Matrix mit der Verstärkungsphase notwendig. Im Folgenden Kapitel werden daher der Begriff der Benetzung und die Mechanismen der chemischen Bindung in Folge der reaktiven Benetzung näher erläutert.

2.5. Benetzung

Um eine gute Anbindung der Verstärkungsphase in der Matrix zu gewährleisten, ist eine vollständige Benetzung bzw. stoffschlüssige Bindung gewünscht, da sich sonst Hohlräume an der PM_{GA} bilden können. Eine stoffschlüssige Einbettung der Partikel in die Matrixschmelze wird im Wesentlichen durch thermodynamische und mechanische Barrieren beeinflusst. Die Ausbildung einer kohärenten bzw. teilkohärenten Phase zwischen Matrix und Verstärkung gewährleistet eine gute Anbindung in die Matrix und ist daher wünschenswert. Mechanische Barrieren zwischen Matrix und Verstärkungsphase, wie z.B. die Oxidhaut einer Aluminiumschmelze, beeinflussen das Benetzungsverhalten, da sie den direkten Kontakt zwischen Matrix und Verstärkungsphase verhindern und wirken daher wie eine Art Diffusionsbarriere. Diese lassen sich allerdings durch geeignete Maßnahmen bei der Handhabung der Aluminiumschmelze zumeist verhindern.

Die Benetzung einer festen Oberfläche wird durch thermodynamische Gesetze bestimmt und ist bei einer hohen Oberflächenspannung des Fluids, wie bei einer Aluminiumschmelze, schwierig zu überwinden [8, 34]. Als quantitatives Maß zur Bewertung der Benetzbarkeit wird der Kontaktwinkel (θ) verwendet [20, 82, 114]. Zur Bestimmung des Kontaktwinkels einer metallischen Schmelze auf den Verstärkungssubstraten sind verhältnismäßig hohe Temperaturen notwendig, zu dessen Zweck häufig die „Sessile-drop“ Methode verwendet wird. Üblicherweise werden dabei zwischen 10 bis ein paar Hundert Milligramm der Matrixlegierung im festen Zustand auf dem mikroskopisch glatten keramischen Untergrund platziert und dann über den Schmelzpunkt erwärmt [114, 115].

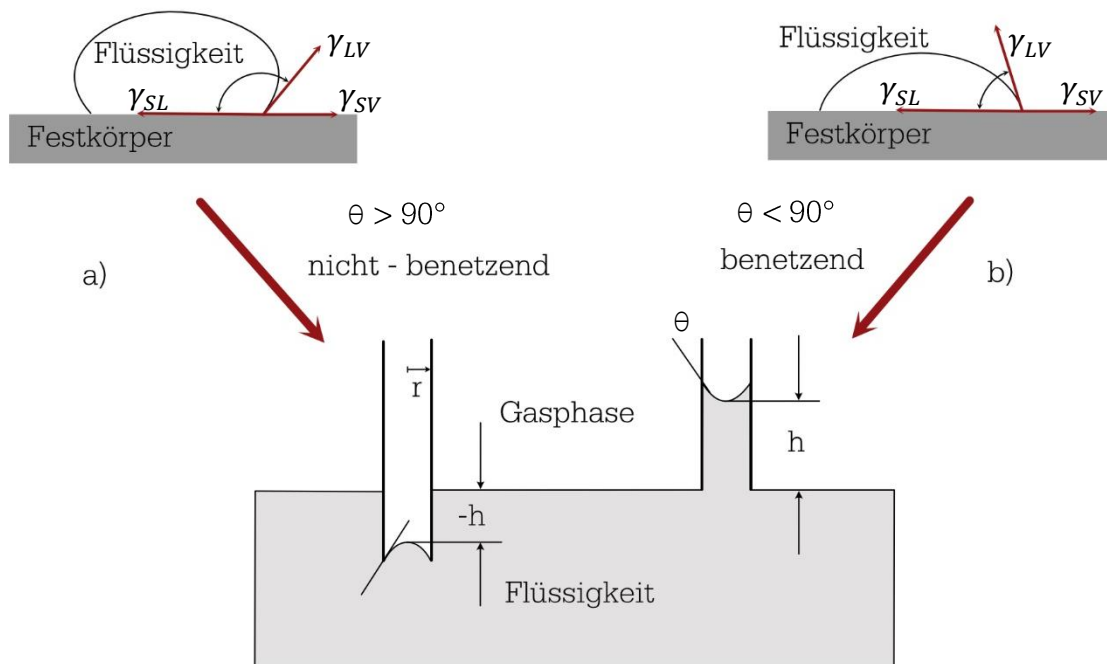


Abbildung 2-8: Unterteilung von: a) nichtbenetzenden und b) benetzenden Systemen, nach [82]

Mit Hilfe der Young's Gleichung wird der Zusammenhang des Kontaktwinkels durch die Oberflächenenergien beschrieben:

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{SV} - \gamma_{SL}}{\gamma_{LV}}. \quad (2-13)$$

γ_{SV} , γ_{SL} , γ_{LV} stehen jeweils für die Grenzflächenenergien zwischen den fest/ gas, fest/ flüssig und flüssig/ gas Grenzflächen (Abbildung 2-8). Man spricht von Benetzung einer Flüssigkeit auf einer festen Oberfläche, wenn der Kontaktwinkel $\theta < 90^\circ$ beträgt, oder $\gamma_{SV} > \gamma_{SL}$ ist [20, 114].

Der Kontaktwinkel einer reinen Aluminiumschmelze auf Siliziumkarbid liegt bis etwa 973 K konstant bei 130° . Erst bei Überschreiten von 1013 K sinkt der Kontaktwinkel unter 90° und nimmt bei 1073 K etwa 50° an [18]. Treibender Faktor für das schlechte Benetzungsverhalten einer Aluminiumschmelze auf SiC, ist die im Vergleich zu anderen Metallschmelzen relativ hohe Oberflächenspannung von 850 dyn/cm [8].

Adhäsionsarbeit

Um die potentiellen Bindungskräfte zwischen Metal und Keramik zu beschreiben, wird in der Praxis häufig die Adhäsionsarbeit (W_a) genutzt, die wie folgt definiert ist [82]:

$$W_a = \gamma_{SV} + \gamma_{LV} - \gamma_{SL}. \quad (2-14)$$

Sie charakterisiert die thermodynamische Stabilität von Grenzflächen zwischen unterschiedlichen Materialien. Wenn die Adhäsion der flüssigen Moleküle auf der festen Oberfläche größer ist als die Kohäsion, besteht eine gute Benetzung [116]. Die Bedingung für die spontane Benetzung ist gegeben, wenn die Adhäsionsarbeit das Zweifache der Oberflächenspannung des Fluids entspricht. Nach Gleichung (2-14) ist ersichtlich, dass die

Adhäsion zwischen der flüssigen und der festen Phase, also die Bindungskraft, umso größer ist, je kleiner die Oberflächenspannung zwischen ihnen ist [82].

Da der Kontaktwinkel zusammen mit γ_{LV} direkt die Adhäsionsarbeit beeinflusst, kann θ nach der Young–Dupré Gleichung als ein festigkeitsbezogener Faktor betrachtet werden [114]:

$$W_a = \gamma_{LV} (1 + \cos\theta). \quad (2-15)$$

2.5.1. Mechanische Barriere Al-Oxidschicht

Aluminium weist eine hohe Sauerstoffaffinität auf, sodass die flüssige Schmelze an Luft innerhalb kürzester Zeit eine Aluminiumoxid (Al_2O_3)-Schicht an der Oberfläche ausbildet. Werden die Partikel über die Oberfläche der Aluminiumschmelze zugeführt, kann sich daher ein Oxidfilm um die Partikel legen, bevor sie in die Schmelze eingearbeitet werden. Dieser wirkt wie eine Art Hülle und verhindert die Ausbildung einer direkten Aluminiummatrix-Partikel-Grenzfläche, was Diffusions- und Grenzflächenreaktionen verhindert. Weiterhin treten die Partikel während der Zuführung vermehrt in Massen auf die Schmelzoberfläche auf, wobei sie, von der Oxidhülle eingeschlossen, als eingekapseltes Agglomerat in die Schmelze eintreten (Abbildung 2-9) Die Grenzflächenverbundfestigkeit wird dadurch verschlechtert und somit die mechanischen Eigenschaften des gesamten AMC_P [8, 19, 20, 36, 117].

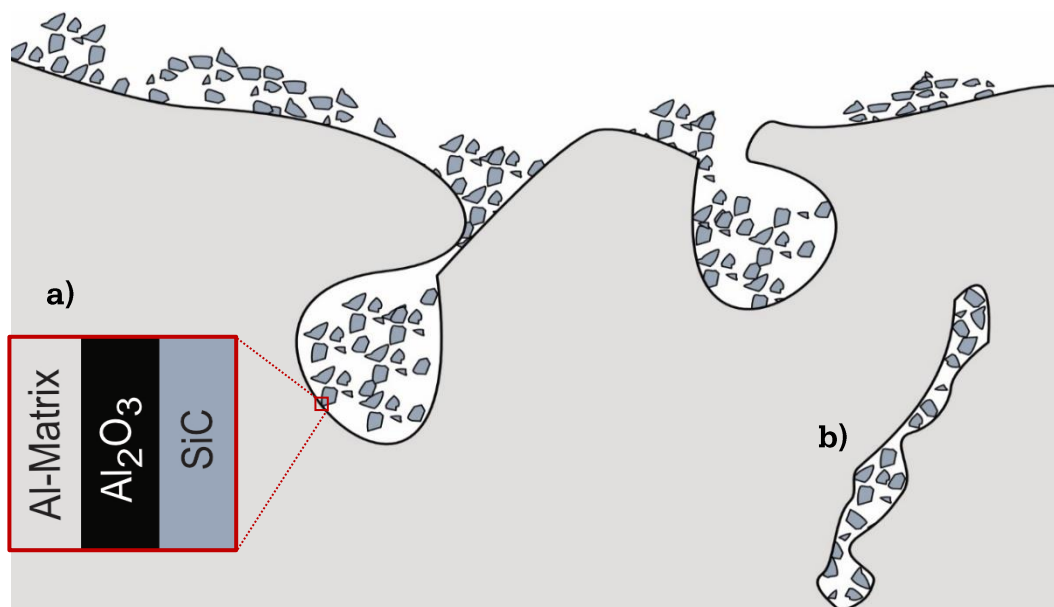


Abbildung 2-9: a) Al_2O_3 Sperrschicht zwischen der Al-Matrix und den SiC_P , b) Einarbeitung von Agglomeraten in die Matrix, in Folge der Al_2O_3 -Schicht an der Schmelzbadoberfläche

2.5.2. Nichtreaktive und reaktive Systeme

In Abhängigkeit der chemischen Stabilität respektive der Reaktivität der festen Verstärkungsphase innerhalb der flüssigen Matrix, wird die Benetzbarkeit in zwei unterschiedliche Formen eingeteilt; die nichtreaktiven und die reaktiven MMC-Systeme.

Nichtreaktive Systeme

Die Benetzungscharakteristik innerhalb nichtreaktiver Systeme ist durch eine Änderung des Kontaktwinkels innerhalb eines engen Temperaturbereiches bei extrem schneller Benetzungskinetik gekennzeichnet. Durch den Kontakt mit der flüssigen Matrix wird die Beschaffenheit der festen Verstärkungsphase nicht verändert. Der Benetzungsgrad stellt hierbei nur das Ergebnis der Herstellung des chemischen Gleichgewichts dar, das in den Bindungen durch die gegenseitige Sättigung der freien Valenzen der in Kontakt stehenden Oberflächen erreicht wird [82].

Reaktive Systeme

Die meisten Metall-Matrix-Verbundwerkstoffsysteme befinden sich nicht im thermodynamischen Gleichgewicht, weshalb ein chemisches Potential an der Grenzfläche besteht. Während des Kontaktes der festen Verstärkungsphase mit der flüssigen Matrix treten Phänomene wie Diffusion, Adsorption, Verdampfung oder chemische Reaktionen einzeln oder parallel auf, was zur Bildung neuer kohärenter bzw. teilkohärenter Phasen an der PM_{GA} führt (Abbildung 2-10). Die Bildung dieser intermetallischen Phase(n) aus Matrix und Verstärkungsphase fördert die Einbettung der Verstärkungsphase in die Matrix und somit die Grenzflächenverbundfestigkeit.

Bis zum Erreichen des Gleichgewichtszustand setzen sich diese Phänomene fort, was zur Folge hat, dass Kontaktwinkeländerungen innerhalb reaktiver Systeme stark temperatur- und zeitabhängig sind. In Tabelle 2-3 sind verschiedene Grenzflächenreaktionsprodukte, einiger wichtiger MMCs genannt.

Tabelle 2-3: Grenzflächenreaktionsprodukte einiger wichtiger MMCs [107]

Verstärkungsphase	Matrix	Reaktionsprodukt(e)
SiC	Al-Leg.	Al ₄ C ₃
	Ti-Leg.	TiC, Ti ₅ Si ₃
Al ₂ O ₃	Mg-Leg.	MgO, MgAl ₂ O ₄
	Al-Leg.	-
ZrO ₂	Al-Leg.	ZrAl ₃

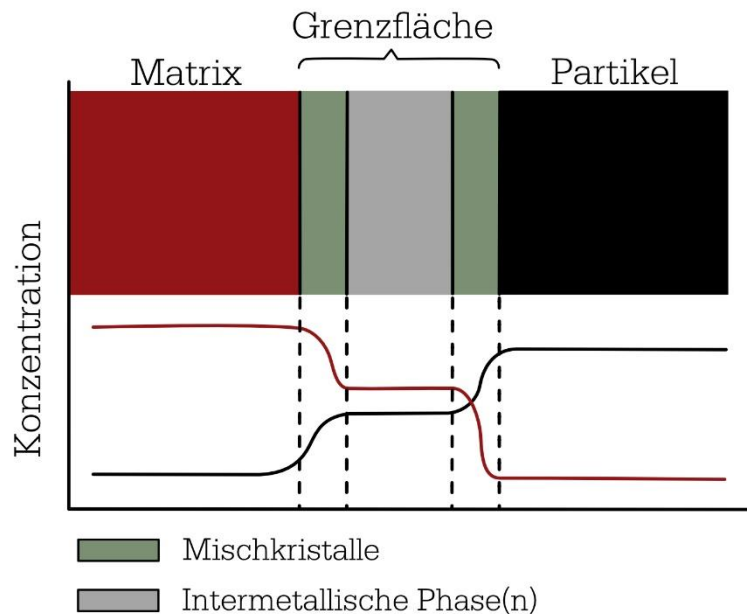


Abbildung 2-10: Grenzflächenzone eines partikelverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffes, mit Bildung von Mischkristallen und intermetallischen Phasen, nach [107]

Die Gleichungen (2-16) und (2-17) beschreiben die Dicke der Reaktionszone in Abhängigkeit der Zeit t und der Temperatur T in Kelvin:

$$x^2 \sim Dt, \quad (2-16)$$

$$D = A \frac{-\Delta Q}{kT}. \quad (2-17)$$

wobei A eine Konstante, ΔQ die Aktivierungsenergie für den phasenanteilbestimmenden Prozess und k die Boltzmann's Konstante ist [107].

Partikel können daher nicht benetzt erscheinen, wenn die Verarbeitungszeit sehr kurz ist. Mit zunehmender Zeit werden diese Partikel dann jedoch durch eine Reduktionsreaktion benetzt [19, 82, 110, 111].

Zusammenfassend kann die Benetzung in zwei unterschiedliche Fälle unterteilt werden: (i) das System befindet sich im Gleichgewichtszustand, oder (ii) das System befindet sich in einem thermodynamischen Ungleichgewichtszustand.

Für (i) kann der Kontaktwinkel auf Basis der statischen Grenzflächenspannungen durch Gleichung (2-13) berechnet werden. Innerhalb von Systemen im Ungleichgewicht, wie z.B. im Falle eines mit SiC_P verstärkten AMC_P , findet jedoch ein Stoffaustausch an der Grenzfläche statt, was zu der oben genannten Bildung einer intermetallischen Phase respektive zu der reaktiven Benetzung führt.

Der Kontaktwinkel (θ) einer flüssigen Matrix auf einer Verstärkungsphase kann durch folgende Maßnahmen verringert werden [19, 82, 110]:

- Vergrößern der Oberflächenenergie des Festkörpers (γ_{SV}),
- Verringern der Grenzflächenenergie (γ_{SL}),
- Verringern der Oberflächenspannung der Flüssigkeit (γ_{LV}).

2.5.3. Aluminiumkarbid

Siliziumkarbid ist in siliziumfreien Aluminium-Matrixschmelzen thermodynamisch instabil [12] und reagiert ab dem Schmelzpunkt bis zu Temperaturen von 1620K nach folgender Gleichung zu Aluminiumkarbid (Al_4C_3) [41, 42, 112, 118]:

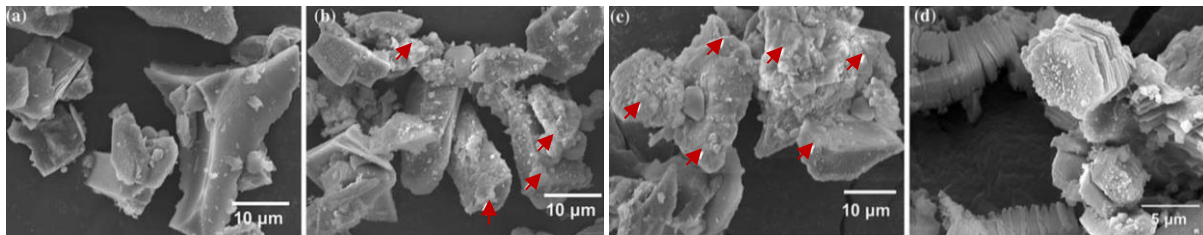
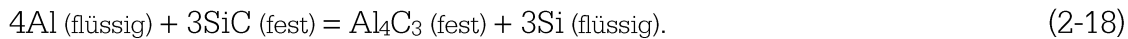


Abbildung 2-11: REM Aufnahmen der Topographie von SiC-Partikeln mit der Al_4C_3 -Phase, die aus einem AMC_P gewonnen wurden; a) ohne Wärmebehandlung, nach jeweils 2h Wärmebehandlung b) $710^\circ C$, c) $740^\circ C$ und d) $800^\circ C$, nach [119]

Die Bildung der intermetallischen Phase Al_4C_3 fördert die Benetzung in Folge der Reduktionsreaktion (2-18) deutlich [30]. Allerdings sollte die Entstehung der Al_4C_3 Phase unterbunden werden, da die nadtige und spröde Phase sowohl die Korrosions- als auch die mechanischen Eigenschaften eines AMC s verschlechtert [27–29, 31, 45]. Es reagiert mit Wasser oder feuchter Luft und bildet dabei Aluminiumhydroxid ($Al(OH)_3$) aus. Die Reaktion zu $Al(OH)_3$ geht mit einer Volumenvergrößerung einher, die eine Verformung der umgebenden Grenzfläche bewirkt und somit den Verbund zwischen Matrix und Verstärkung zerstören kann [28, 118]. Die Bildung der Al_4C_3 -Phase ist im wesentlichen von der Schmelztemperatur und der Behandlungsdauer abhängig. Eine Reduzierung der Schmelztemperatur verschlechtert die Einbettung der Partikel und erhöht die Porosität durch eine erhöhte Viskosität. Wird die Behandlungsdauer verkürzt, wird auch der Einbettungsvorgang verkürzt, was zu einer unvollständigen Benetzung führen kann. Allein die Anpassung der Schmelztemperatur bzw. der Behandlungsdauer sind daher keine erfolgsversprechenden Methoden, um die Al_4C_3 -Bildung zu unterbinden.

Es lassen sich drei Methoden zusammenfassen, um die Bildung von Al_4C_3 in Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen mit SiC-Verstärkung zu vermeiden:

- Anpassung des Siliziumgehalts der Matrix,
- Metallische Beschichtung der Verstärkungsphase und
- Passive Oxidation der Verstärkungsphase.

Aus Gleichung (2-18) ist ersichtlich, dass durch die Reaktion Silizium in die Matrix freigesetzt wird. Enthält die Aluminiummatrix bereits einen bestimmten Anteil an Silizium, kann daher die Reaktion nach Gleichung (2-18) unterbunden werden [12, 44]. Der dafür notwendige Anteil an Silizium ist in Abbildung 2-12 in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt.

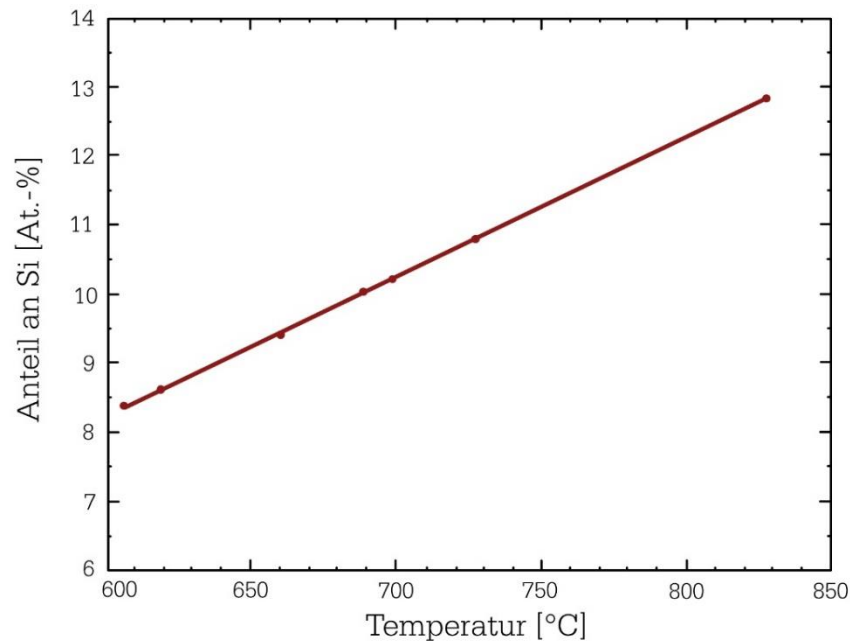


Abbildung 2-12: Anteil an Si, der bei einer bestimmten Temperatur notwendig ist, um in einem AlSi-SiC System die Bildung von Al_4C_3 zu unterbinden, nach [12]

Die metallische Beschichtung und die passive Oxidation der Verstärkungsphase unterbinden den direkten Kontakt der Matrixschmelze mit der Verstärkungsphase und wirken daher wie eine Diffusionsbarriere. Die Bildung der spröden Al_4C_3 -Phase kann somit für eine gewisse Dauer unterbunden werden. Im folgenden Kapitel werden beide Methoden näher erläutert.

2.6. Benetzungssteigernde Maßnahmen

Das folgende Kapitel soll einen Überblick über die Maßnahmen vermitteln, die eine Verbesserung der Benetzbarkeit der Verstärkungsphase durch die Matrixschmelze ermöglichen. Dazu zählen die folgenden Maßnahmen [66, 82, 88]:

- Metallische Beschichtungen der Verstärkungsphase,
- Zugabe von Legierungselementen,
- Passive Oxidation der Verstärkungsphase,
- Anwendung von Ultraschall,
- Erhöhter Festphasenanteil der Matrixschmelze.

Die verschiedenen Maßnahmen beeinflussen die in Kapitel 2.5.2 genannten γ_{SV} , γ_{SL} oder γ_{LV} auf unterschiedliche Art und Weise und werden folgend näher erläutert.

2.6.1. Metallische Beschichtung der Verstärkungsphase

Zur Vergrößerung der Grenzflächenenergie der Verstärkungsphase (γ_{SV}) kann das Aufbringen einer metallischen Schicht auf die Verstärkung angewendet werden. Da flüssige Metalle in fast allen Fällen feste Metalle benetzen, wird die Benetzbarkeit durch die Matrixschmelze unmittelbar verbessert. Zusätzlich wird der Kontaktwinkel, aufgrund gegenseitiger Löslichkeit unter Bildung von intermetallischen Verbindungen, weiter verringert [19, 82].

Für Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe mit SiC_P Verstärkung werden Silber, Kupfer, Chrom und Nickel Beschichtungen eingesetzt [19, 82, 120, 121]. Nickel und Kupfer werden am häufigsten mit Hilfe einer stromlosen Abscheidungsbeschichtung für SiC_P in AMC_P eingesetzt [88]. Das Aluminium reagiert stark mit dem Nickel unter der Bildung stabiler intermetallischer Phasen, wie NiAl_3 , weshalb diese Methode eine exzellente Verbesserung der Benetzbarkeit darstellt [19, 82, 122, 123]. Es wird jedoch davon berichtet, dass diese Verbindungen versprödetend wirken und daher einen negativen Effekt auf die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes aufweisen. Silber würde aufgrund der hohen Löslichkeit in Aluminium für eine gute Benetzung sorgen, ohne dass dabei spröde Phasen ausgebildet werden [82]. Die metallischen Beschichtungen müssen durch kostenaufwendige und komplexe Prozesse im Rahmen einer Vorbehandlung auf die Partikel aufgebracht werden. Dazu gehören die chemische Gasphasenabscheidung (CVD), diverse Formen der Plasmagasphasenabscheidung (PVD), Elektropolieren, Zementieren, Plasmaspritzen, Kugelmühlen oder Sol-Gel-Verfahren. Die geringe Korngröße der Verstärkungspartikel erschwert dabei zusätzlich die Handhabung der Schüttgüter innerhalb dieser komplexen und z.T. sehr kostenaufwendigen Prozesse [5, 19, 120]. Der direkte Kontakt zwischen Matrix und Verstärkungsphase wird für eine bestimmte Zeit, in Abhängigkeit der Temperatur der Matrixschmelze, durch eine metallische Beschichtung unterbunden. Für SiC-AMCs wird daher die Bildung der spröden Al_4C_3 Phase so lange gestoppt, bis die Beschichtung vollständig reagiert hat bzw. aufgebraucht wurde [44].

2.6.2. Zugabe von Legierungselementen

Die Zugabe eines Legierungselementes zu der flüssigen Metall-Matrix ist eine benetzungssteigernde Methode mit verhältnismäßig geringem Aufwand und wird daher häufig eingesetzt [19, 82, 124]. Durch die zugefügten Legierungselemente wird die Benetzung durch die folgenden drei Mechanismen verbessert [8, 82]:

- Verringerung der Oberflächenspannung der flüssigen Matrix γ_{LV} ,
- Verringerung der Grenzflächenenergie fest/flüssig γ_{SL} ,

- Einleitung einer Reduktionsreaktion (reaktive Benetzung).

Das Element Magnesium weist besonders als Legierungselement für Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe, neben Elementen wie Calcium, Silizium, Zinn, Lithium, Cer, Titan, Blei, Zink, Zirkonium und Kupfer, den größten Einfluss auf und ist für die meisten Verstärkungswerkstoffe geeignet [19, 82, 124, 125]. Innerhalb des ersten Gewichtsprozentes (wt.-%) ist der Einfluss von Magnesium auf die Oberflächenspannung der Aluminiummatrix am größten. Dabei reduziert es die Oberflächenspannung von 760 Nm^{-1} auf 660 Nm^{-1} . Eine weitere Erhöhung des Magnesiumgehalts führt nur zu einer marginalen weiteren Verringerung der Oberflächenspannung (Abbildung 2-13) [19, 66, 126]. Höhere Magnesiumgehalte als 1 wt.-% könnten jedoch auch zu einer Agglomeratbildung der Partikelverstärkung führen [126].

Die besonders hohe Sauerstoffaffinität des Magnesiums sorgt dafür, dass es mit Gasanhaftungen auf der Oberfläche der Verstärkungsphase und mit der bei AMCs wichtigen Al_2O_3 -Schicht reagiert und diese folglich verjüngt [19, 46]. Folgende chemische Reaktionen können dabei auftreten [12, 47]:



Die Gleichungen (2-19) bis (2-21) zeigen, dass im Falle einer magnesiumhaltigen Aluminiummatrix, Magnesiumoxid (MgO) und Magnesiumspinell (MgAl_2O_4), sowohl an der Schmelzbadoberfläche als auch auf der Partikeloberfläche (Kapitel 2.5.1), entstehen können. In Al_2O_3 verstärkten, magnesiumhaltigen Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen sei die Verstärkungsphase nur bei relativ geringen Mg-Gehalt stabil (<0,19 wt.-%). Darüber hinaus reagiert die Al_2O_3 -Verstärkung mit dem in der Matrix gelösten Magnesium [127]. Aufgrund dieser Reduktionsreaktionen verbessert die Magnesiumzugabe die Benetzung der Partikel zusätzlich zu der geringeren Oberflächenspannung, sowie die Grenzflächenverbundfestigkeit.

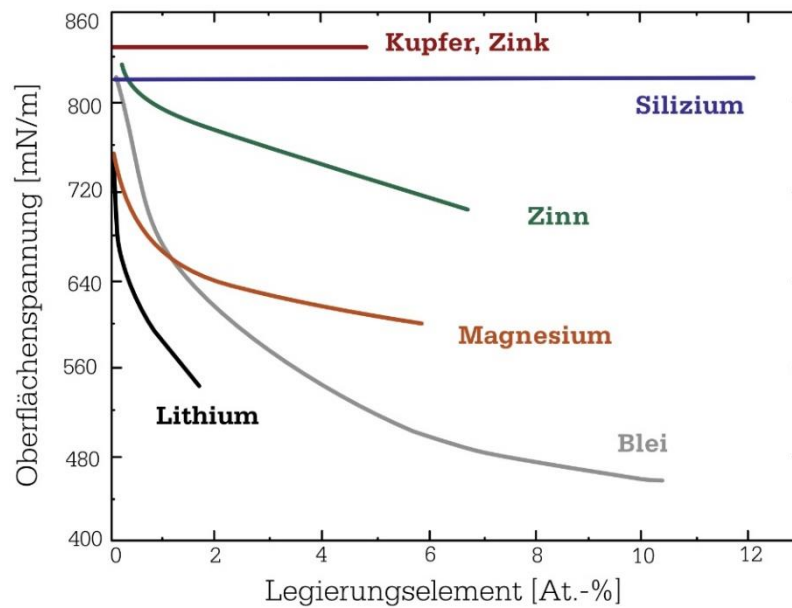
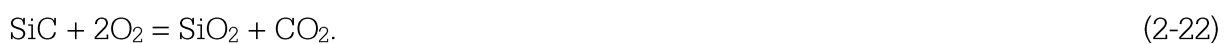


Abbildung 2-13: Einfluss von Legierungselementen auf die Oberflächenspannung einer Aluminiumlegierung zwischen 700 bis 740 °C, nach [82]

2.6.3. Passive Oxidation der Verstärkungsphase

Obwohl Siliziumkarbid aufgrund seiner chemischen Trägheit auch in Hochtemperaturanwendungen Einsatz findet [103, 105], reagiert es bei ausreichend hoher Temperatur an Luft mit dem Sauerstoff. Bei Temperaturen zwischen 800 bis 900 °C beginnt die Reaktion, wobei sich die Reaktionskinematik mit zunehmender Temperatur deutlich beschleunigt, siehe Abbildung 2-14-a. Folgender Reaktionsgleichung unterliegt die Reaktion von SiC mit Sauerstoff an Luft [19, 128–131]:



Die gezielte Wärmebehandlung der SiC-Partikel zur Ausbildung einer Siliziumdioxid (SiO₂)-Schicht auf der Partikeloberfläche, wird als passive Oxidation bezeichnet und als Vorbehandlung der Partikelverstärkung durchgeführt [43, 131]. Dabei werden für die passive Oxidation von SiC-Partikeln häufig Temperaturen zwischen 1000 bis 1400 °C verwendet [42, 43, 131]. Es entsteht eine Schutzbarriere aus SiO₂ um die Partikel herum, die den direkten Kontakt des SiC mit der Matrix unterbindet (Abbildung 2-14-b). Zwischen der Verstärkungsphase sowie der SiO₂-Schicht besteht eine feste Bindung [113]. Im Gegensatz zu einer Schmelzeoxidschicht, stellt die SiO₂-Schicht auf der SiC-Oberfläche keine Barriere für die Benetzung dar [19]. Eine neue Doppelgrenzfläche zwischen SiC und SiO₂, sowie zwischen SiO₂ und Aluminium-Matrix entsteht. Die Reaktivität auf Seiten der SiC-SiO₂-Grenzfläche ist weitestgehend unterbunden, da eine chemische Reaktion erst ab Temperaturen oberhalb von 2000 K zu beobachten ist [132].

Auf Seiten der SiO₂-Aluminium-Matrix-Grenzfläche nimmt die Sauerstoffaffinität von Aluminium eine wichtige Funktion ein.

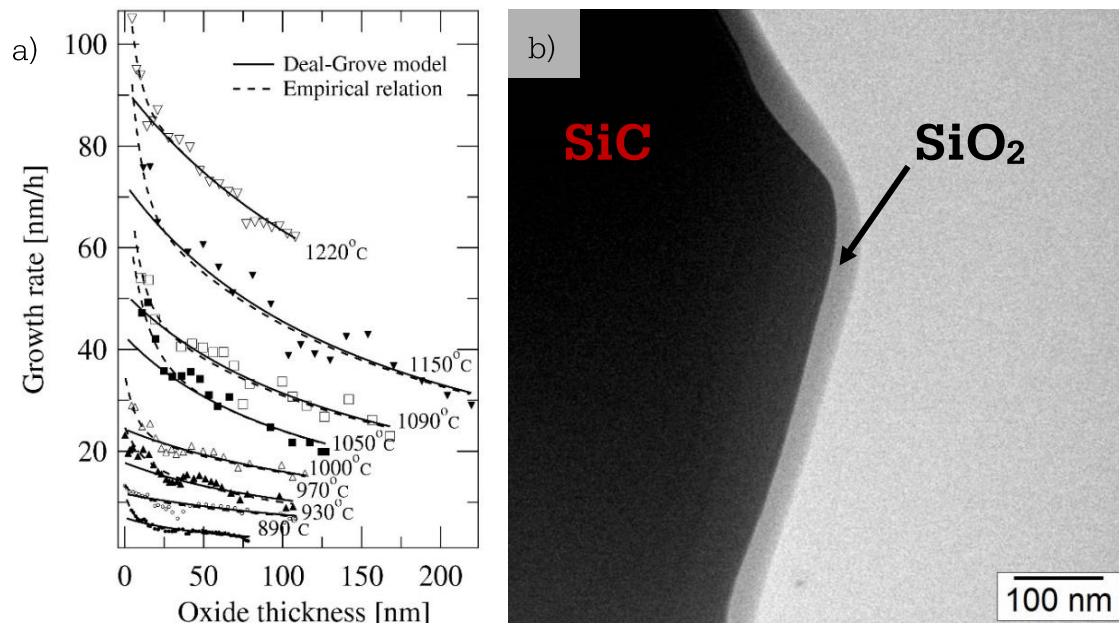
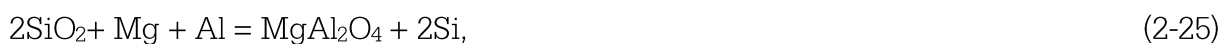


Abbildung 2-14: a) SiO₂-Schichtdicke in Abhängigkeit der Oxidationsrate bei verschiedenen Temperaturen [131], b) TEM-Aufnahme einer SiO₂-Schicht auf einem SiC-Partikel nach passiver Oxidation

Die SiO₂-Schicht reagiert mit dem flüssigen Aluminium nach folgender Reaktionsgleichung [113, 127, 133]:



Aus Gleichung (2-23) ist ersichtlich, dass die Wärmebehandlung der Verstärkungsphase die Benetzung verbessert, indem eine Reduktionsreaktion respektive Bildung einer intermetallischen Phase aus Aluminium-Matrix und Verstärkungsphase evoziert wird. Für Magnesiumhaltige Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe ist die Bildung von MgO bzw. MgAl₂O₄ dominanter, da Magnesium eine höhere Sauerstoffaffinität als Aluminium besitzt. Folgende Reaktionen werden dabei beobachtet [113, 127, 133, 134]:



Nach den chemischen Reaktionen (2-24) bis (2-26) fördert die SiO₂-Schicht somit die reaktive Benetzung in magnesiumhaltigen AMCs und verbessert die Grenzflächenverbundfestigkeit [19, 42, 43, 96, 112, 130].

Die SiO₂-Schicht verhindert einen direkten Kontakt zwischen der Matrix und der Verstärkungsphase, wodurch die Bildung der Al₄C₃-Phase zumindest für eine gewisse Zeit unterbunden wird [19, 43, 112]. Bei einer 100 nm dicken SiO₂-Schicht wird von einer Schutzwirkung für 1 Stunde bei 1173 K berichtet [42].

2.6.4. Anwendung von Ultraschall

Die Benetzungssteigernden Maßnahmen aus 2.6.1 bis 2.6.3 konzentrieren sich auf die Modifikation der Verstärkungsphase oder der Matrix, um die Grenzflächenenergien positiv zu beeinflussen. Die Anwendung von Ultraschall bzw. Vibration mit dem Ziel der Überwindung der Benetzung beruht stattdessen auf dem Einwirken einer externen Kraft auf die fest/flüssig Grenzfläche γ_{LV} , wie folgend beschrieben wird.

Die Ultraschallbehandlung ist eine häufig angewandte Methode, um metallische Schmelzen metallurgisch zu beeinflussen. In Abhängigkeit der Temperatur ermöglicht die Ultraschallbehandlung eine Kornfeinung des Gefüges, die Homogenisierung bzw. Durchmischung und eine Verringerung des Gas- bzw. Wasserstoffgehaltes. Für den Effekt der Kornfeinung wird zwischen den Mechanismen heterogene Keimbildung sowie Dendritenfragmentierung unterschieden [135–139]. Verantwortlich dafür ist die sogenannte akustische Kavitation, die sich in Folge von Druckschwankungen innerhalb der Schmelze entwickelt.

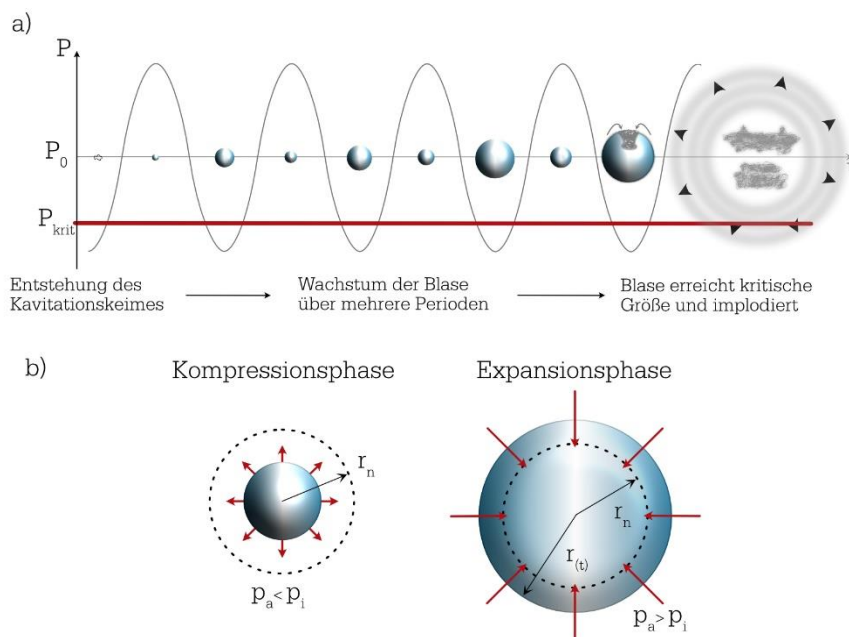


Abbildung 2-15: a) Entwicklungszyklus der Kavitationsgasblasen, b) gleichgerichtete Diffusion während der Wachstumsphase der Blasen, nach [140]

Die akustische Kavitation kann als Entstehung, Wachstum und Kollaps von gas- und dampfgefüllten Blasen innerhalb der metallischen Schmelze definiert werden, die mikroskopisch klein sind [141], siehe Abbildung 2-15-a. Bei einer Frequenz von 20 kHz wird der Ultraschall in eine Schmelze eingeleitet und somit die Blasen innerhalb der Schmelze harmonisch abwechselnd mit Druck bzw. Zug angeregt. Während der Kompressionsphase verringert sich der Radius und gleichermaßen die Oberfläche der Blasen unter den Normalradius r_n . Umgekehrt vergrößert sich die Blasenoberfläche während der Expansionsphase (Abbildung 2-15-b). Der Massefluss ist proportional zur Blasenoberfläche, weshalb

innerhalb einer Schwingungsperiode ein in die Blase hinein gerichteter Netto-Massefluss besteht. Dieser Mechanismus wird als gleichgerichtete Diffusion bezeichnet [140]. Wenn die Amplitude des akustischen Drucks einen bestimmten Schwellwert überschreitet, für Aluminium etwa 0,7 MPa, wird die akustische Kavitation eingeleitet [135]. Gasanhaftungen an der Verstärkungsphase oder an Verunreinigungen innerhalb von Rissen, Kerben oder Kratern wirken dabei als heterogene Keimstelle für die Kavitation. Sowohl diese Gasanhaftungen als auch in der metallischen Matrixschmelze vorhandene Gasblasen senken die Kavitationsschwelle und erleichtern somit die Entstehung der akustischen Kavitation [136, 142].

Die benetzungssteigernde Wirkung einer Ultraschallbehandlung ist auf das Implodieren der Blasen zurückzuführen. Dabei entstehen sogenannte Hochgeschwindigkeits-Jets mit 300-1000 m/s und ein hydrodynamischer Druck im GPa-Bereich [135, 142, 143]. Des Weiteren beruhen die Homogenisierung/ Durchmischung der Verbundwerkstoffschmelze, die Kornfeinung und die Agglomeratzerteilung auf diesen Phänomenen. Neben der Benetzung wird daher die Partikelverteilung in Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen durch eine Ultraschallbehandlung verbessert [22, 87, 108, 142, 144, 145]. Die entgasende Wirkung einer Ultraschallbehandlung beruht darauf, dass sich aufgrund der gleichgerichteten Diffusion Gase, die innerhalb der Schmelze gelöst sind und Gasanhaftungen an der Oberfläche der Verstärkungsphase anhaften, konzentrieren, wachsen und nach und nach zur Oberfläche auftauchen bzw. darüber entweichen. Wenn die Blasen kollabieren, baut sich eine von der Ultraschallquelle abgewandte, sogenannte akustische Strömung auf, die eine signifikante Durchmischungswirkung entwickeln kann [88, 108, 135, 136]. Während der Vergrößerung des Blasenradius r_n wird die Temperatur der Blase-Schmelze-Grenzfläche unterkühlt, was zu einer Keimbildung an der Blasenoberfläche führt. Diese Keime werden von der akustischen Strömung innerhalb der Schmelze verteilt, was eine beträchtliche Erhöhung der Keimanzahl und damit eine kornfeinende Wirkung bewirkt [88, 136, 138]. Der zweite für die Kornfeinung verantwortliche Effekt ist die Dendritenfragmentierung. Während der Ultraschallbehandlung einer metallischen Schmelze im Temperaturbereich des Erstarrungsintervalls, bewirken die oben genannten Hochgeschwindigkeits-Jets und der hydrodynamische Druck ein Zerschneiden der Dendritenstrukturen. Die akustische Strömung verteilt diese Fragmente, wodurch die Anzahl an Erstarrungskeimen in der gesamten Schmelze ebenfalls erhöht wird [88, 138].

Die Einsatzmöglichkeit einer Ultraschallbehandlung zur Verbesserung der Benetzbarkeit der Verstärkung beschränkt sich auf schmelzmetallurgische Verfahren, die in Kapitel 3 näher erläutert werden. Aktuell stellt der Einsatz der Ultraschallbehandlung für die Serienproduktion noch eine Herausforderung dar [74, 136].

2.6.5. Erhöhter Festphasenanteil der Matrixschmelze

Für schmelzmetallurgische Verfahren zur Herstellung von MMCs kann der Festphasenanteil der Matrixschmelze während der Einarbeitung der Verstärkung erhöht werden, um die Benetzung zu beschleunigen [66, 74, 117, 146]. Hierbei steht wie in 2.6.4 die Erzeugung einer externen Kraft im Mittelpunkt, um die fest/ flüssig Grenzfläche γ_{LV} zu beeinflussen und somit die Benetzung zu überwinden.

Legierungen sind im Gegensatz zu reinen Metallschmelzen dadurch gekennzeichnet, dass sie keine einheitliche Erstarrungstemperatur, sondern einen Erstarrungsintervall aufweisen (Abbildung 2-16). Ausgenommen ist davon die eutektische Zusammensetzung. Die Differenz zwischen der Liquidus- und der Solidustemperatur ist abhängig von dem Legierungssystem. In AlSi-Legierungen besteht die maximale Löslichkeit der sekundären Si-Phase bei ~12,6 wt.-%, was das Eutektikum in dem binären Phasendiagramm darstellt. In hypoeutektischer Zusammensetzung scheidet sich das α -Aluminium und in hypereutektischer Zusammensetzung das β -Silizium zwischen der Liquidus- und der Solidustemperatur aus.

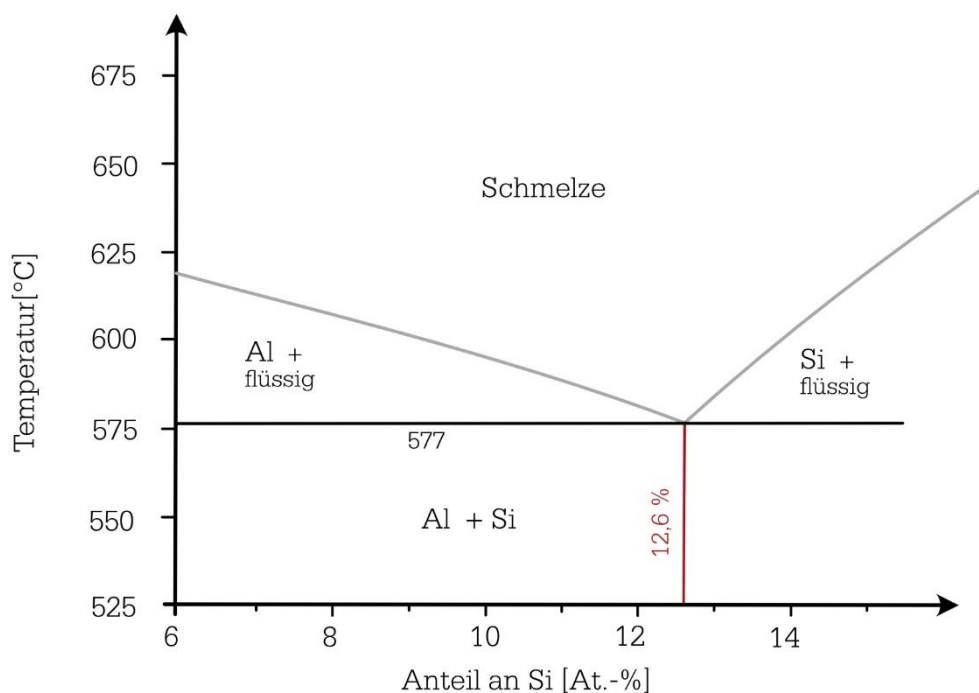


Abbildung 2-16: binäres Phasendiagramm mit Erstarrungsintervall für AlSi-Legierungen, nach [7]

Die ausgeschiedenen α - oder β -Teilchen kollidieren vermehrt mit der Verstärkung und erhöhen zudem die Scherspannung zwischen Matrix und Verstärkung, wodurch die Oberflächenspannung überwunden werden kann [66, 74, 117, 145, 146]. Weiterhin erfolgt eine bessere Verteilung der Partikel bzw. eine Zerteilung von Agglomeraten durch den erhöhten Festphasenanteil respektive durch die erhöhte Viskosität.

2.7. Fließvermögen

Monolithische Metallschmelzen verhalten sich nach Überschreiten der Liquidustemperatur strömungsmechanisch wie eine Flüssigkeit. Dies ist einer der charakteristischen Unterschiede zu der schmelzmetallurgischen Verarbeitung von Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen. Die Verstärkungswerkstoffe weisen zumeist eine deutlich höhere Schmelztemperatur als die Matrix auf (siehe Kapitel 2.2), weshalb nach Überschreiten der Matrix-Liquidustemperatur die Verstärkungsphase weiterhin im festen Zustand vorliegt. Dieses heterogene Gemisch aus Flüssigkeit und verteilten Festkörpern wird als Suspension bezeichnet, was eine grundlegende Erörterung in Bezug auf die gießtechnologischen Eigenschaften verlangt. Das folgende Kapitel befasst sich daher mit dem Fließvermögen von Suspensionen, was für die schmelzmetallurgische Verarbeitung von partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen von hoher Relevanz ist.

Eine Grundvoraussetzung, um qualitativ hochwertige Gussteile schmelzmetallurgisch zu fertigen, ist die Fähigkeit der Verbundwerkstoffsuspension die Gießform vollständig zu füllen und abzubilden, ohne vorher zu erstarren. Diese Eigenschaft wird durch die Fließigenschaften beschrieben, die wiederum durch das Formfüllungsvermögen und das Fließvermögen charakterisiert sind. Das Formfüllvermögen beschreibt die Fähigkeit zur Abbildung feiner Konturen des Formhohlraums, wobei das Fließvermögen determiniert, wie weit die Verbundwerkstoffsuspension im Formhohlraum fließen kann, bevor sie erstarrt. Das Fließvermögen wird zumeist mit Hilfe einer spiralförmigen Gießform ermittelt, indem die Auslauflänge bestimmt wird [12, 64, 147]. Die Fließlänge L_F kann für metallische Schmelzen nach folgender Gleichung prognostiziert werden [148]:

$$L_F = \frac{\rho_M d V}{2h(T-T_K)} (\Delta H + C_P \Delta T) \left(1 + \frac{K}{2}\right), \quad (2-27)$$

$$K = \left(\frac{h}{K_M}\right) \sqrt{\frac{\pi \alpha_K \Delta x}{v}}, \quad (2-28)$$

wobei C_P die spezifische Wärme der flüssigen Legierung ist, d die Dicke des Gussteils, ΔH die Schmelzwärme der Legierung, h der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Kokille und Metall, K_M die Wärmeleitfähigkeit der Kokille, T die Temperatur der Schmelze, T_K die Temperatur der Kokille, ΔT die Überhitzung, v die Fließgeschwindigkeit der Schmelze, Δx die Länge der Zone an der Spitze des fließenden Stroms, in der es zu einer Drosselung kommt, α_K die Temperaturleitfähigkeit der Kokille und ρ_M die Dichte des flüssigen Metalls.

Wendet man das Modell nach Flemings für partikelverstärkte Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe aus den Gleichungen (2-27) und (2-28) an, nimmt die Fließlänge L_F mit zunehmenden Partikelanteil ab, was qualitativ mit experimentellen Ergebnissen überein-

stimmt. Allerdings zeigen sich besonders bei höheren Partikelanteilen, dass die berechneten Werte für L_F viel höher ausfallen, als die experimentell ermittelten Fließlängen [13, 36].

Das Fließvermögen muss als technologischer Kennwert verstanden werden, der wiederum durch die werkstoffspezifische Stoffkonstante W und äußere, auf die Schmelze bzw. die Suspension wirkende Gegebenheiten G , gekennzeichnet ist [12, 13, 36, 147]. Die wesentlichen Einflussgrößen auf das Fließvermögen für metallische Schmelzen sind der Abbildung 2-17 zu entnehmen.

Neben den Einflussgrößen aus Abbildung 2-17 wird das Fließvermögen von Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen von den Eigenschaften der Verstärkung beeinflusst. Dazu gehören Größe, Form, Volumenanteil, Partikelsedimentation, Agglomeration und die Bildung intermetallischer Phasen [12, 13, 36]. Diese Eigenschaften finden in den Gleichungen (2-27) und (2-28) nach Flemings keine Berücksichtigung, weshalb die Vorhersage von L_F für MMCs damit ungenügend ausfällt.

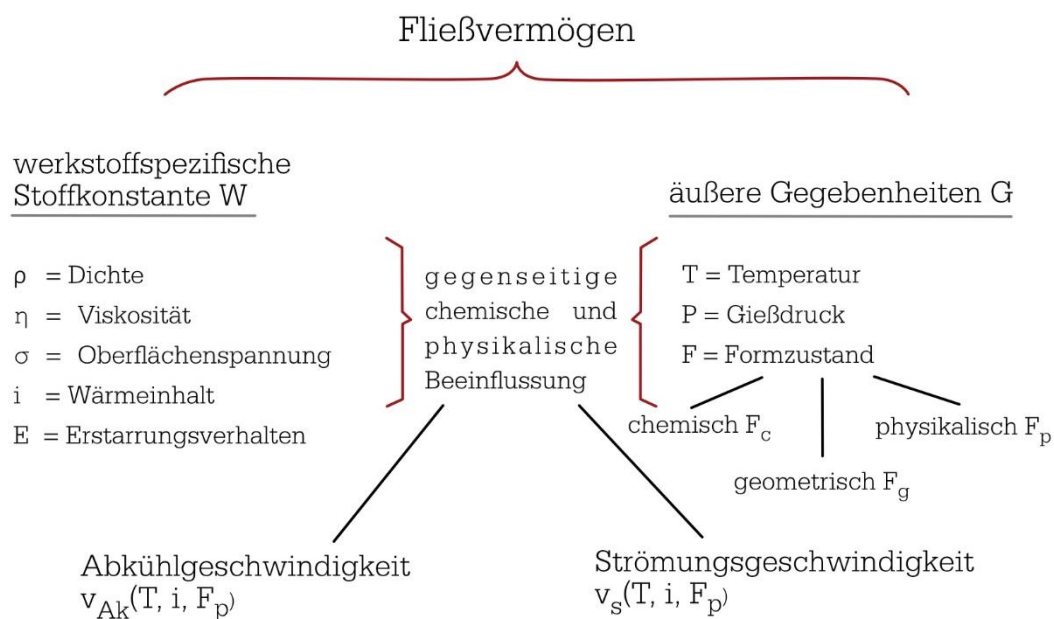


Abbildung 2-17: die Einflussgrößen des Fließvermögens von Metallschmelzen, nach [147]

In partikelverstärkten MMCs treten hydrodynamische Effekte durch Interaktionen zwischen der flüssigen und der festen Phase auf, sowie Kollisionen der Partikel, wodurch Agglomerate entstehen können. Diese Effekte werden für die schergeschwindigkeitsabhängige Viskosität von MMC-Schmelzen verantwortlich gemacht [34, 35]. Die Viskosität einer MMC-Schmelze ist ein wesentlicher Faktor, der das Fließvermögen beeinflusst, sich jedoch grundsätzlich von monolithischen Metallschmelzen unterscheidet. Im folgenden Kapitel werden daher die viskositätsbeeinflussenden Mechanismen von Suspensionen näher erläutert.

2.7.1. Die Viskosität von MMC-Schmelzen

Die dynamische Viskosität η von newtonschen Fluiden, wie Metallschmelzen, wird nach dem Zwei-Platten-Modell (Abbildung 2-18-a) durch einen linearen Zusammenhang der Schubspannung τ und der Schergeschwindigkeit $\dot{\gamma}$ beschrieben [149–151]:

$$\tau = \frac{F}{A}, \quad (2-29)$$

$$\dot{\gamma} = \frac{d_x}{d_y}, \quad (2-30)$$

$$\eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}}, \quad (2-31)$$

wobei F die Kraft, A die Fläche, v die Geschwindigkeit und d_x die Verschiebung eines Punktes in x -Richtung darstellen.

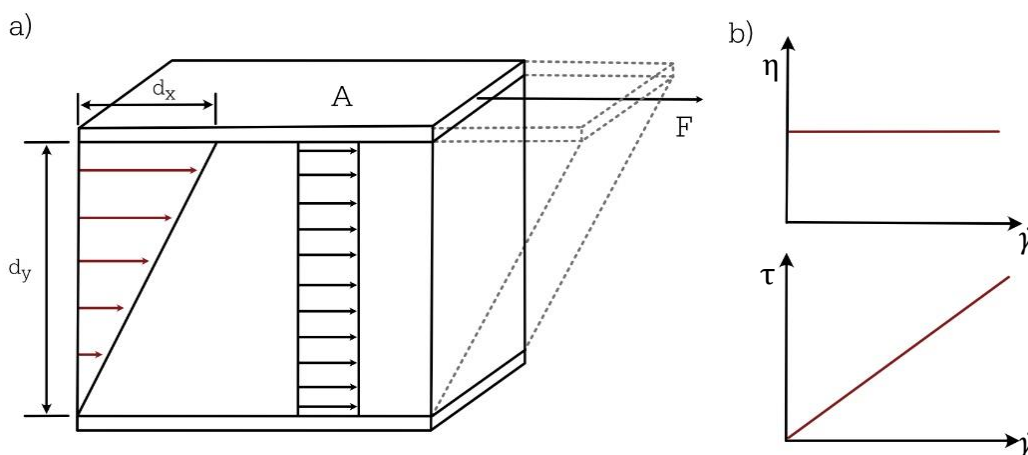


Abbildung 2-18: a) Veranschaulichung der linearen Viskosität nach dem Zwei-Platten-Modell, nach [151], b) Viskositätseigenschaften newtonsche Fluide, nach [151]

Newtonsche Fluide sind dadurch gekennzeichnet, dass ein linearer Zusammenhang zwischen Schergeschwindigkeit und Schubspannung, unabhängig von der Dauer der Scherung, besteht (Abbildung 2-18-b) [149].

Partikelverstärkte Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe sind hingegen durch thixotrope Eigenschaften gekennzeichnet und somit keine newtonschen Fluide. Die Viskosität steigt dabei mit zunehmendem Partikelanteil stark an [8, 12, 33–35, 152]. Aufgrund der thixotropen Eigenschaften sinkt die Viskosität einer MMC_P-Schmelze mit zunehmender Schergeschwindigkeit allerdings. Thixotrope Substanzen sind zumeist durch Strukturviskosität gekennzeichnet. Dies ist die Eigenschaft einer Flüssigkeit oder Suspension bei zunehmender Scherbeanspruchung eine abnehmende Viskosität auszubilden. Wird die Scherung verringert oder gänzlich unterbrochen, steigt die Viskosität wieder entsprechend. Abbildung 2-19 stellt in a) die typische Abhängigkeit der Viskosität von der Schergeschwindigkeit im zeitlichen Verlauf für strukturviskose Substanzen dar [149].

Die Viskosität einer unverstärkten Aluminiumlegierung beträgt etwa 1 mPa s [12, 153]. Von partikelverstärkten MMC-Schmelzen ist die Viskosität deutlich höher und abhängig von der Schergeschwindigkeit, wie in Abbildung 2-19 b) ersichtlich ist. Es wird davon berichtet, dass ein 30 Vol.-% SiC_p verstärkter Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoff bei hohen Schergeschwindigkeiten ab 100 bis 1000 s⁻¹ die Eigenschaften von newtonschen Fluiden aufweist [35].

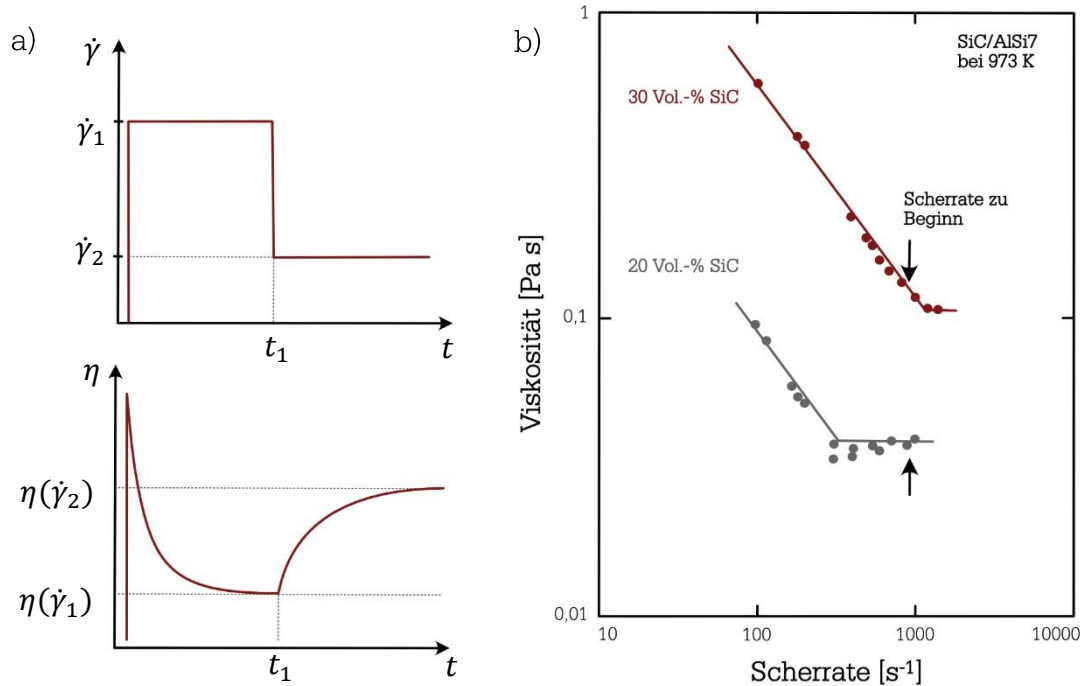


Abbildung 2-19: a) Verlauf der Viskosität einer strukturviskosen Substanz unter variabler Scherungsbeanspruchung, nach [149] und b) schergeschwindigkeitabhängige Viskosität von AMCs mit 20 und 30 Vol.-% SiC-Partikelverstärkung, nach [35]

Es existieren mehrere numerische Modelle, um die Viskosität von Suspensionen in Abhängigkeit von Partikelgehalt, -größe und -form zu berechnen. Für besonders dünnflüssige Suspensionen, mit einem Festphasenanteil $\varphi < 0.1$ bzw. newtonsche Substanzen, kann die Viskosität mit Hilfe der Einstein-Gleichung bestimmt werden [12, 13]:

$$\mu_V = \mu_M (1 + 2,5 \varphi^2 + 10,25 \varphi^3) \quad (2-32)$$

wobei μ_V die scheinbare Viskosität der Verbundwerkstoff-Schmelze, μ_M die Viskosität der Flüssigkeit ohne Feststoffanteile und φ der Volumenanteil der festen Phase darstellt. Bei hoher Schergeschwindigkeit kann die Viskosität einer Suspension daher mit Gleichung (2-32) bestimmt werden. Für niedrige Schergeschwindigkeit besteht jedoch eine erhebliche Diskrepanz zu den experimentell ermittelten Viskositätswerten von MMCs [12, 35]. Die Gleichung nach Lawrence führt einen Faktor ξ ein, der das Partikelaspektverhältnis berücksichtigt [13]:

$$\mu_V = \mu_M (1 + 2,5 \varphi) + \frac{33}{15\pi} \left[\frac{1}{\xi - 1} \right] \varphi. \quad (2-33)$$

Wang berücksichtigt neben φ und ξ zusätzlich den Partikeldurchmesser D_P bzw. die Partikelgröße [13]:

$$\mu_V = \mu_M \frac{\xi(-1+D_P)^{0,95}}{(0,01+37,35D_P)^{0,95}} \varphi. \quad (2-34)$$

Allerdings zeigen die berechneten Werte aus (2-33) und (2-34) ebenfalls eine deutliche Diskrepanz zu den wenigen veröffentlichten, experimentell bestimmten Viskositätswerten. Bemerkenswert ist, dass je höher der Partikelgehalt ist, desto größer fällt dabei die Diskrepanz aus. Für eine angenommene Viskosität der Matrixschmelze von 1 mPa s [153], einem Partikelgehalt um 30 Vol.% und einem Partikeldurchmesser von 20 μm ergeben sich je nach Modell Werte für die Viskosität im Bereich von 2 mPa s bis 5 mPa s. Die experimentell bestimmten Viskositätswerte liegen jedoch um Größenordnungen höher. Der Wertebereich, je nach Schergeschwindigkeit, reicht von 40 mPa s bis 300 mPa s [33, 154]. Für niedrige Schergeschwindigkeiten zwischen 1 s^{-1} bis 10 s^{-1} wurden sogar Werte oberhalb von 10.000 mPa s gemessen [12, 33].

Das rheologische Verhalten von MMC-Schmelzen ist bis dato nicht erschöpfend untersucht bzw. gänzlich verstanden. Die Viskosität, als Bestandteil der werkstoffspezifischen Stoffkonstante W , beeinflusst das Fließvermögen einer MMC-Schmelze. Weitere zu berücksichtigenden Einflussfaktoren auf das Fließvermögen einer MMC_P-Schmelzeweiden folgend beschrieben.

2.7.2. Fließvermögen – Einflussfaktoren für MMC

Das Kapitel 2.7 beschreibt die charakteristischen Unterschiede zwischen Metallschmelzen und MMC-Schmelzen in Bezug auf dessen Fließvermögen. Das folgende Kapitel soll einen Überblick der Einflussfaktoren auf das Fließvermögen von partikelverstärkten Metall-Matrix-Verbundwerkstoff Suspensionen schaffen.

Wie bereits berichtet, steigt die Viskosität mit zunehmenden Partikelanteil stark an. Mit zunehmender Konzentration müssen Effekte, wie hydrodynamische Wechselwirkungen, Partikelrotation, Kollisionen zwischen der Verstärkungsphase und Agglomeratbildung berücksichtigt werden [34]. Einige Untersuchungen zeigen, dass die Partikelgröße und damit auch die spezifische Partikeloberfläche einen exponentiellen Einfluss auf das Fließvermögen zeigen [13, 152, 155]. Mit abnehmenden Partikeldurchmesser erhöht sich die Gesamtoberfläche der Partikel. Der Widerstand gegen die Flüssigkeitsströmung steigt mit zunehmender Partikeloberfläche, was eine erhöhte Viskosität zur Folge hat [13, 156]. Da die Form der Verstärkung das Verhältnis von Oberfläche zu Volumen respektive die Grenzfläche beeinflusst, wirkt sie ebenfalls viskositätsbeeinflussend [13]. Veränderungen in der Partikelmorphologie beeinflussen zusätzlich die Art und Intensität der Wechselwirkung zwischen den Partikeln, sowie zwischen Partikeln und Matrixflüssigkeit. Partikel mit komplexer Geometrie, können durch ein kurzzeitiges Verhaken den Fließwiderstand

stark beeinträchtigen, während ideal runde Partikel einen vergleichsweise geringen Widerstand erzeugen [149].

Die Bildung von Partikelansammlungen sind eine grundsätzliche Herausforderung bei der Produktion von partikelverstärkten Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen. Sie stellen gegenüber der einzelnen Partikel eine vergrößerte und komplexere Morphologie dar, siehe Abbildung 2-20. Aufgrund von Van der Waals- und Kapillarkräften haften die Partikel aneinander [49]. Mit abnehmendem Partikeldurchmesser steigt die Wahrscheinlichkeit, dass die Partikel bereits als Schüttgut Agglomerate ausbilden. Zusätzlich können Agglomerate durch Partikelkollisionen innerhalb der MMC-Schmelze entstehen [13, 34]. Wird die MMC-Schmelze einer Scherbeanspruchung ausgesetzt, kann neben dem Agglomerationsprozess, auch eine Deagglomeration beobachtet werden [149]. Die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes durch Agglomeration werden in Kapitel 2.8 genannt. Die Viskosität der MMC-Schmelze wird ebenfalls durch sie beeinflusst, da die Agglomerate einen Anteil an eingeschlossener bzw. anhaftender Matrixschmelze beinhalten. Dieser Anteil der Matrixschmelze ist als immobil zu bewerten und kann nicht mehr dem Fluidgehalt der Matrix zugerechnet werden. Der effektive Partikelvolumenanteil ($VP_{effektiv}$) wird durch diesen Effekt vergrößert und somit die Viskosität der MMC-Schmelze [12, 35, 149].

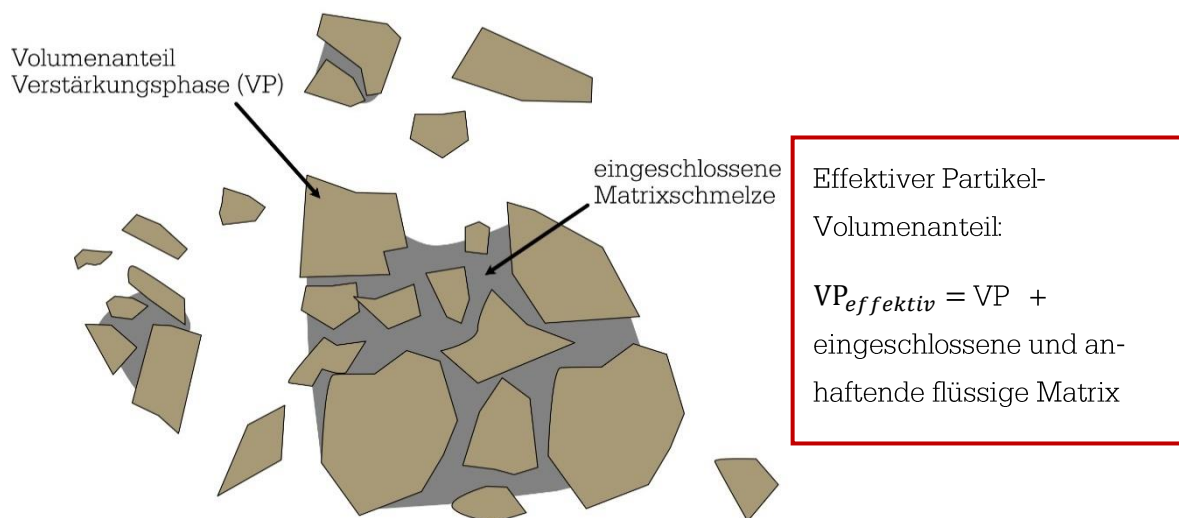


Abbildung 2-20: Definition des effektiven Partikelvolumenanteils bei Agglomeraten; Summe des realen Volumenanteils der Partikel und der eingeschlossenen oder anhaftenden (immobilisierten) flüssigen Phase, nach [149]

In Kapitel 2.5.2 wurde das thermodynamische Ungleichgewicht zwischen Matrix und Verstärkung beschrieben, was die Ausbildung einer Grenzflächenphase zur Folge haben kann. Die Ausbildung der Grenzflächenreaktionsprodukte ist dabei stark zeit- und temperaturabhängig. Sowohl die Morphologie, als auch der Volumenanteil der Verstärkung können durch die Ausbildung von Grenzflächenreaktionsprodukten modifiziert werden,

was ein abnehmendes Fließvermögen zur Folge hat, wie Abbildung 2-21 veranschaulicht [8, 12, 13, 19, 32, 34].

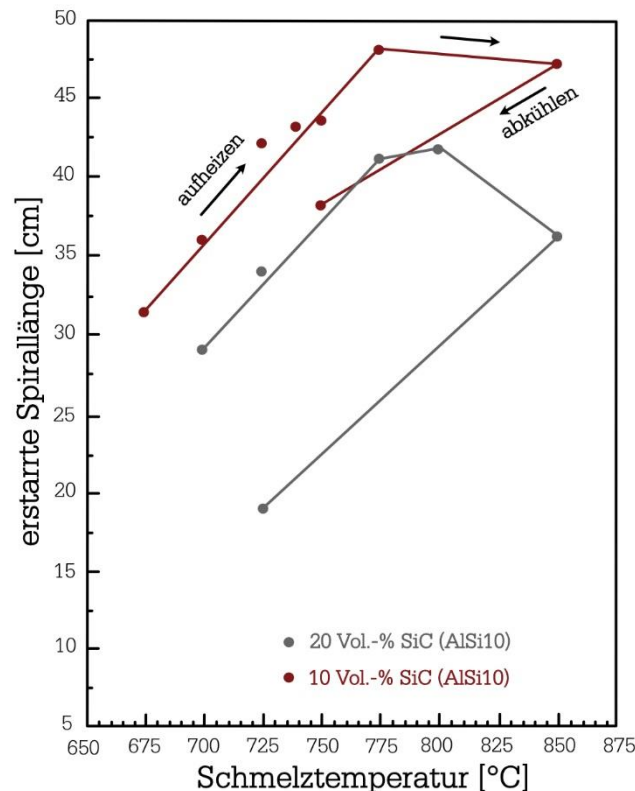


Abbildung 2-21: Einfluss von Grenzflächenreaktionsprodukten auf das Fließvermögen von Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen, nach [32]

2.8. Gefüge

Das Gefüge eines Metall-Matrix-Verbundwerkstoffes wird, wie bei metallischen Bauteilen, durch Faktoren, wie die chemische Zusammensetzung der Matrix (bzw. der Verstärkung), die Abkühlgeschwindigkeit, die Gießtemperatur und die Viskosität der Schmelze beeinflusst. Zusätzlich wirken noch Faktoren der Verstärkung wie Volumenanteil, Größe, Form, thermische Ausdehnung, Wärmeleitfähigkeit, Dichte und die Grenzflächenenergien auf die Mikrostruktur. Das Zusammenspiel dieser Faktoren mit den Prozessparametern ist ausschlaggebend für die Morphologie des Gefüges und somit für die Eigenschaften des MMC_p. Die Verteilung der Partikel ist neben dem genutzten Verfahren für die Einarbeitung der Verstärkung in die Matrix, auch von der Erstarrung des Gefüges abhängig, was im Kapitel 2.8.1 näher erläutert wird.

Eine der wesentlichen Herausforderungen bei der Verarbeitung von Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen ist die Vermeidung von Hohlräumen im Gefüge, die als Porosität zusammengefasst werden. Die mechanischen Eigenschaften eines partikelverstärkten Metall-Matrix-Verbundwerkstoffes werden sowohl von der Verteilung der Partikel, als auch von

der Porosität maßgeblich beeinflusst. Im Kapitel 2.8.2 werden daher charakteristische Erscheinungsformen und deren Ursache beschrieben.

Die Verstärkungspartikel interagieren mit der metallischen Matrix während der Verarbeitung und der Erstarrung. Nach dem Prinzip der heterogenen Keimbildung kann die Oberfläche der Verstärkungspartikel als Ausgangspunkt für die Keimbildung von primären und sekundären Phasen fungieren. Für die Keimbildung der Primärphase auf einem Partikel ist eine gewisse Unterkühlung der Partikeltemperatur im Vergleich zur Matrixtemperatur notwendig. Die Partikel erreichen jedoch nach dem Kontakt mit der Schmelze innerhalb kurzer Zeit ein thermisches Gleichgewicht mit der Matrixschmelze. Die Keimbildung der primären α -Al Phase kann daher auf den Verstärkungen SiC, Al_2O_3 - oder Graphit in den meisten Al-Legierungen nicht beobachtet werden. Für AlSi-Legierungen wurde die Keimbildung der primären Phase ausschließlich in hypereutektischer Zusammensetzung festgestellt [12, 21]. Die Verstärkungswerkstoffe SiC, Al_2O_3 oder Graphit bewirken in AlSi-Legierungen jedoch die Keimbildung der eutektischen Si-Teilchen, was zu einer Verfeinerung der Si-Teilchen in der Matrix führt [23, 24, 32].

Neben der heterogenen Keimbildung wird die Korngröße der Matrixlegierung weiterhin durch ein partikelgehindertes Kornwachstum und durch eine reduzierte Konvektion während der Erstarrung beeinflusst. Gussteile mit niedrigem Temperaturgradienten zeigen mit zunehmendem Partikelgehalt ein verfeinertes Gefüge in Folge des partikelgehinderten Kornwachstums. Für Gussteile mit hohem Temperaturgradienten verhält sich der partikelgehinderte Kornwachstumsmechanismus konträr [24].

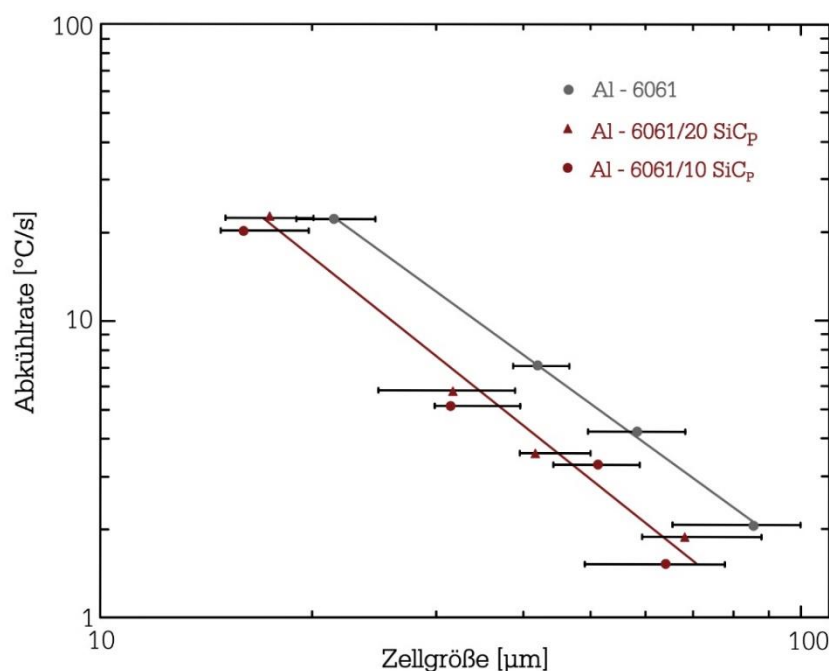


Abbildung 2-22: die Korngröße einer AlMg1SiCu-Matrix im Vergleich mit einem 10 und einem 20 % SiC-AMC_p, nach[23]

2.8.1. Partikelverteilung

Um das volle Potential eines partikelverstärkten MMC in Bezug auf Festigkeit, Zähigkeit oder Verschleißwiderstand auszuschöpfen, ist eine möglichst gleichmäßige Verteilung der Partikel erforderlich [2, 34, 74]. Die Partikelverteilung in einem MMC_P wird durch folgende unterschiedliche Prozessstadien beeinflusst [12]:

- i. Verteilung während der Einarbeitung in die flüssige Matrix,
- ii. Verteilung nach dem Einarbeiten in die flüssige Matrix, aber vor der Erstarrung, und
- iii. Verteilung nach der Erstarrung.

In Kapitel 3.2 wird der Einfluss des Verfahrens während der Einarbeitung der Partikel in die flüssige Metallmatrix (i) auf die Verteilung näher erläutert.

2.8.1.1. Partikelsedimentation

In Folge der unterschiedlichen Dichte zwischen Matrix und Verstärkungsphase entmischen sich die Partikel aufgrund der Schwerkraft in der flüssigen Matrix vor der Erstarrung (ii). Mit zunehmenden Partikelanteil und abnehmenden Partikeldurchmesser verringert sich die Sinkgeschwindigkeit der Partikel v_p [12]:

$$v_p = v_s (1 - V_p)^p, \quad (2-35)$$

wobei v_s die Stokes Geschwindigkeit, V_p den Volumenteil der Partikel, d_p den Partikeldurchmesser und d_A den mittleren Agglomeratdurchmesser darstellen. Die Konstante p wird in Abhängigkeit der Reynoldszahl für $Re < 0,2$ nach:

$$p = 4,65 + 19,5 \frac{d_p}{d_A}, \quad (2-36)$$

berechnet. Für $0,2 < Re < 1$ gilt:

$$p = \left(4,35 + 17 \frac{d_p}{d_A}\right) Re^{-0,03}. \quad (2-37)$$

Innerhalb des Erstarrungsintervalls der Matrixschmelze wird nur eine geringe bzw. keine schwerkraftbedingte Entmischung der Partikel beobachtet. Die festen Bestandteile der Matrixschmelze weisen die gleiche Dichte wie die flüssigen Bestandteile auf, weshalb sie weder absinken noch aufschwimmen. Die Partikel werden daher von den festen Bestandteilen der Matrix an ihrer Bewegung in Folge eines Dichteunterschieds gehindert [34].

2.8.1.2. Erstarrungsbedingte Partikelverteilung

Ein wesentlicher Faktor der die Verteilung der Partikel in MMCs beeinflusst, ist die Erstarrungsfront der Matrixlegierung (iii). Wie bereits oben beschrieben, erstarren die primären Phasen der Matrix meist nicht auf der Partikeloberfläche, bis auf einige übereutektische Legierungen. Sollte keine erstarrungsbedingte Keimbildung an der Oberfläche

der Partikel auftreten, werden die Partikel von der Kristallisationsfront abgestoßen und sedimentieren in die interdendritischen noch flüssigen Bereiche. Dieser Mechanismus wird als sogenanntes *particle pushing phenomea* bezeichnet und wird maßgeblich von der Erstarrungsgeschwindigkeit gesteuert [12, 21, 24, 34, 157, 158]. Daher ist es besonders für die schmelzmetallurgische Verarbeitung von partikelverstärkten MMCs wichtig, die für die Erstarrung relevanten Parameter wie Benetzung, Wandstärke der Formkavität, Schmelztemperatur, Gießtemperatur und Wärmekapazität zu kontrollieren. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit und feinerer dendritischer bzw. regelmäßig kugelförmigen Struktur, verringert sich das Quantum partikelverarmter Bereiche im Gefüge, wie in Abbildung 2-23 a) und b) in Abhängigkeit des sekundären Dendritenarmabstands (SDAS) ersichtlich ist [24, 49, 158]. Es existiert jedoch eine kritische Erstarrungsrate, unterhalb der sich der positive Einfluss abnehmender Abkühlgeschwindigkeit in das Gegenteil umkehrt. Bei sehr hohen Erstarrungsgeschwindigkeiten ist das Größenverhältnis zwischen Partikeldurchmesser und SDAS entscheidend. Die Partikel können nach unterschreiten des kritischen Größenverhältnisses nicht mehr in das feine Netz eindringen, weshalb sie sich konzentrieren und in Gruppierungen ansammeln, Abbildung 2-23 c) [158].

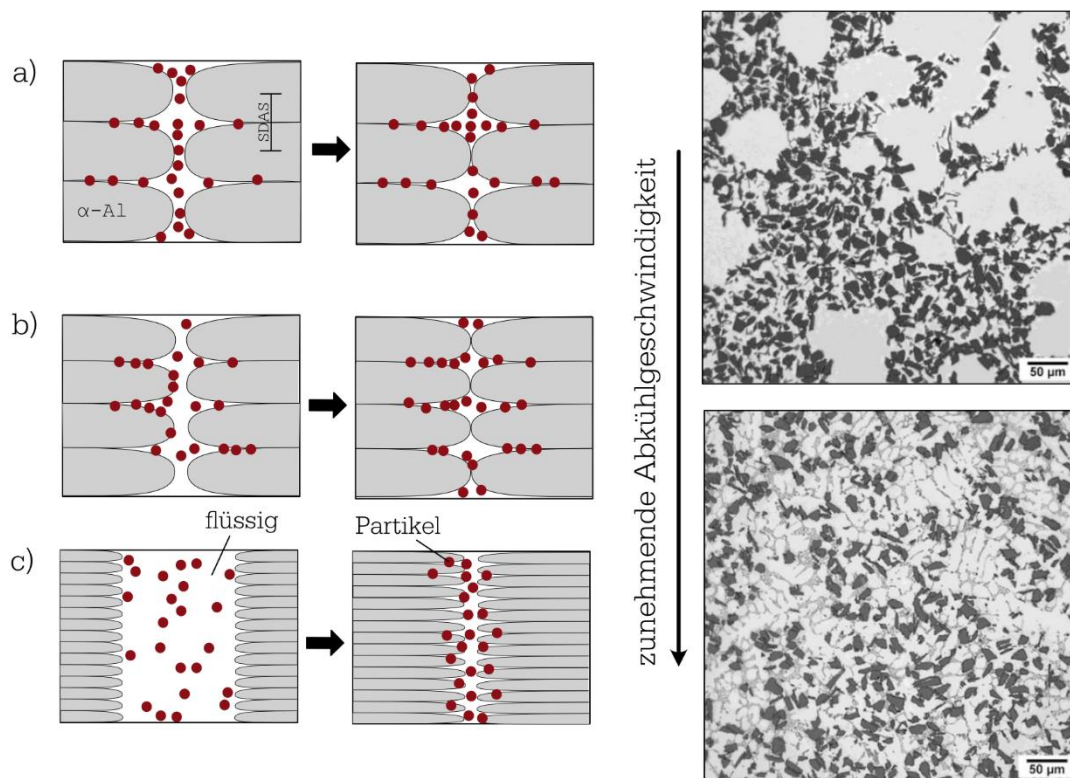


Abbildung 2-23: Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit respektive des SDAS auf die Partikelverteilung, nach [158]

2.8.2. Porosität

Porosität stellt Fehlstellen im Gefüge dar, die sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften und die mechanische Bearbeitung auswirken. Je nach der Verursachung wird Porosität in Gasporosität, Randporosität, Formgas- oder Kerngasporosität, Luft einschüsse und Schwindungsporosität unterteilt. Für partikelverstärkte Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe gelten die Wasserstoffentwicklung respektive Gasporosität, Gaseinschlüsse beim Mischen und die Schwindungsporosität als Triebfedern für die Entwicklung von Porosität [159]. In Abbildung 2-24 sind die für partikelverstärkte Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe charakteristischen Erscheinungsformen der Porosität veranschaulicht [9].

Eine nennenswerte Quelle für die Gasporosität stellen anhaftende Gase bzw. H_2O an der Oberfläche der Partikel dar, was aufgrund der großen spezifischen Oberfläche einer Partikelverstärkung erheblich sein kann und mit abnehmendem Partikeldurchmesser weiter zunimmt [136]. Es wird von einem nahezu linearen Zusammenhang zwischen Partikelgehalt und Gasporosität berichtet [159]. Die mit zunehmenden Partikelgehalt steigende Viskosität einer MMC-Schmelze, verhindert zusehens ein alleiniges Aufsteigen der Gasblasen an die Oberfläche, weshalb sie vermehrt im Gusstück verbleiben. Daher wird der Einsatz von Blasenfallen im Gießlaufsystem empfohlen [8]. Neben der Tatsache, dass Gasporosität Fehlstellen im Gefüge darstellen, fördern Sie die Bildung von Agglomeraten, da es für Partikel innerhalb der MMC-Schmelze energetisch günstig ist, sich an Gasblasen anzulagern [34].

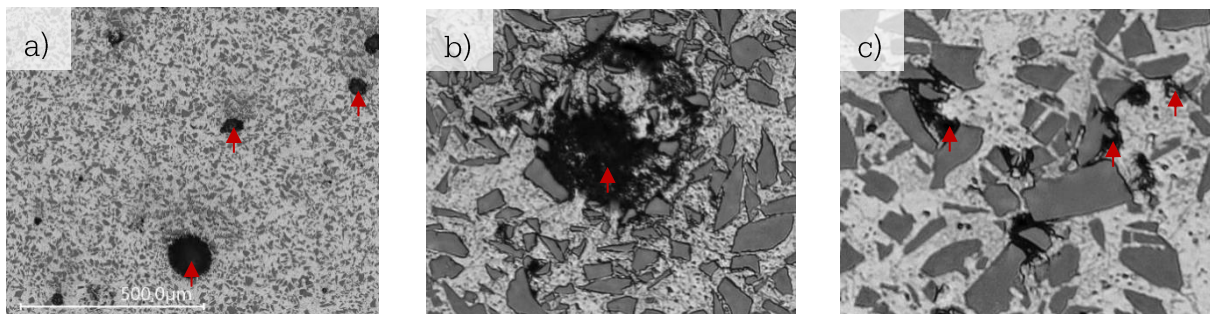


Abbildung 2-24: Porosität in partikelverstärkten AMC: a) Gasporosität, b) Blaslunker, c) Mikrolunker an Partikeln, nach [9]

Für schmelzmetallurgische Prozesse, wie das Rührgießverfahren (siehe Kapitel 3.2), besteht ein erhöhtes Risiko, Gase bzw. den Oxidfilm von der Schmelzbadoberfläche durch die Rührwirkung in die Schmelze einzuarbeiten [117, 159]. Neben der Kontermination der Partikeloberfläche durch anhaftende Gase, birgt daher die Einarbeitung der Partikel in die Matrix die Gefahr, Gas in die Matrixschmelze einzuarbeiten. Die Entgasung einer Aluminiumschmelze mittels Spülgasbehandlung, ist eine übliche Methode, um die Gasporosität zu mindern. Für partikelverstärkte Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe wird jedoch berichtet, dass eine Spülgasbehandlung den Gasgehalt in der AMC-

Schmelze erhöht [159] bzw. die Partikel an die Schmelzbadoberfläche trägt [9]. Eine Vakuumentgasung weist eine relativ geringe Entgasungsgeschwindigkeit auf bereits gelöste Gase innerhalb einer MMC-Schmelze auf [117]. Allerdings verringert sich das Quantum der an Partikeln anhaftenden Gase innerhalb eines Vakuums. Weiterhin wirkt sich eine Vorerwärmung der Partikel positiv auf die Menge des anhaftenden H_2O bzw. anhaftender Gase aus. Die Einarbeitung von Gasen in die MMC-Schmelze, während des Einrührens von Partikeln, wird durch eine Verringerung der Kontamination auf der Partikeloberfläche reduziert, was sich positiv auf die Porosität auswirkt [117].

Porosität in Folge einer erstarrungsbedingten Schrumpfung, sogenannte Lunker, entsteht im Allgemeinen durch ein falsch ausgelegtes Anschnittsystem und eine ungeeignete Formtemperatur [159]. Für MMCs ist die Differenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten zwischen Matrix und Verstärkung für die Bildung von Lunkern besonders wichtig. Wie im Kapitel 2.4.1 bereits beschrieben wurde, führt eine unvollständige Benetzung der Verstärkung zur Bildung von Hohlräumen zwischen der Matrix und der Verstärkung während der Erstarrung, da die metallischen Matrixwerkstoffe zumeist einen höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten besitzen. Folglich ist die Volumenabnahme der Matrix bei dem Übergang vom flüssigen in den festen Zustand größer, als von der Verstärkung. Diese Form von Porosität an der Oberfläche der Verstärkungsphase wird als Mikrolunkerung bezeichnet, siehe Abbildung 2-24-c [107].

Eine Veredelung des Matrixmaterials bzw. eine Kornfeinung ist für AlSi-Legierungen übliche Gießereipraxis. Es wird für partikelverstärkte AMCs von einer porositätsmindernden Wirkung durch eine Strontiumveredelung [8] bzw. eine Kornfeinung mittels $AlTi_5B_1$ [11] berichtet.

Die Weiterverarbeitung des MMC-Halbzeugs durch Extrusion [160] oder im Druckgießverfahren mit vakuumentlüfteter Gießform (siehe Kapitel 4.2) stellen Verarbeitungsmöglichkeiten dar, um die Porosität nach der Einarbeitung der Partikel zu verringern. Es wird davon berichtet, dass Umformverfahren, wie Verdichten bzw. Walzen, die Poren nach dem Gießen wieder verschließen können [161]. Konträr wird jedoch auf die hohe Druckfestigkeit bei hohen Temperaturen und eine zu geringe Duktilität für einen AMC_P mit 35 Vol.-% SiC-Verstärkung hingewiesen. Ein nachgelagertes Verdichten der Porosität durch Warmwalzen oder heißisostatisches Pressen ist daher nicht vollständig möglich [9].

3. Fertigungsverfahren - AMC_P Halbzeugproduktion

Die Fertigung von AMC_P -Bauteilen wird in die drei Prozessphasen (i) Vorbehandlung der Verstärkungsphase, (ii) Produktion des Verbundwerkstoffes (Primärverarbeitung) und (iii) das Ur-/ Umformen des Verbundwerkstoffes (Sekundärverarbeitung) unterteilt, woraus sich unterschiedliche Prozessrouten für die Produktion eines AMC_P -Bauteils ergeben.

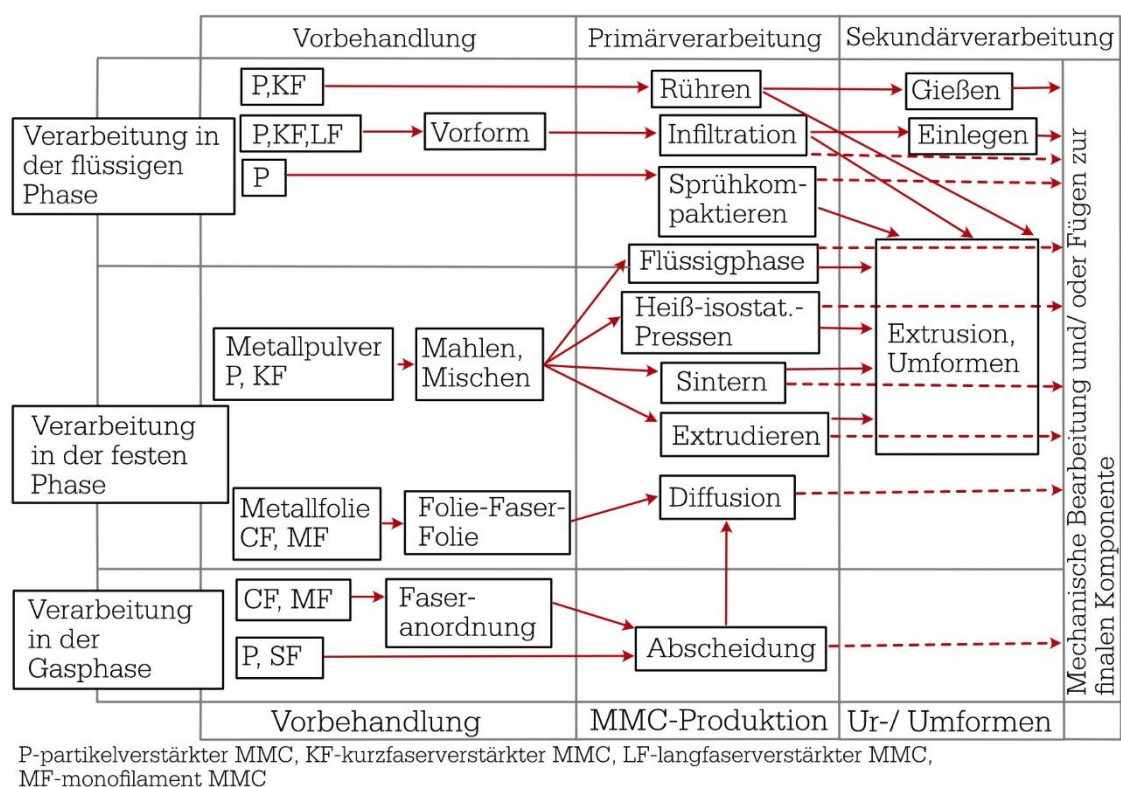


Abbildung 3-1: Übersicht der MMC Prozessrouten, nach [56]

Besonders in Bezug auf den maximalen Verstärkungsanteil, die Anlagenkomplexität und die Fertigungskosten unterscheiden sich die einzelnen Prozessrouten von einander. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird der Fokus auf eine gießtechnologische Prozessroute für partikelverstärkte Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoff-Gussteile gelegt. Im Kapitel 3.2 wird daher gesondert der schmelzmetallurgische Fertigungsverfahren der AMC_P -Halbzeuge (Primärprozess) und im Kapitel 4 die gießtechnologische Weiterverarbeitung zu einem AMC_P -Gussteil (Sekundärprozess) beschrieben (Abbildung 3-1).

3.1. Pulvermetallurgische Verfahren

Die pulvermetallurgischen Verfahren zur Produktions von AMCP gelten als Festkörper Fertigungsverfahren und basieren auf den folgenden drei Prozessschritten [16, 22]:

- Mischen des Keramikpulvers mit dem Aluminiumpulver,
- Verdichten des Pulvergemischs zur Herstellung von Grünlingen,
- Sintern durch Erwärmung.

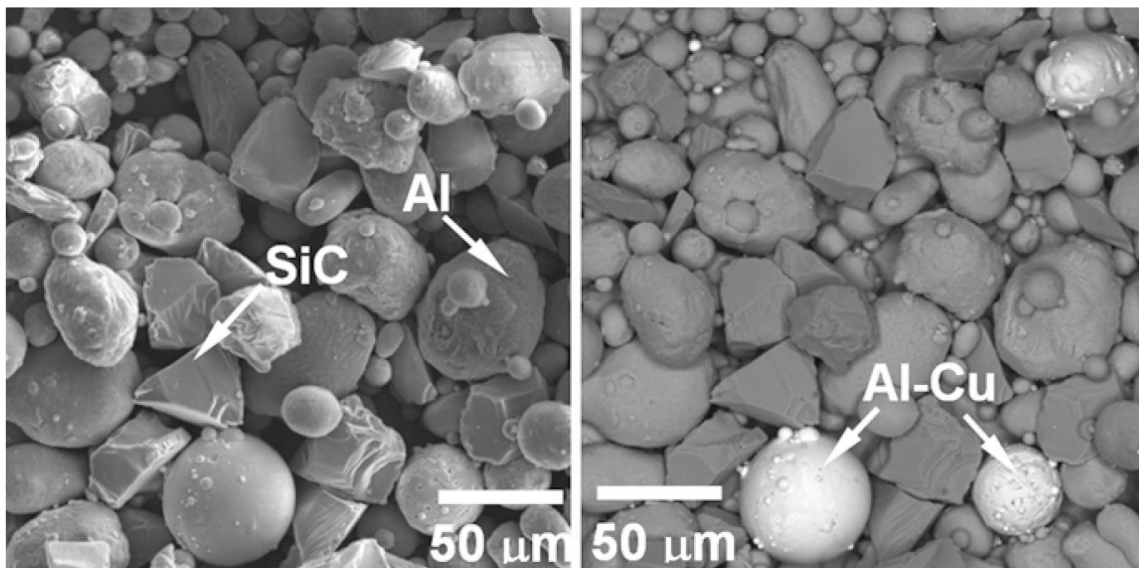


Abbildung 3-2: Gemisch aus metallischem und keramischem Pulver, a) Sekundärelektronen Bild und b) Rückstreuelektronenbild [23]

Sie unterscheiden sich damit ausschließlich durch den Prozessschritt des Pulvermischens von den pulvermetallurgischen Verfahren zur Produktion von monolithischen Aluminiumbauteilen [9]. Bei Einhaltung eines geeigneten Größenverhältnisses der Aluminiumpartikeln zu den Keramikpartikeln, ist das Verfahren durch eine gute Partikelverteilung mit geringem Agglomeratanteil und guter Benetzung gekennzeichnet [12, 16]. Pulvermetallurgische Verfahren eignen sich zur Verarbeitung von Partikel Korngrößen zwischen 0,5 bis 20 µm [9] und für die Produktion von nanopartikelverstärkten AMCP. [16]

Häufig werden die Pulvergemische mit Hilfe von Planetenkugelmöhlen hergestellt. Durch die gezielte Vorbehandlung innerhalb der Planetenkugelmühle können die mechanischen Eigenschaften, des pulvermetallurgisch erzeugten AMCP-Bauteils hinsichtlich der Duktilität und der Festigkeit gesteuert werden [162]. Dieser Prozess ist allerdings sehr zeitaufwendig und benötigt meist mehrere Stunden.

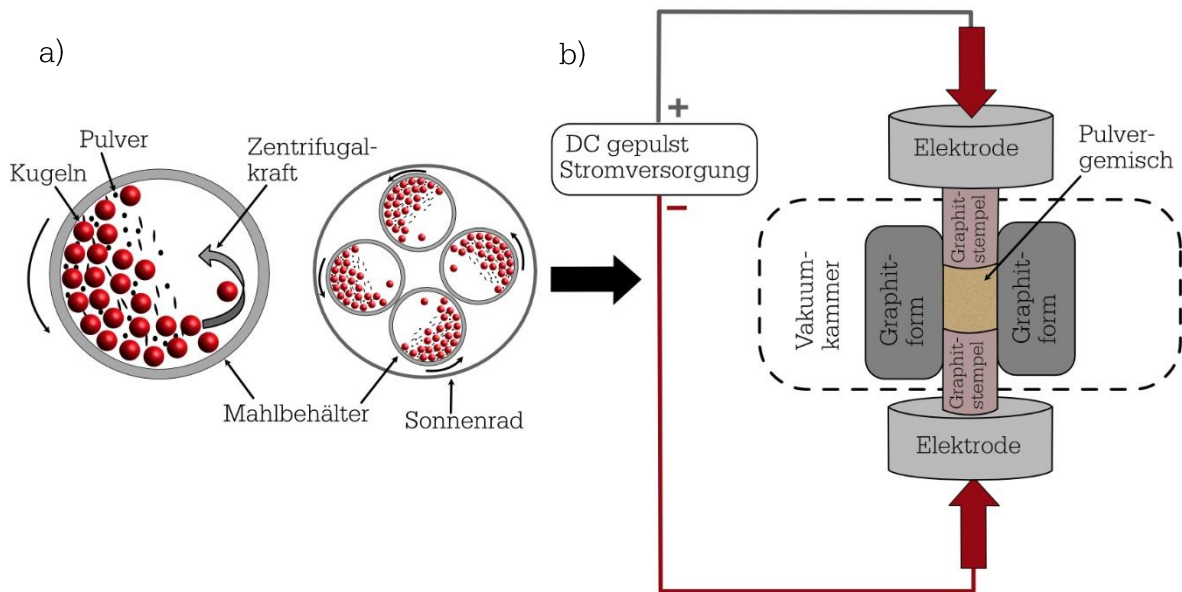


Abbildung 3-3: a) Hochenergie Kugelmahlen in Kugelmühle, nach [163], b) Feld-Aktiviertes Sintern, nach [164]

Auf die potenziellen Anwendungen pulvermetallurgisch erzeugter AMCP-Bauteile wirken sich allerdings der hohe apparative Aufwand des Verfahrens, die begrenzte Produktform, die Handhabung hochreaktiver, potenziell explosionsgefährdeter Pulver und die hohen Kosten, gegenüber schmelzmetallurgischer Verfahren, nachteilig aus [8, 9, 12, 146].

3.2. Schmelzmetallurgische Verfahren

Bei schmelzmetallurgischen Verfahren werden die Partikel in eine geschmolzene Aluminium-Matrix eingearbeitet und anschließend zumeist gießtechnologisch zu einem Gussteil verarbeitet [16]. Die Partikelverstärkung ist bei diesen Verfahren während der Primärverarbeitung (Abbildung 3-1) auf 30 Vol.-% begrenzt, wovon ausschließlich die Druckinfiltrationsverfahren ausgenommen sind [24–26]. Der Einfluss auf die Viskosität bzw. das Fließvermögen bei einem hohen Verstärkungsanteil (>20 Vol.-%), ist für schmelzmetallurgische Verfahren, für die Primär- bzw. die Sekundärverarbeitung von großer Bedeutung [10]. Folgend werden die üblichen schmelzmetallurgischen Verfahren beschrieben.

3.2.1. Infiltrationsverfahren

Kennzeichnend für Infiltrationsverfahren ist ein dreidimensionaler Aufbau der Verstärkung, in sogenannten Preforms, die in einem Infiltrationsprozeß mit der Metallmatrix in Kontakt kommt. Unterschieden werden die beiden Modifikationen drucklose Infiltration und Druckinfiltration. Die drucklose Infiltration ist ein von der Firma Lanxide entwickeltes Verfahren, um keramische Preforms durch eine Leichtmetalllegierung mit Hilfe der Schwerkraft bei Temperaturen zwischen 973 bis 1273 K zu durchdringen.

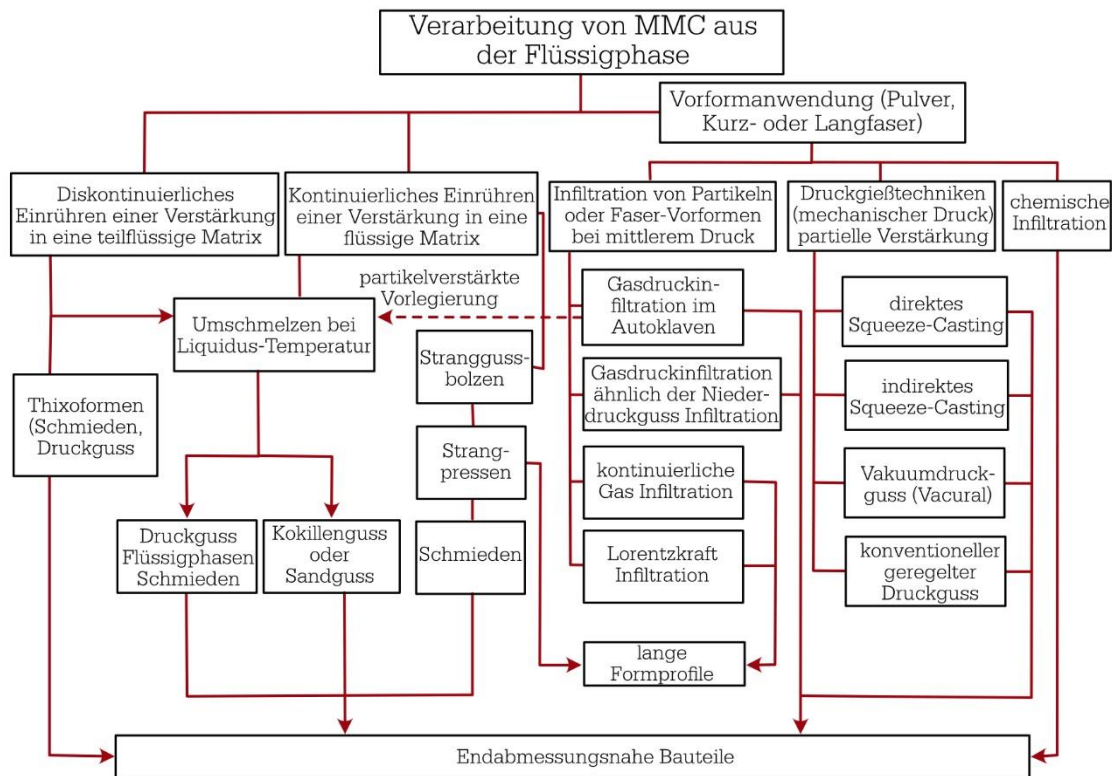


Abbildung 3-4: Übersicht schmelzmetallurgische Verfahren, nach [64]

Die Dichte der keramischen Füllkörperschüttung beträgt bis zu 55 Vol.-%. Allerdings ist die Infiltrationsgeschwindigkeit mit weniger als 25 cm/h sehr gering, weshalb das Verfahren unter Stickstoffatmosphäre durchgeführt wird und durch hohe Kosten gekennzeichnet ist [8, 12, 23].

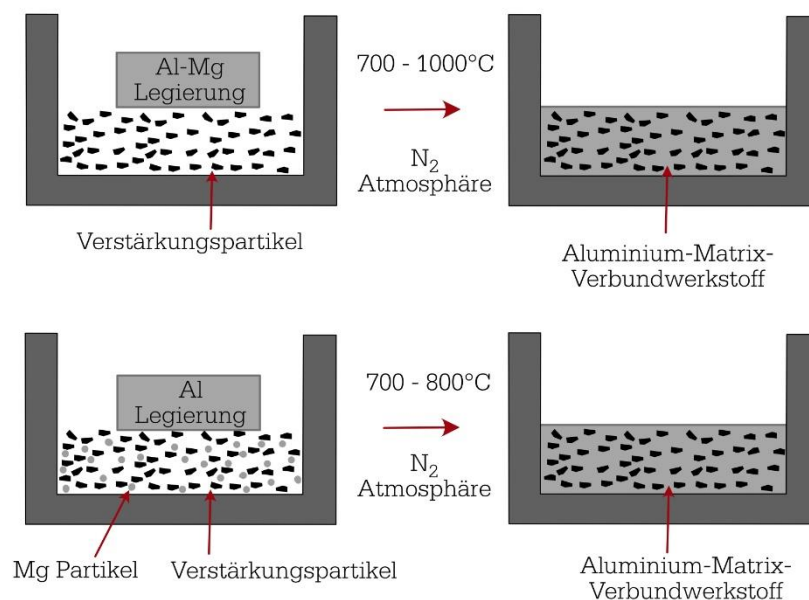


Abbildung 3-5: druckloses Infiltrationsverfahren zur AMCP Halbzeugproduktion, nach [23]

Die Druckinfiltration (oder Squeeze-Casting) umfasst die druckunterstützte Flüssigkeitsinfiltration einer Preform. Die Herstellung der Preforms nimmt dabei einen vorgelagerten zusätzlichen Verfahrensschritt ein. Die Schmelze wird in die vorgeheizte Preform hydraulisch gepresst oder durch ein Vakuum eingesaugt, wobei die Kontaktzeit der flüssigen Schmelze mit der Verstärkung relativ kurz ist, was die Ausbildung intermetallischer Phasen verringert. Ein Verstärkungsanteil von bis zu 85 Vol.-% lässt sich durch die Druckinfiltration realisieren. Der Schmelzeanteil muss dabei genau dosiert werden, da kein Anguss vorhanden ist. Das Verfahren eignet sich für Bauteile mit komplexer Form und es ermöglicht eine endkonturnahe Fertigung, was sich positiv auf die mechanischen Nachbearbeitungskosten auswirkt [8, 9, 23, 29]. Aufgrund der hohen Prozesskosten und der Fertigungskosten für die Preforms, eignet sich die Schmelzinfiltration allerdings nur für Bauteile mit kleinen Stückzahlen und hoher Wertschöpfung [9].

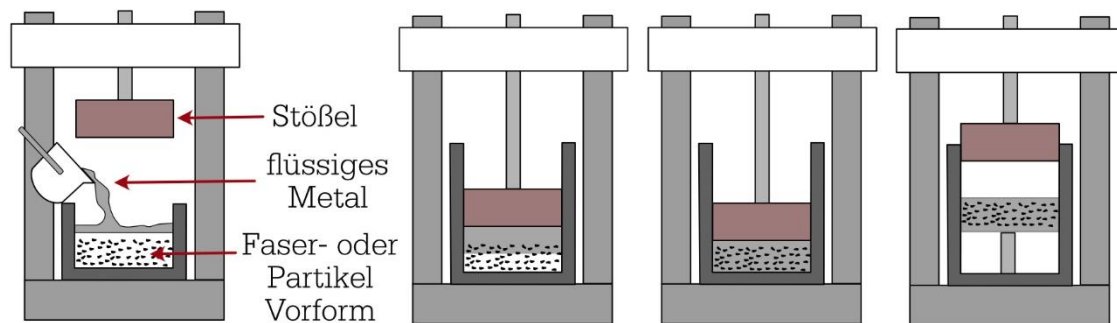


Abbildung 3-6: schematische Darstellung des Squeeze-Casting Prozesses, nach [23]

3.2.2. In Situ-Verfahren

Die Produktion von AMCP-Halbzeug durch in situ-Verfahren ist dadurch gekennzeichnet, dass die Ziel-Verstärkungspartikel direkt innerhalb der flüssigen Matrix durch eine exotherme Reaktion erzeugt werden. Typische Verstärkungen aus dem reaktiven in situ-Verfahren sind TiB_2 , TiC oder AlN , deren Reaktionsgleichungen folgend lauten [9, 12, 23]:



Der Partikeldurchmesser wird durch die Reaktionstemperatur gesteuert und liegt nach unterschiedlichen Literaturangaben im Bereich von 0,25 bis 1,5 μm [23] bzw. zwischen 0,2 bis 10 μm [12]. Ein Vorteil der in situ-Verfahren besteht darin, dass Benetzungsprobleme aufgrund der chemischen Reaktion weitestgehend unterbunden sind und somit ein fester Grenzflächenverbund entsteht [12, 23]. Dennoch wird von Porositätsproblemen und damit verringerter Rissempfindlichkeit berichtet [9]. Des Weiteren ist das Fließvermögen aufgrund des geringen Partikeldurchmessers stark vermindert [8, 12, 23]. Weiterhin wird

für die chemischen Reaktionen (3-4 bis 3-5) Reinaluminium benötigt, um eine vollständige Reaktion der Reaktionspartner ohne Nebenprodukte zu gewährleisten. Eine großserientaugliche Umsetzbarkeit wird dadurch eingeschränkt, da die Verarbeitung von Reinaluminium eine getrennte Gießlinie samt Vorbehandlung bedarf, um Begleitelemente bzw. Verunreinigungen zu vermeiden [9].

3.2.3. Sprühkompaktieren

Das Sprühkompaktieren zur Produktion von AMC_P wurde von der Herstellung metallischer Pulver abgeleitet. Die Aluminiumlegierung wird aufgeschmolzen und mit Hilfe einer Düse und einem Inertgas (Argon oder Stickstoff) zerstäubt. Durch eine weitere Düse werden die Verstärkungspartikel in das zerstäubte Aluminiumpulver eingesprüht und auf einem darunter liegenden Festkörper abgeschieden (Abbildung 3-7 a) [10, 12, 23]. Häufig wird dabei ein massiver Zylinder mit einer Abscheidungsrate zwischen $6-10 \text{ kg min}^{-1}$ und einer Masse von bis zu 200 kg generiert. Es wird auch von der Möglichkeit berichtet, einen coaxialen Holhzylinders zu erzeugen [165]. Die sehr schnelle Erstarrungsrate der Matrixlegierung während des Prozesses von bis zu 10^5 K s^{-1} , sorgt für eine kurze Kontaktzeit der Schmelze mit der Verstärkung, so dass die Reaktionszeit begrenzt ist [9, 12, 23].

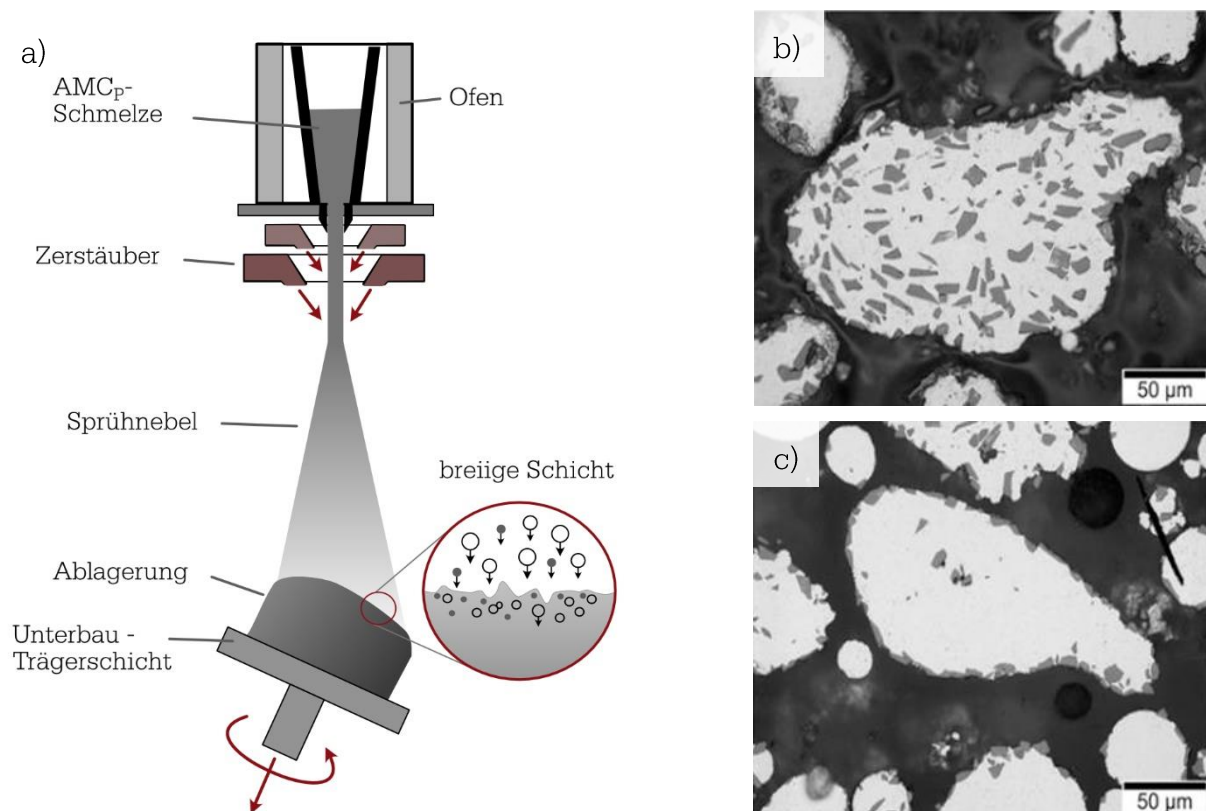


Abbildung 3-7: a) schematische Darstellung des Sprühkompaktier-Verfahrens zur Herstellung von AMC_P und Mikrostruktur des AMC_P , b) homogene Partikelverteilung bei der Partikeleinspritzung, während die Matrix im flüssigen Zustand ist, c) Partikel an der Peripherie des Matrixtropfens, aufgrund der Partikelinjektion in die teilerstarrten Matrixtopfen [23]

Die Verteilung der Partikel in dem erstarrten AMC_P ist maßgeblich dadurch gekennzeichnet, zu welchem Zeitpunkt in dem Prozess die Verstärkung den flüssigen Aluminiumpartikeln zugeführt wird. Sollte die Temperatur der Matrixpartikel, während des Auftreffens der Verstärkungspartikel, zu gering sein, führt dies zu einer ungenügenden Partikelverteilung respektive Agglomeratbildung (Abbildung 3-7 c) [23].

Aufgrund der aufwendigen Anlagentechnik sind die Prozesskosten erhöht und liegen zwischen den Kosten für pulvermetallurgische und rührgegossene AMC_P (Kapitel 3.2.4) [12, 23]. Ein Nachteil des Sprühkompaktieren ist, dass sich damit keine endkonturnahe Fertigung realisieren lässt. Die Produktionskosten für ein AMC_P -Bauteil mit hohem Verschleißwiderstand (>20 Vol.%) werden daher deutlich durch eine aufwendige mechanische Nachbearbeitung erhöht.

Im folgenden Kapitel wird das Rührgießverfahren beschrieben und anhand der in Kapitel 0 beschriebenen Anforderungen an die Realisierbarkeit einer Prozessroute für die Produktion dünnwandiger AMC_P -Bauteile mit einem Verstärkungsanteil > 20 Vol.-% untersucht.

3.2.4. Rührgießverfahren

Bei dem Rührgießverfahren werden die Partikel innerhalb einer Schutzgasatmosphäre der flüssigen Matrixschmelze zugeführt, um sie mit einer Rührgeometrie zu vermischen (Abbildung 3-8). Die Rotation des Rührers erzeugt einen Strudel (englisch: vortex) in der Matrixschmelze, der für das Verfahren von essentieller Bedeutung ist.

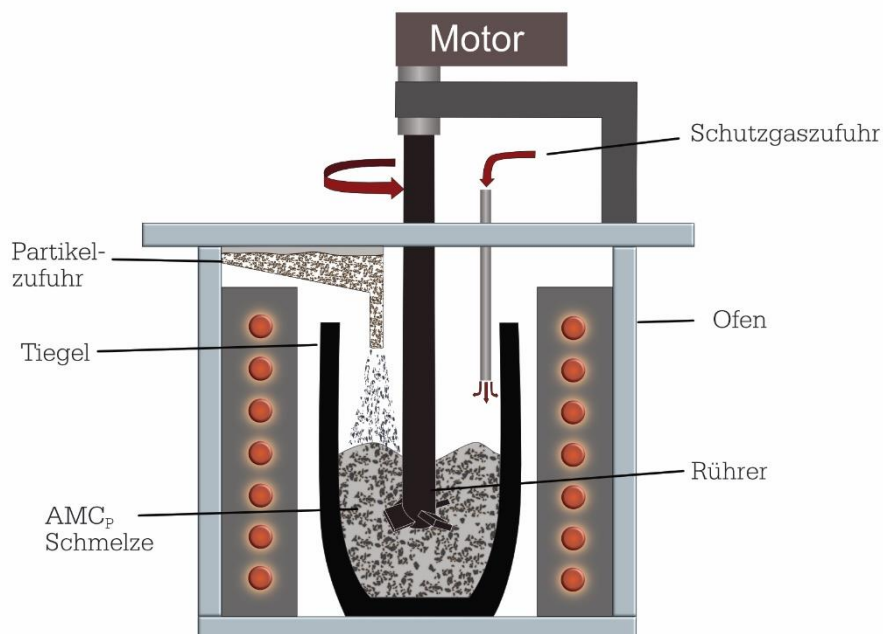


Abbildung 3-8: schematische Darstellung des Rührgießverfahrens

Durch die Rotation der Schmelze entstehen Scherkräfte an der PM_{GA} , wodurch die Grenzflächenenergien überwunden, die Partikel verteilt und Agglomerate aufgebrochen werden [5, 9, 12, 74, 166]. Anschließend wird das Material in Barren abgegossen. Diese AMC_P -

Halbzeuge werden in den Gießereien wieder aufgeschmolzen und in die endgültige Form gegossen.

Das von der Firma Duralcan in den 1980er Jahren kommerzialisierte Verfahren ist für die primäre AMCP-Produktion im Vergleich zu allen anderen Prozessen zur Herstellung von AMCP-Halbzeugen durch die geringsten Prozesskosten gekennzeichnet [5, 9, 12, 16, 17, 22, 74]. Die Anzahl der in den letzten Jahren veröffentlichten wissenschaftlichen Publikationen, im Zusammenhang mit Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen, zeigen ein gesteigertes Interesse an dem Rührgießverfahren (Abbildung 3-9). Aufgrund der unkomplizierten Anlagentechnik lässt sich das Rührgießen relativ einfach in bestehende Gießereien integrieren, um den Verbundwerkstoff im Primärprozess herzustellen. Dabei können die herkömmlichen Metallverarbeitungsrouten verwendet werden. Da das Verfahren für große Produktionsmengen geeignet ist, ermöglicht es eine ökonomische Großserienanwendung zur Herstellung von für AMCP-Halbzeugen [5, 12, 16].

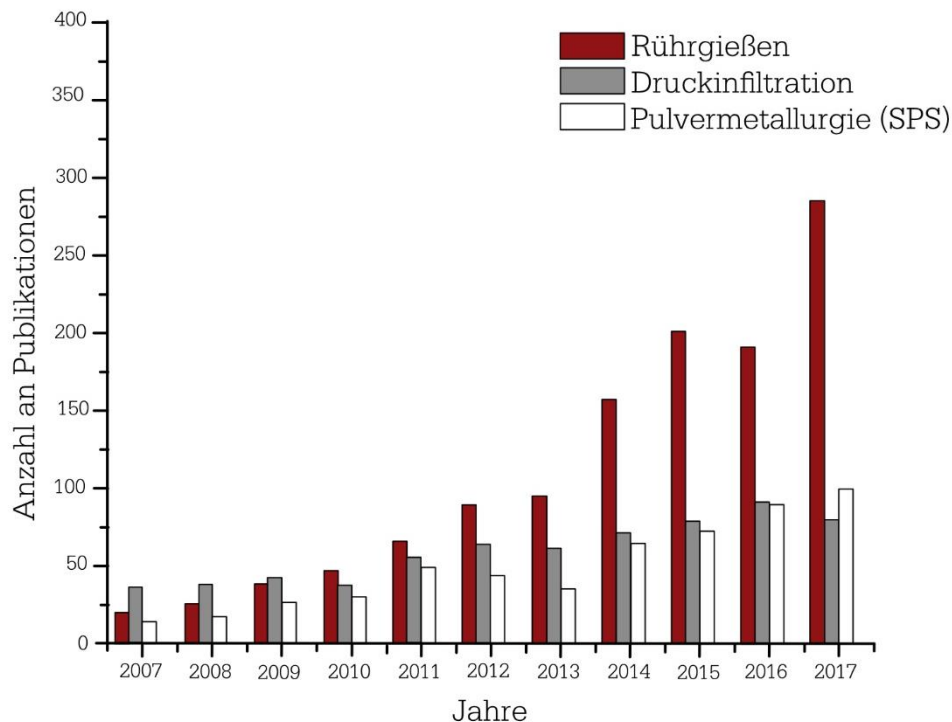


Abbildung 3-9: Anzahl der Veröffentlichungen zum Thema Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe im Zeitraum 2007-2017, nach [5]

Die Qualität eines AMCP-Halbzeugs wird während der Primärverarbeitung von einer Vielzahl an Parametern beeinflusst, die in Abbildung 3-10 zusammengefasst sind.

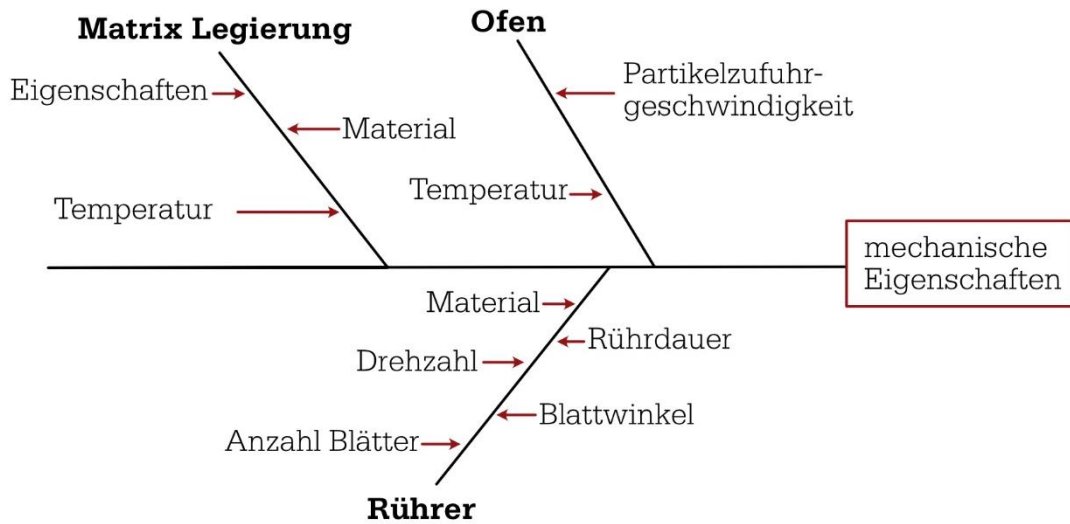
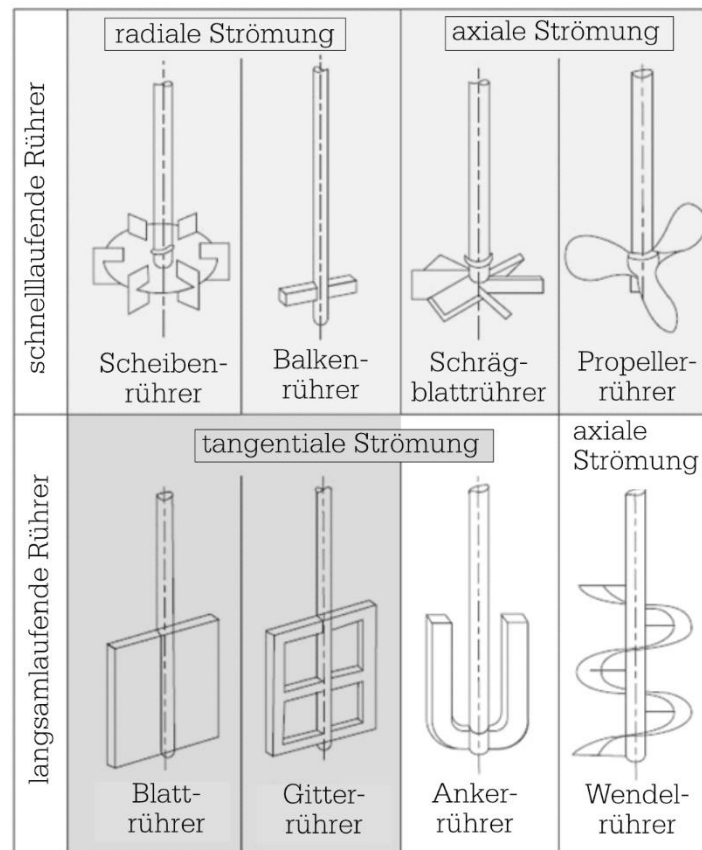


Abbildung 3-10: Rührgießparameter zur Herstellung eines AMCP in der Primärverarbeitung, nach [167]

Der Rührer muss zur optimalen Verteilung der Partikel, sowie zur Überwindung der Benetzung, eine axiale und radiale Strömung erzeugen [15, 36]. Eine etablierte Rührergeometrie für das Rührgießverfahren ist der Schrägblattrührer (Abbildung 3-11) [36, 168–170], da er aufgrund Schrägstellung der Blätter eine axiale sowie radiale Strömung im Rührbehälter erzeugt [171].



Viskosität der Flüssigkeit/ Suspension:

< 500 mPas
 500 bis 5000 mPas
 5000 bis 50000 mPas

Abbildung 3-11: unterschiedliche Rührergeometrien für radiale und axiale Strömung, nach [172]

Die wesentlichen geometrischen Parameter des Schrägblattrührers sind:

- das Verhältnis zwischen Rotor- zu Tiegeldurchmesser,
- die Anzahl der Blätter,
- die Breite der Blätter, und
- der Anstellwinkel der Blätter.

Für die Herstellung von partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen wird, bei einem flachen Tiegelboden, ein Durchmesser D_R zwischen $0,4$ [15] bis $0,5 \times D_T$ [168–170] empfohlen, wobei D_R den Durchmesser des Schrägblattröhres und D_T den Durchmesser des Tiegels darstellen. Bei Tiegeln mit einem halbkugelförmigen Boden erzielt ein Verhältnis von $0,55 \times D_T$ optimale Ergebnisse [168, 170]. Die Breite der Blätter orientiert sich ebenfalls an dem Tiegeldurchmesser und beträgt zwischen $0,1$ bis $0,2 \times D_T$ [15, 170]. Der Anstellwinkel der Blätter beträgt zumeist zwischen 15 bis 60° [168, 169].

Um die Grenzflächenenergien zwischen den Partikeln und der Aluminium-Matrix zu überwinden sowie Agglomerate aufzubrechen, sind möglichst hohe Scherkräfte innerhalb der Schmelze erwünscht. Die Scherkraft an der PM_{GA} F_{Scher} wird neben der Geometrie des Rotors maßgeblich von der Drehzahl bestimmt [166]:

$$F_{Scher} = 6 \pi \eta d_p^2 \dot{\gamma}, \quad (3-6)$$

wobei η die Viskosität der Matrix, d_p der mittlere Partikeldurchmesser und $\dot{\gamma}$ die Schergeschwindigkeit darstellen. Die Schergeschwindigkeit weist innerhalb des Rührbehälters starke lokale Unterschiede auf [173]. Es besteht jedoch im laminaren Strömungsbereich ein linearer Zusammenhang zwischen der Drehzahl und der Rotorgeometrie, zur Beschreibung der effektiven Schergeschwindigkeit $\dot{\gamma}_{eff}$ [174]:

$$\dot{\gamma}_{eff} = k_{MO} n, \quad (3-7)$$

wobei k_{MO} die Metzner-Otto-Konstante und n die Drehzahl darstellen. Für einen Schrägblattrührer nimmt k_{MO} einen Wert von $11,5$ an [173].

Von diesem Standpunkt aus wird eine hohe Drehzahl angestrebt, um die Benetzung möglichst schnell herzustellen. Mit steigender Drehzahl nehmen die Scherkräfte innerhalb der Schmelze zu und die Partikel werden in Folge einer Sogwirkung in die Schmelze nach unten befördert (Abbildung 3-12). Allerdings vergrößert sich auch der Strudel respektive die Schmelzbadoberfläche mit steigender Drehzahl. Innerhalb des Strudels wird die Oxidhaut an der Schmelzbadoberfläche vermehrt aufgerissen und in die Matrixschmelze eingearbeitet. Auch Gase aus der Atmosphäre werden dabei in die Matrixschmelze eingearbeitet. Dem Bestreben, eine möglichst hohe Drehzahl zu nutzen, um hohe Scherkräfte an der PM_{GA} zu generieren, steht daher eine möglichst turbulenzarme Schmelzbadoberfläche gegenüber.

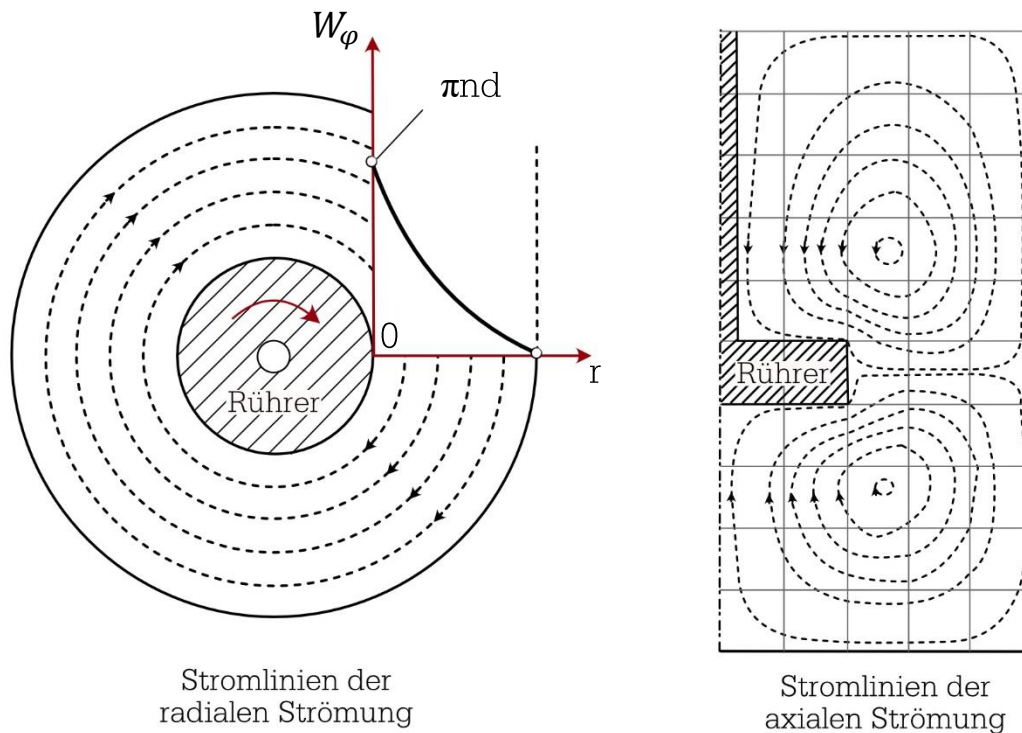


Abbildung 3-12: a) radiale und axiale Strömung durch Rühreinwirkung, nach [173]

Um die Benetzung der Partikel zu überwinden und Agglomerate aufzubrechen, sind Turbulenzen innerhalb der Schmelze jedoch wünschenswert. Diese sollten allerdings nur innerhalb der Schmelze, in unmittelbarer Nähe des Rührers bzw. am Tiegelboden, erzeugt werden. Daher muss die Position des Rührers, also der Abstand zur Schmelzbadoberfläche, besonders beachtet werden [15, 17, 22, 34]. Sollte der Rotor zu hoch im Schmelztiegel positioniert sein, kann dies zu einem starken Anstieg der Porosität im AMCP-Halbzeug führen. Dieser Effekt wird auch für Inertgas- oder Vakkumprozesse beschrieben [34]. In Abbildung 3-12 ist der Strömungsverlauf mit Hilfe einer Vektordarstellung der gemittelten Strömungsgeschwindigkeiten grafisch dargestellt. Der Schrägblattrührer entwickelt eine Strömung, die an der Tiegelwand nach oben und unten umgelenkt wird. Die axiale Strömung lässt sich dabei gut erkennen. Allerdings lassen sich auch Bereiche erkennen, die nur eine sehr geringe Strömung aufweisen, sogenannte Totzonen [173]. Die Effizienz des Rührgießverfahrens hängt maßgeblich von der Vermeidung solcher Totzonen ab, da hier kaum bis keine Scherkräfte an der PM_{GA} bestehen. In Abhängigkeit des Partikel-Flüssigkeits-Dichteverhältnis neigen die Partikel in den Totzonen vermehrt dazu, zum Tiegelboden zu sinken.

Die Ergebnisse einer Simulationsstudie zum Quantum des eingearbeiteten Gasgehalts über die Schmelzbadoberfläche, sind in Abbildung 3-13 zusammengefasst. Dabei ist die Auswirkung der Rotorposition, bei ansonsten gleichen Parametern wie Drehzahl und Rortorgeometrie, auf die Menge des eingearbeiteten Gasvolumen in die Schmelze dargestellt.

Die Rotorhöhe ist als Verhältnis zwischen der Schmelzbadhöhe zu dem Abstand des Rotors vom Tiegelboden definiert.

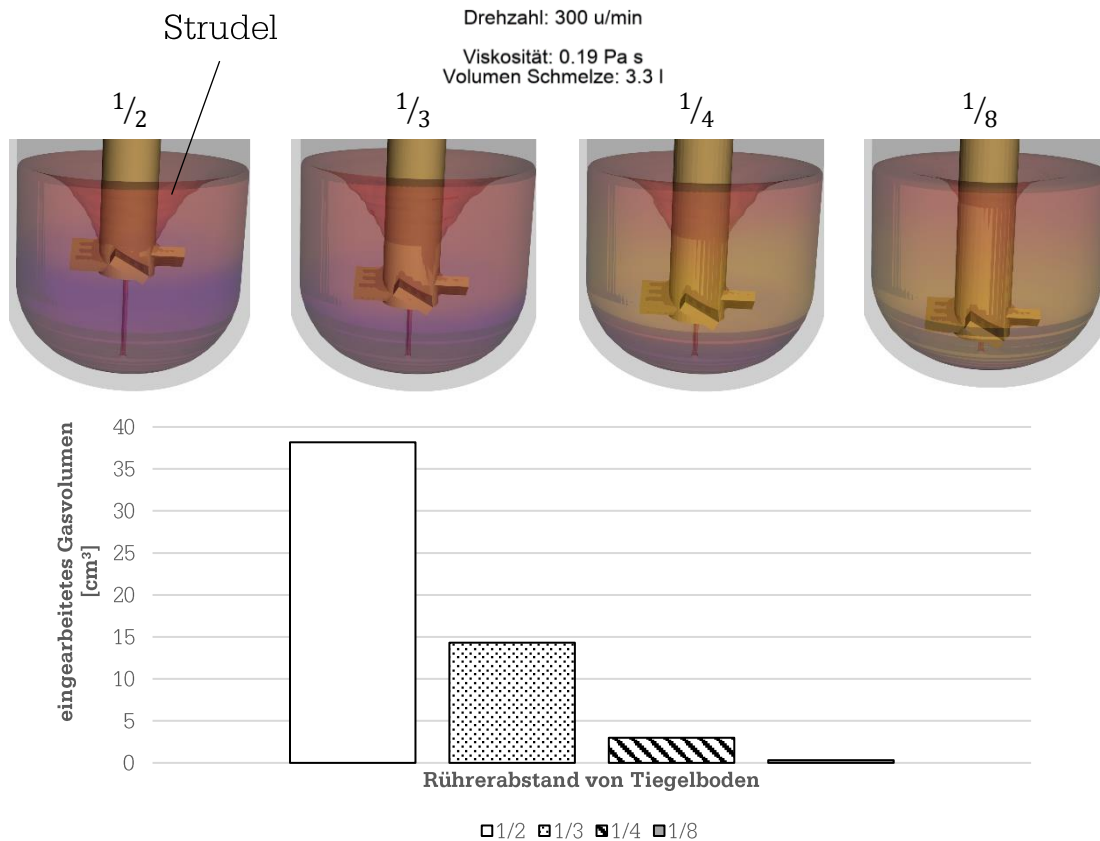


Abbildung 3-13: über die Schmelzbadoberfläche eingearbeitetes Gasvolumen in Abhängigkeit des Rührerabstands vom Tiegelboden (Verhältnis zur Schmelzbadhöhe)

In Kapitel 2.5.1 wurde der Einfluss der Aluminiumoxidschicht an der Schmelzbadoberfläche auf die Benetzung und die Partikelverteilung beschrieben. Im Rührgießverfahren werden die Partikel häufig vorerwärmt über die Schmelzbadoberfläche sukzessive der flüssigen Matrix zugeführt (Abbildung 3-8). Der Massestrom der Partikel sollte entsprechend ausgewählt werden, dass eine starke Anhäufung der Partikel auf der Schmelzbadoberfläche vermieden wird. Sollten sich die Partikel an der Schmelzbadoberfläche ansammeln, besteht die Gefahr, dass relativ große Partikelanhäufungen von der Al_2O_3 -Schicht umhüllt und als eingekapseltes Agglomerat in die Matrix eingerührt werden. Die eingearbeiteten Agglomerate müssen zunächst aufgebrochen werden, bevor eine individuelle Benetzung der Partikel erfolgen kann. Daher kann die notwendige Rührdauer nur in gewissen Grenzen durch die Vergrößerung des Massestroms verkürzt werden.

Es muss daher ein geeigneter Parametermix aus Drehzahl, Rotorgeometrie und -position bestimmt werden, um die Totzonen zu vermeiden und möglichst wenig Gase bzw. Oxide in die Matrix einzuarbeiten [15]. Weitere Faktoren, die es dabei zu berücksichtigen gilt,

sind: der Partikelanteil, die chemische Zusammensetzung der Matrixlegierung, die Partikelbeschichtung oder passive Oxidation, die Viskosität der Suspension, die Temperatur der Matrixschmelze und die Rührdauer.

Die Benetzung wird neben den Scherkräften an der PM_{GA} in vielen Systemen auch durch die reaktive Benetzung beeinflusst (Kapitel 2.5.2), weshalb die Rührdauer und die Temperatur der Matrixschmelze berücksichtigt werden müssen. In einem System aus AlSi-Matrix mit SiC_P Verstärkung sollte, bei zu geringem Si-Gehalt der Matrix (siehe

Abbildung 2-12), entweder die Temperatur niedrig oder die Rührdauer möglichst kurzgehalten werden, um die Bildung der spröden intermetallischen Phase Al_4C_3 auf ein Minimum zu reduzieren [41, 107], siehe Abbildung 3-14.

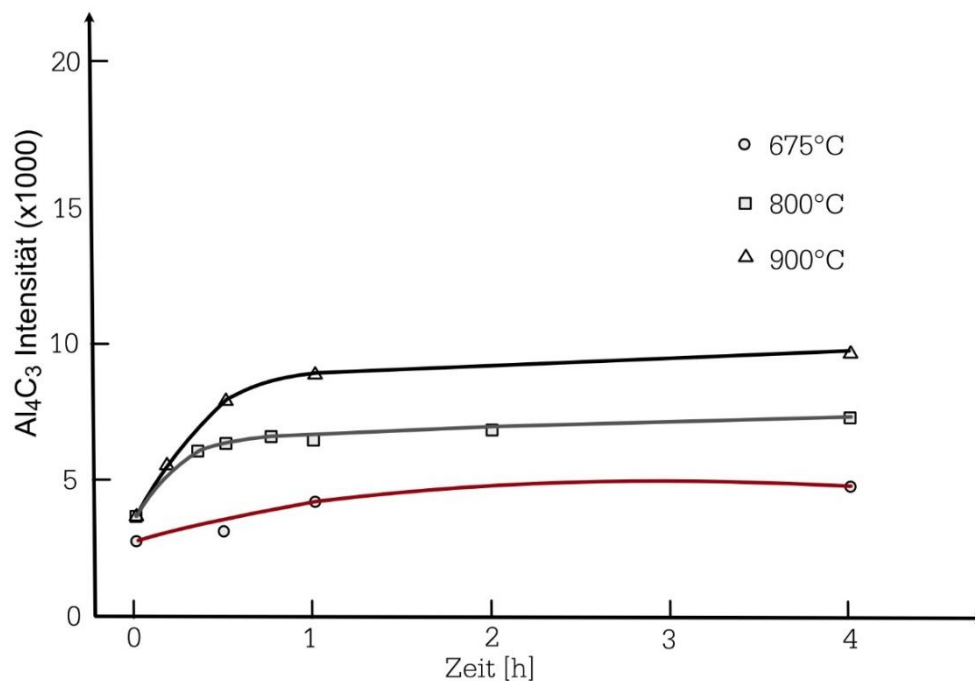


Abbildung 3-14: Intensität der intermetallischen Phase Al_4C_3 in Abhängigkeit von der Behandlungsdauer und -temperatur in einem hypoeutektischen AlSi-System, nach [41]

Neben der Benetzung und der Vermeidung von Porosität ist die Partikelverteilung respektive die Vermeidung von Agglomeraten eine nächst wichtige Aufgabe während der Primärverarbeitung im Rührgießverfahren. Die Partikelverteilung ist ein Resultat der oben beschriebenen Strömungsbedingungen im Schmelztiegel, der Scherkräfte an der PM_{GA} und des Anteils eingearbeiteter Gase (Kapitel 2.8.2) [12]. Für AMC_P -Gussteile wird die Partikelverteilung neben der Primärverarbeitung auch durch Entmischungseffekte vor der Erstarrung und während der Erstarrung beeinflusst (Kapitel 2.8.1). Allerdings sollten nach dem Stand des Wissen Agglomerate nach der Primärverarbeitung aufgebrochen und somit deren Vorhandensein im AMC_P -Halbzeug für die Sekundärverarbeitung auf ein Minimum reduziert sein [12, 34].

Im Kapitel 2.6 wurden bereits mehrere Methoden beschrieben, um die Benetzung von SiC-Partikeln durch Aluminiumschmelze zu verbessern bzw. zu beschleunigen. Im folgenden werden die beiden Methoden:

- erhöhter Festphasenanteil der Matrixschmelze, und
- Anwendung von Ultraschall,

auf deren Anwendbarkeit für die Herstellung von AMCP-Halbzeugen im Rührgießverfahren untersucht.

Erhöhter Festphasenanteil der Matrixschmelze

Innerhalb des Erstarrungsintervalls scheiden sich entweder primäre oder sekundäre Phasen in der Aluminiumlegierung aus (Kapitel 2.6.5), wodurch der Festphasenanteil innerhalb der Matrixschmelze erhöht wird. Die Viskosität der Matrixschmelze erhöht sich daher nach den in Kapitel 2.7.1 beschriebenen Mechanismen [175]. Nach Gleichung (3-6) führt die erhöhte Viskosität der Matrixschmelze zu einer Vergrößerung der Scherkräfte an der PM_{GA} . Ein erhöhter Festphasenanteil der Matrixschmelze wirkt sich daher positiv auf die Benetzung und die Partikelverteilung aus [19, 66, 74, 175]. Es wird zudem von einer erhöhten Wahrscheinlichkeit für Kollisionen zwischen den Partikeln oder Agglomeraten mit den Festphasen der Matrixschmelze berichtet [149]. Ein weiterer Vorteil der Primärverarbeitung innerhalb des Erstarrungsintervalls ist die verlangsamte Bildung der Al_4C_3 Phase aufgrund der geringeren Temperatur, im Vergleich zu einer vollständig geschmolzenen Aluminiumlegierung (2.5.3). Allerdings muss der angestrebte Volumenanteil der Partikelverstärkung bei der Primärverarbeitung innerhalb des Erstarrungsintervalls beachtet werden. Der temperatur- und zeitabhängige gesamte Festphasenanteil

$$\varphi_{effektiv}(T, t) = \varphi_{Matrix}(T) + \varphi_{Partikel}(t), \quad (3-8)$$

sollte $\leq 0,3$ betragen, während die Partikel mit einem definierten Massestrom der Aluminiumschmelze zugeführt werden [24–26]. Wobei $\varphi_{Matrix}(T)$ den temperaturabhängigen Festphasenanteil der Aluminiummatrix und $\varphi_{Partikel}(t)$ den zeitabhängigen Partikelanteil der Verstärkung darstellen. Die Viskosität der Verbundwerkstoffschmelze steigt sonst so stark an, dass der Rührprozess nicht aufrechterhalten werden kann. Folglich eignet sich das Einrühren der Partikel innerhalb des Erstarrungsintervalls für geringere Volumenanteile der Partikelverstärkung oder für einen zweistufigen Prozess mit variabler Temperaturführung (Abbildung 3-15), wenn höhere Volumenanteile der Partikelverstärkung angestrebt werden.

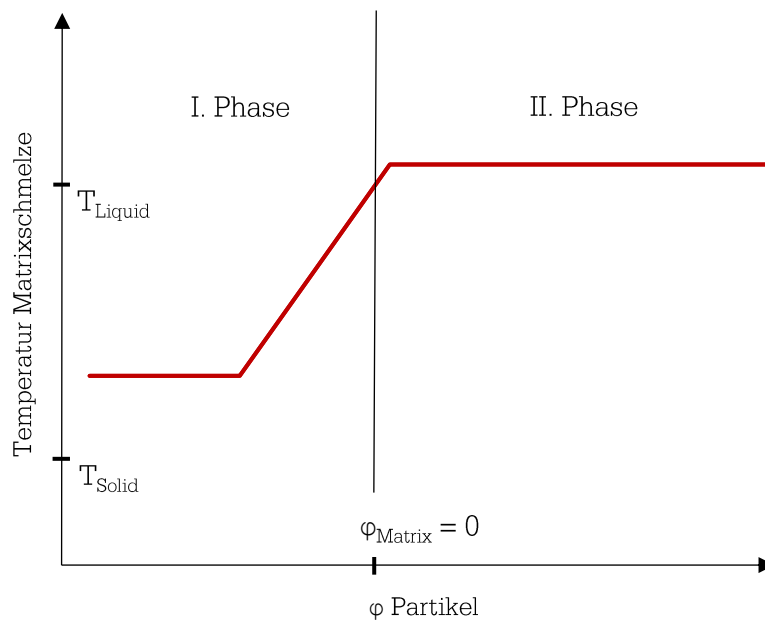


Abbildung 3-15: zweistufiger Prozess mit variabler Temperaturführung, zur Steuerung von $\varphi_{\text{Gesamt}}(T, t)$

Die Viskosität der Matrixschmelze mit einem Festphasenanteil ist ebenfalls abhängig von der Schergeschwindigkeit, ähnlich wie MMC-Schmelzen (Kapitel 2.7.1). Im Unterschied zu den meisten Verstärkungspartikeln, wird die Morphologie der dendritisch geformten Festphasenpartikel durch die Scherbelastung maßgeblich beeinflusst. Scherkräfte und Kollisionen führen zum Bruch der Dendriten, weshalb die Viskosität der Verbundwerkstoffschmelze innerhalb der I. Phase, von weiteren Faktoren, wie die Morphologie und die Größe der Festphase, abhängig ist [149].

Ultraschallunterstütztes Rührgießen

Die Kombination des Rührgießverfahrens mit einer Ultraschallbehandlung stellt eine sehr effektive Methode dar, um die Benetzung, die Porosität und die Partikelverteilung positiv zu beeinflussen [22, 59, 74, 88, 145]. In Kapitel 2.6.4 werden die Mechanismen akustische Kavitation und akustische Strömung beschrieben, die zu den positiven Effekten der Ultraschallbehandlung eines partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffes führen. Es wurde ebenfalls bereits genannt, dass der Einsatz der Ultraschallbehandlung für die Serienproduktion derzeit eine Herausforderung darstellt.

Der effektive Wirkungsbereich der Ultraschallbehandlung beschränkt sich auf einen relativ kleinen, kugelförmigen Bereich um die Sonotroden spitze herum. In monolithischen Aluminiumlegierungen entwickelt sich während der Ultraschallbehandlung eine akustische Strömung, wodurch kontinuierlich unbehandeltes Material in den Wirkungsbereich transportiert wird. Mit zunehmender Viskosität der Schmelze nimmt die akustische Strömung respektive die Durchmischung der Schmelze jedoch ab [136].

Das ultraschallunterstützte Rührgießen kann entweder simultan zu dem mechanischen Rühren angewendet werden, oder im Anschluss an das Rühren als ein zusätzlicher Prozessschritt. In Bezug auf die Effizienz der Ultraschallbehandlung, bietet das simultane ultraschall-unterstützte Rührgießen Vorteile für AMCP-Schmelzen. Aufgrund der mechanischen Rührwirkung wird die Verbundwerkstoffschmelze kontinuierlich innerhalb des Wirkungsbereichs der Ultraschallsonotrode mit unbehandeltem Material durchmischt, wodurch das behandelte Volumen gesteigert wird. Allerdings können die Partikel während der simultanen Behandlung zu einem erheblichen hydroerosiven Verschleiß an der Sonotrode führen. Anstatt metallischer Werkstoffe wie Titan oder Niob, sollten daher keramische Werkstoffe wie Siliziumnitrid (Si_3N_4) oder Aluminiumtitanat (Al_2TiO_5) als Sonotrodenmaterial verwendet werden, um den Verschleiß zu reduzieren. Erfolgt die Ultraschallbehandlung als anschließender Prozessschritt an das mechanische Rühren, kann die Eintauchtiefe der Ultraschallsonotrode während der Behandlung variiert werden, um das behandelte Volumen zu steigern.

In Tabelle 3-1 sind die im Kapitel 3 beschriebenen Verfahren zur Herstellung von Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen zusammengefasst. Das Rührgießverfahren ist auf einen Verstärkungsanteil von etwa 30 Vol.% beschränkt. Es ist jedoch durch eine unkomplizierte Anlagentechnik und günstige Ausgangsmaterialien gekennzeichnet, weshalb die Produktionskosten für die AMCP-Halbzeuge im Vergleich zu den anderen Verfahren sehr gering sind. Die Nachbearbeitungskosten sind ein zusätzlicher wesentlicher Kostenfaktor, die bei der Produktion von AMCP-Bauteilen in Serienprozessen berücksichtigt werden müssen. Gießtechnologischer Prozesse bieten hierbei einen essentiellen Vorteil gegenüber dem Sprühkompaktieren und der Pulvermetallurgie, besonders, wenn es sich um eine Großserienproduktion von Bauteilen mit komplizierter Geometrie handelt. Denn gießtechnologischer Prozesse ermöglichen eine endkonturnahe Fertigung der AMCP-Bauteile in der Sekundärverarbeitung. Die Kosten für eine mechanische Nachbearbeitung werden dadurch auf ein Minimum reduziert [9, 16, 23].

Tabelle 3-1: eine vergleichende Bewertung der Verfahren zur Herstellung von AMCP [24–26]

Verfahren	Produktionsgröße und -form	Verstärkungsanteil [Vol.-%]	Schaden an der Verstärkung	Kosten
Rührgießen	Bis zu 500 kg, große Formenvielfalt	≤ 30	Kein bis kaum Schaden	Sehr gering
Druck-infiltration	Bis 20 cm Höhe, Form limitiert durch die Preform	≤ 50	schwere Beschädigung	moderat
Drucklose infiltration	Beschränkte Höhe, Form limitiert durch die Preform	≤ 70	-	hoch
Sprühkompaktieren	Massive Bauteil bis 200 kg, limitierte Form	≤ 70	-	hoch
Pulvermetallurgie	Limitierte Größe, große Formenvielfalt	≤ 40	Bruch der Verstärkung	hoch

4. Gießtechnologie AMC_P Bauteilfertigung

Die Halbzeuge aus der Primärverarbeitung werden in einer Gießerei wieder aufgeschmolzen, um die endgültigen AMC_P -Gussteile mit Hilfe eines gießtechnologischen Verfahrens zu fetigen. Während des Wiederaufschmelzens der AMC_P -Halbzeuge muss die Schmelze sorgfältig behandelt werden [9]. Aufgrund der unterschiedlichen Dichte zwischen den Partikeln und der Matrix, besteht dabei die Gefahr einer Entmischung. Daher sollte die AMC_P -Schmelze während des Aufschmelzens mechanisch oder elektromagnetisch gerührt werden, um eine Entmischung der Partikel zu vermeiden [34]. Eine allgemein bekannte gießtechnologische Herausforderung während der Aufbereitung bzw. dem Warmhalten einer Aluminiumschmelze, ist die Wasserstoffaufnahme, die zu erhöhter Porosität im Gussteil führen kann [159]. Bei der Verarbeitung einer AMC_P -Schmelze birgt die Wasserstoffaufnahme der Aluminiummatrix und zusätzlich das Einarbeiten von Gasen während des Rührens die Gefahr, dass sich die Partikel an den Gasblasen in der Schmelze ansammeln. Das Aufschmelzen der AMC_P -Halbzeuge sollte daher unter Schutzgas und mit moderaten Rührgeschwindigkeiten durchgeführt werden.

Die gießtechnologische Sekundärverarbeitung von partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen ist im wesentlichen durch das verringerte Fließvermögen, im Vergleich zu monolithischen Aluminiumlegierungen, gekennzeichnet. Mit steigendem Partikelgehalt nimmt das Fließvermögen stark ab, was sich maßgeblich auf die gießtechnologische Verarbeitbarkeit auswirkt [35, 36]. In Kapitel 2.7 wurden die Ursachen dafür näher erläutert. Im folgenden Kapitel wird der Einfluss des verminderten Fließvermögens auf die gießtechnologische Sekundärverarbeitung von AMC_P -Halbzeugen beschrieben. Im Hinblick auf die Relevanz für die vorliegende Arbeit wird das häufig für die gießtechnologische Sekundärverarbeitung verwendete Schwerkraftkokillengießverfahren nur in Hinblick auf das Fließvermögen erörtert. Im folgenden wird die Bedeutung der AMC_P -Halbzeugverarbeitung im Druckgießverfahren mit Bezug auf das Fließvermögen und das Mikrogefüge untersucht.

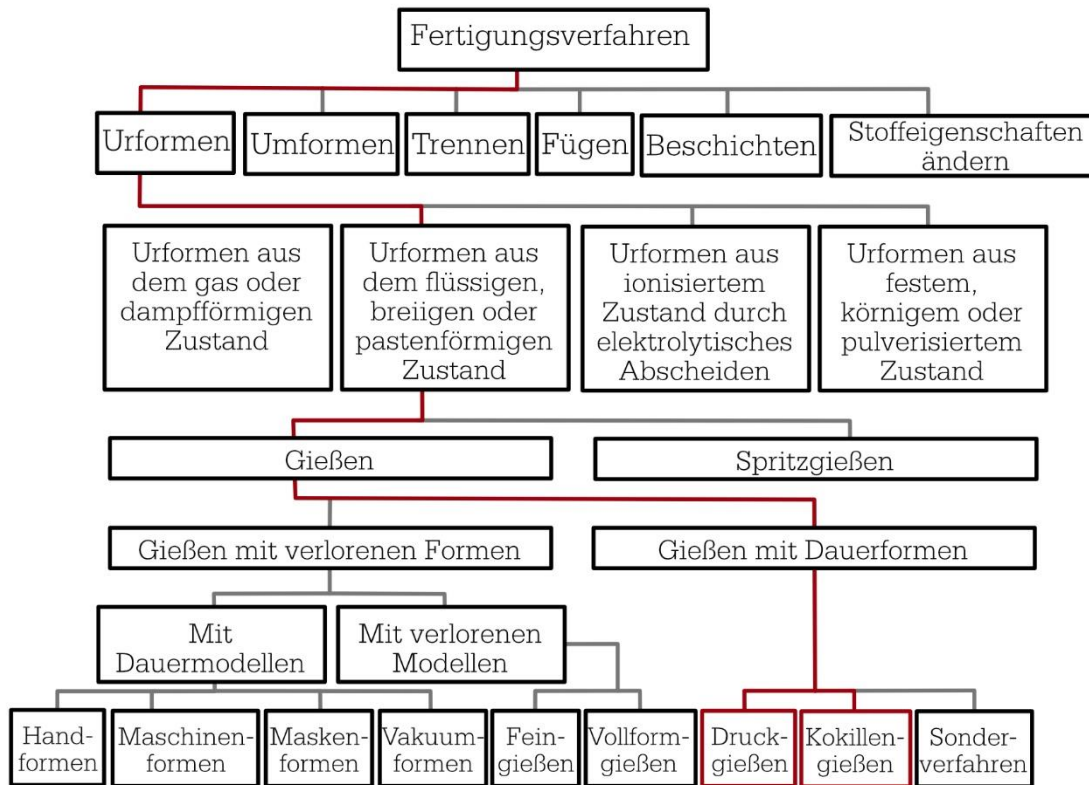


Abbildung 4-1: Gießverfahren nach DIN 8580, nach [64]

4.1. Schwerkraftkokillengießen

Das Schwerkraftkokillengießverfahren (SKKG) gehört zu den Dauerformverfahren. Die schematische Einordnung des Gießverfahrens kann der Abbildung 4-1 entnommen werden. Für das Verfahren ist kennzeichnend, dass sowohl die Formfüllung als auch die Erstarrung der Schmelze unter der Schwerkraft erfolgen [64, 176]. Aufgrund des zumeist hohen Automatisierungsgrades wird es für die Klein- bis Großserienfertigung eingesetzt. Um komplizierte Gussteile mit hoher Qualität aus monolithischen Aluminiumlegierungen zu fertigen, werden dabei häufig die Verfahrensvarianten Kippgießen oder Dreh-Kippgießen angewendet. Die gesamte Gießanlage wird hierbei während der Formfüllung bewegt, sodass die Formfüllung und Nachspeisung turbulenzarm und gleichmäßig erfolgen. Als Resultat weist das Gussteil eine geringere Porosität auf. Kokillengießverfahren sind durch eine höhere Abkühlgeschwindigkeit im Vergleich zum Gießen in verlorene Formen gekennzeichnet [176]. Die erhöhte Abkühlgeschwindigkeit wirkt sich positiv auf die Partikelverteilung des AMCP-Gussteils aus.

In Kapitel 2.7 wurde das verringerte Fließvermögen respektive die erhöhte Viskosität von partikelverstärkten MMC-Schmelzen beschrieben. Bereits ab einem Partikelgehalt von 10 bis 20 Vol.-% verringert sich das Fließvermögen um bis zu 20% im Vergleich zur unverstärkten Matrixlegierung. Bei einer Steigerung des Partikelgehalts auf 30 Vol.-% ist der Einfluss noch stärker ausgeprägt. Das Fließvermögen verringert sich dabei um bis 60%

im Vergleich zur unverstärkten Matrixlegierung [13, 36]. Je geringer der Partikeldurchmesser und je höher der Partikelanteil ist, desto stärker ist der Einfluss der Partikelverstärkung auf das Fließvermögen. Wenn sich an der der PM_{GA} Grenzflächenreaktionsprodukte ausbilden, wird das Fließvermögen noch stärker verringert, was in den zuvor genannten Prozentsätzen nicht berücksichtigt wurde [32]. Das verringerte Fließvermögen obstruiert die Möglichkeit, dünnwandige Gussteile aus AMC_P mit einem Partikelanteil von >20 Vol.-% im Schwerkraftkokillengießverfahren zu fertigen. AMC_P -Gussteile, die im Schwerkraftkokillengießverfahren gefertigt werden, sind häufig durch unvollständige Benetzung, schlechte Partikelverteilung, Agglomeration und Porosität gekennzeichnet [5, 9, 11, 17, 23, 177]. Die schmelzmetallurgische Sekundärverarbeitung im Schwerkraftkokillengießen ist daher nach dem Stand des Wissens auf etwa 20 Vol.-% begrenzt.

4.2. Druckgießen

4.2.1. Einordnung

Das Druckgießverfahren gilt als eines der effizientesten Gießverfahren für die Serienproduktion mit kurzen Taktzeiten und hoher Produktivität [38, 64]. Die Schmelze wird bei diesem Verfahren unter hohem Druck und hoher Geschwindigkeit in eine Dauerform aus Warmarbeitsstahl gedrückt, wobei die gesamte Formfüllung nur einen Bruchteil einer Sekunde in Anspruch nimmt. Auch die Erstarrung erfolgt im Anschluss unter hohem Druck [7, 37, 176, 178], was die Fertigung komplizierter und dünnwandiger Gussteile erlaubt, die in anderen Fertigungsverfahren oft aus mehreren Einzelteilen zusammengesetzt werden müssen [38, 178]. Aufgrund der sehr glatten Oberflächen und der sehr guten Maßhaltigkeit der Druckgussteile, ist eine Nacharbeit, bis auf das Abtrennen des Eingussystems, meist nicht notwendig [7, 38, 64]. Abhängig vom Gießformenzustand können Druckgussteile mit folgenden Rauheiten gefertigt werden (Ra-Werte) [178]:

- Aluminiumlegierungen 3,0 bis 20 μm ,
- Magnesiumlegierungen 3,0 bis 18 μm ,
- Zinklegierungen 2,5 bis 18 μm .

Man unterscheidet in Abhängigkeit der zu verarbeitenden Metallschmelze in Warmkammer- oder Kaltkammerverfahren. Aluminiumlegierungen werden, aufgrund der Legierungsneigung zum Eisen, vorrangig im Kaltkammerverfahren verarbeitet [37, 176, 178]. Dabei hat sich die Bauweise der horizontalen Kaltkammer (Abbildung 4-2) gegenüber der vertikalen Kaltkammer durchgesetzt, da die Gießleistung und die Qualität der Druckgussteile, im Vergleich zur vertikalen Bauweise, gesteigert werden konnten [38]. Die Gießkammer und der Warmhalteofen für die Schmelze sind bei dieser Bauform voneinander getrennt. Das flüssige Metall wird entweder manuell mittels Schöpfkelle oder mit

Hilfe automatisierter Vorrichtungen wie z.B. einem Industrieroboter aus dem Warmhalteofen entnommen und in die Druckkammer gefüllt [38, 176].

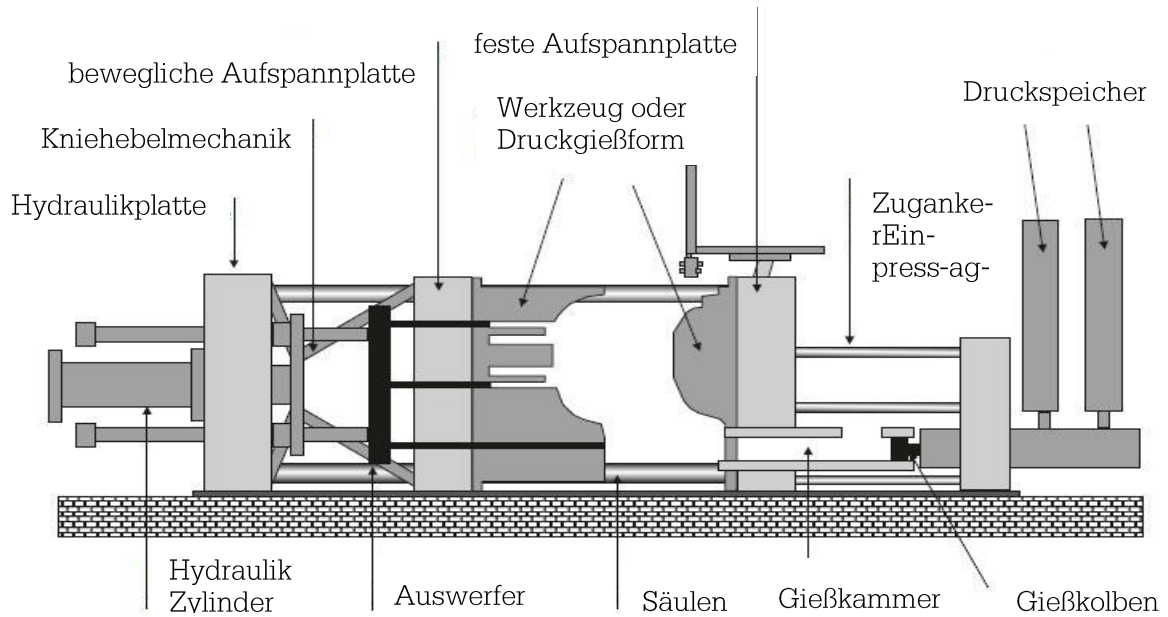


Abbildung 4-2: *hydromechanische Kaltkammerdruckgussmaschine [37]*

Die Fertigungskosten werden durch die Steigerung der Fertigungsleistung gesenkt, bedingt durch die hohe Taktfrequenz des Verfahrens, im Vergleich zu anderen Gießverfahren. Aufgrund der sehr glatten Oberflächen und der sehr guten Maßhaltigkeit der Druckgussteile, ist eine mechanische Nachbearbeitung, bis auf das Abtrennen des Eingussystems, meist nicht notwendig [37, 38, 178]. Der schematische Ablauf des Druckgießverfahrens mit horizontaler Gießkammer ist in Abbildung 4-3 dargestellt.

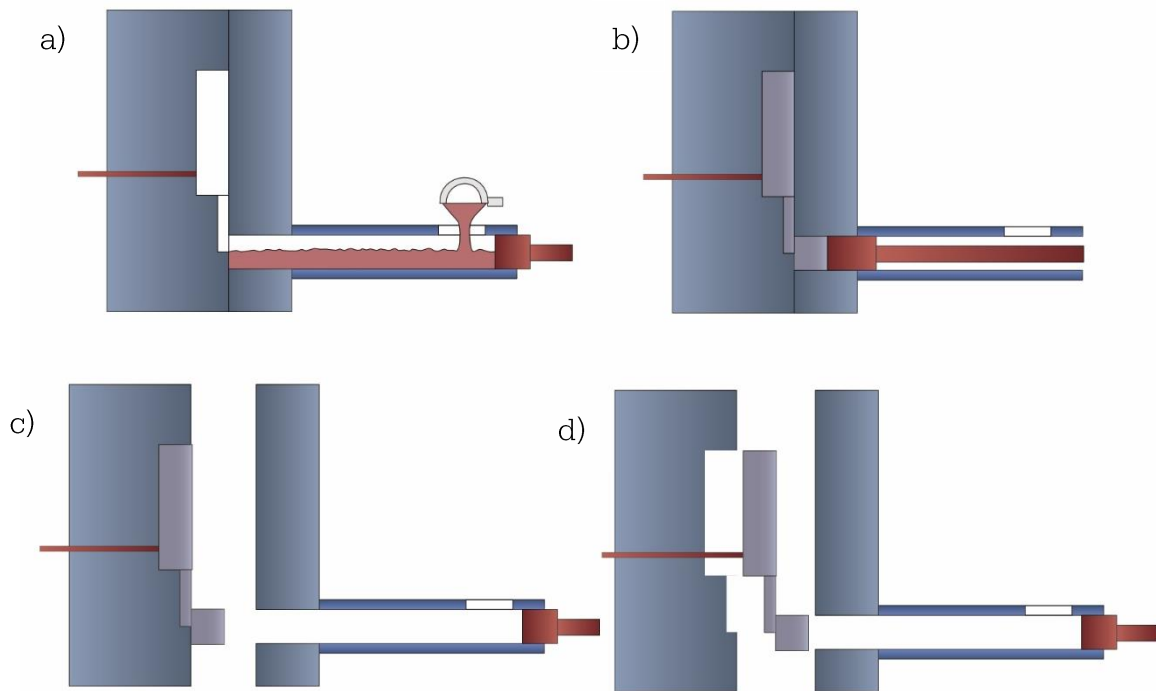


Abbildung 4-3: schematischer Ablauf des Druckgießverfahrens mit horizontaler Kaltkammer: a) einfüllen der Schmelze in die Gießkammer, b) Formfüllung durch die Bewegung des Kolbens, c) öffnen der Gießform und Zurückziehen des Kolbens, d) auswerfen des Druckgussteils, nach [176]

4.2.2. Prozessphasen

Der Druckgießprozess lässt sich anhand der Geschwindigkeit und des zurückgelegten Weges des Kolbens, sowie anhand des Druckes der Metallschmelze in die drei folgenden Prozessphasen unterteilen:

- Vorlaufphase,
- Formfüllung, und
- Nachdrücken.

Der zeitliche Verlauf von Weg, Geschwindigkeit und Druck während der drei Prozessphasen ist in Abbildung 4-4 grafisch zusammengefasst.

4.2.2.1. I. Phase – Vorlauf

In der ersten Phase wird die Schmelze innerhalb der Gießkammer bis zum Anschnitt bzw. Gießlaufsystem möglichst turbulenzarm durch die Kolbenbewegung angestaut. Der Anfangsfüllgrad der Schmelze in der Gießkammer beträgt zumeist zwischen 40 bis 80%, so dass neben der Schmelze zunächst eine beträchtliche Menge an Gas innerhalb der Gießkammer vorliegt [38].

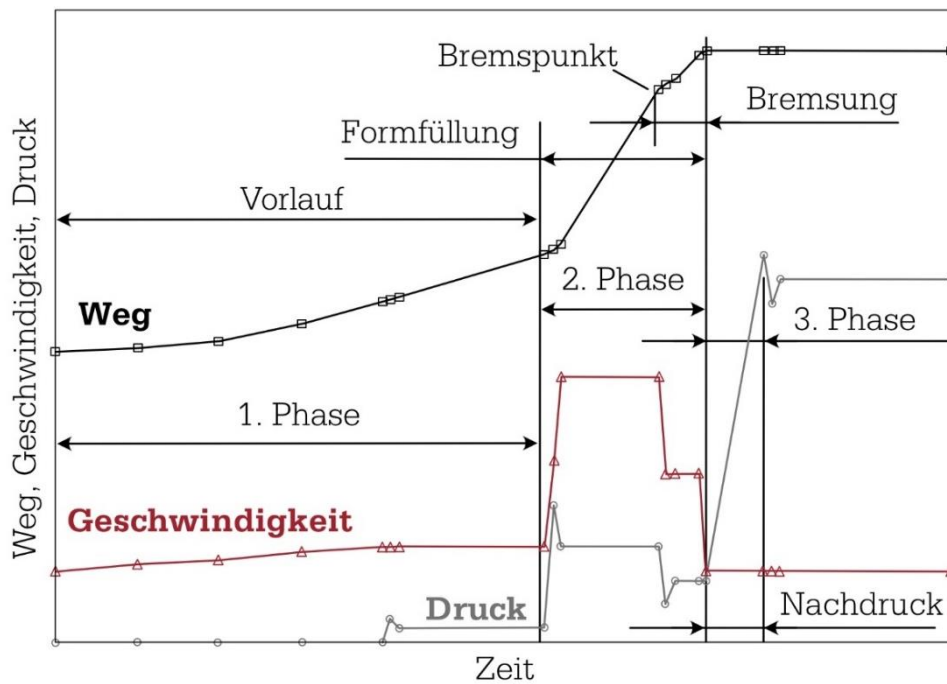


Abbildung 4-4: Weg und Geschwindigkeit des Gießkolbens sowie hydraulischer Druck des Antriebszylinders in Abhängigkeit der Zeit, nach [38]

Bei Anfangsfüllgraden unterhalb von 50 bis 70% wird von Problemen mit der Gießkammerentlüftung berichtet. Des Weiteren genügt die Wärmemenge bei einem niedrigen Anfangsfüllgrad nicht aus, um die an die Gießkammerwand und den Kolben abgegebene Wärmemenge zu kompensieren. In diesem Fall ist nicht mehr die gesamte Schmelze im flüssigen Zustand. Das vorzeitig erstarrte Material wird mit in den Formhohlraum eingedrückt und führt dort zu Gussfehlern. Der Anfangsfüllgrad ist auf etwa 75 bis 80% begrenzt und von der Größe der Einfüllöffnung, sowie der Gefahr des Überschwappens beim Überfahren der Einfüllöffnung abhängig [45].

Die Bewegung des Kolbens erfolgt entweder mit einer konstanten Geschwindigkeit oder mit einer konstanten Beschleunigung [29, 38], um vor dem Kolben eine Stauwelle aufzubauen. Eine gleichmäßige Kolbenbeschleunigung bis zum Erreichen der kritischen Kolbengeschwindigkeit, die bis zum Ende der Vorlaufphase fortgesetzt wird, stellt sich als optimal heraus [45]. Um die Bildung von Überschlagswellen (Abbildung 4-5 c) zu vermeiden, darf die kritische Kolbengeschwindigkeit nicht überschritten werden. Ziel der Vorlaufphase ist, die in der Gießkammer befindliche Luft über den Gießlauf zu verdrängen, ohne eine Vermischung mit der Schmelze und bevor das flüssige Metall den Gießlauf erreicht (Abbildung 4-5 b). Sollte sich noch Luft innerhalb der Gießkammer befinden, wenn das flüssige Metall in den Formhohlraum gedrückt wird, erreichen beide Phasen gemeinsam den Formhohlraum. Die Kolbenbewegung weist daher einen maßgeblichen Einfluss auf die Gasporosität von Druckgussteilen auf.

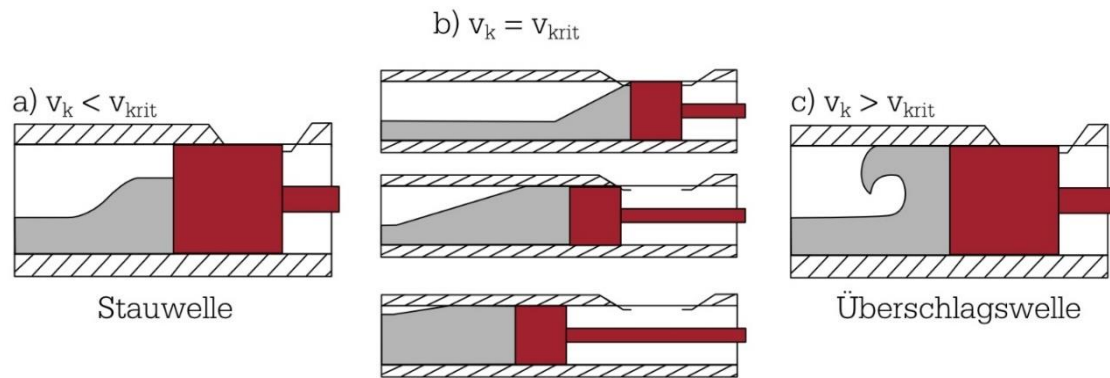


Abbildung 4-5: Vorlaufphase Druckgießen - Gefahr von Lufteinschlüssen; a) Bildung einer Stauwelle, b) $v_k = v_{krit}$ bei konstanter Beschleunigung, c) Bildung einer Überschlagswelle, nach [29, 38]

4.2.2.2. II. Phase – Formfüllung

Während der zweiten Prozessphase erfolgt die eigentliche Formfüllung mit hoher Geschwindigkeit. Der Formfüllvorgang ist bereits nach nur einem Bruchteil einer Sekunde abgeschlossen (2 bis 200 ms) [176]. In Abhängigkeit der geringsten Wandstärke eines Aluminiumdruckgussteils werden in der Literatur empirische Richtwerte für eine optimale Füllzeit angegeben. Bei 2 mm Wandstärke werden 30 bis 40 ms und für ein 5 mm starkes Druckgussteil bereits 170 bis 200 ms angegeben [29]. Um eine konstante Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze im Anschnitt des Formhohlraums zu erreichen, bewegt sich der Kolben nach kurzer Beschleunigung mit konstanter Geschwindigkeit [29, 38]. Der Anschnitt weist für Aluminiumlegierungen eine Dicke von 1 bis 5 mm auf und ist nur wenige Millimeter breit [178]. In Abhängigkeit der Gießzeit und bedingt durch die Kontinuitätsgleichung beträgt die Strömungsgeschwindigkeit im Anschnitt zwischen 30 bis zu 90 ms^{-1} [38, 176]. Die Schmelze durchströmt den Formhohlraum als dünner Strahl, wobei zwischen der Rücklauffüllung bzw. Stauffüllung und der Vorwärtsfüllung bzw. Strahlfüllung unterschieden wird (Abbildung 4-6) [29, 64].

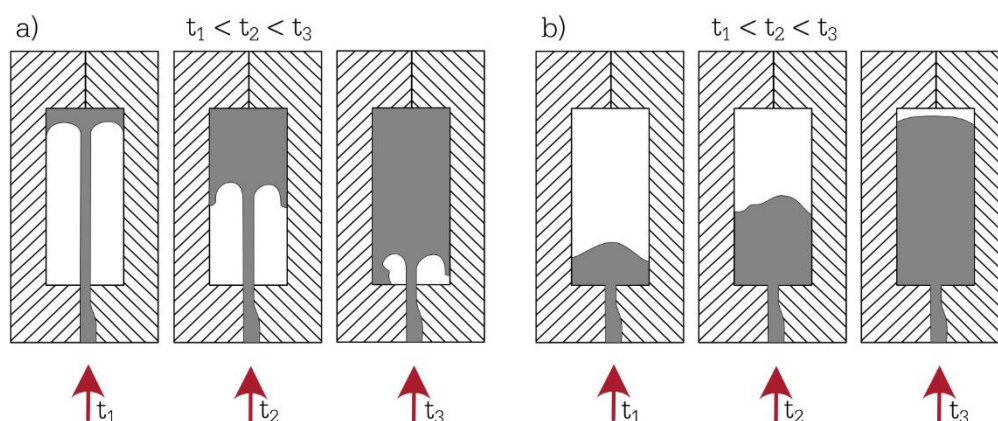


Abbildung 4-6: Formfüllung: Grundsätzlich werden zwei Arten unterschieden, welche als Rücklauffüllung (Stauffüllung) und Vorwärtsfüllung bezeichnet werden, nach [29]

Die Gießleistung respektive die Gießkolbengeschwindigkeit weist einen erheblichen Einfluss auf die Qualität der Druckgussteile auf [38, 176]. Eine Verkürzung der Formfüllzeit

vermindert die Gefahr von inneren und äußeren Gussfehlern am Druckgussteil und ermöglicht die geringeren Wandstärken. Am Ende der Hochgeschwindigkeitsbewegung muss der Kolben schlagartig zur Ruhe kommen, wodurch Druckspitzen im noch flüssigen Metall innerhalb des Formhohlraums entstehen. Sollten diese Druckspitzen die Formschließkraft übersteigen, hat dies ein Öffnen der Formhälften und somit Gratbildung und Maßabweichungen des Druckgussteils zur Folge. Um Druckgussteile mit hoher Präzision zu fertigen, müssen die hohen Druckspitzen im Formhohlraum vermieden werden, wodurch die Kolbengeschwindigkeit begrenzt wird. Die Zuhaltekräfte für Kaltkammerdruckgießmaschinen reichen bis etwa 4500 t [178]. Des Weiteren führt eine zu hohe Kolbengeschwindigkeit zu Anschweißungen der Schmelze an den Formwänden und erosiver Verschleißbeanspruchung der Formgravur. Wenn die Strömungsgeschwindigkeit zu gering gewählt wird, kann es zu einem vorzeitigen Erstarren der Schmelze bzw. unvollständigen Guss, Kaltfließstellen und Fließlinien kommen, was zu Ausschuss führt [38].

4.2.2.3. III. Phase – Nachdrücken

Nach der abrupten Bremsung des Kolbens beginnt die dritte Phase des Druckgießprozesses mit dem Nachdrücken. Dabei wird ein hoher statischer Druck von mehreren hundert bar auf die Schmelze aufgebaut. Das Nachdrücken hat zum Ziel, die Erstarrungsschwindung zu kompensieren und gleichzeitig eine Nachspeisung der noch flüssigen Schmelze zu ermöglichen. Hohlräume wie Gasporosität und Feinlunker sollen dabei verschlossen werden. Der Druck aus der Gießkammer kann nur auf den Formhohlraum wirken, solange eine schmelzflüssige Verbindung dazwischen besteht. Bereiche mit geringem Querschnitt, wie z.B. im Anschnitt, frieren jedoch sehr schnell ein. Daher ist die Wirksamkeit des Nachdrucks stark zeitabhängig und liegt häufig zwischen 10-30 ms [29, 38].

Zusammenfassend lassen sich folgende wesentliche Parameter für das Druckgießverfahren mit horizontaler Kaltkammer nennen, die einen wesentlichen Einfluss auf die Qualität der Druckgussteile aufweisen [38]:

- Verweilzeit der Druckgusslegierung in der Gießkammer vor dem Gießen,
- Kolbengeschwindigkeit oder die Kolbenbeschleunigung während der Vorlaufphase,
- Umschaltzeitpunkt von der ersten zur zweiten Gießphase,
- Kolbengeschwindigkeit und die Gießzeit während der Formfüllung,
- Nachdruck und die Zeit der Nachverdichtung des flüssigen Metalls im Formhohlraum, und
- Erstarrungs- und Formzuhaltzeit des Gussstücks im Formhohlraum.

4.2.3. Verfahrensspezifische Aspekte

Um Hohlräume oder Hinterschnitte in Gussteilen zu erzeugen, werden häufig Sandkerne mit Binder eingesetzt. Aufgrund der hohen Kräfte im Druckgießverfahren, ist der Einsatz von Sandkernen jedoch unwirtschaftlich [7]. Daher müssen Salzkerne mit hoher Festigkeit oder Schieber eingesetzt werden. Die Salzkerne können relativ einfach und ohne Rückstände mit Wasser entfernt werden. Schieber verringern die Produktivität des Verfahrens, da sie erst aus dem Gussteile herausgezogen werden müssen, bevor es aus der Gießform ausgeworfen werden kann [179]. Die Einschränkungen in der Formgestaltung von Druckgussbauteilen sind daher höher, als beim Schwerkraftkokillengießverfahren [7, 64].

Die hohen Kräfte des Verfahrens können zum Ankleben des Druckgussteils in der Gießform führen, was die Standzeit der Druckgießform verringert. Durch einen erhöhten Mangan- oder Eisengehalt wird das Ankleben des Druckgussteils an der Gießform vermieden. Letzteres ist einer der Gründe dafür, dass für Druckgusslegierungen vorzugsweise Sekundärgusslegierungen verwendet werden [7]. Der Eisenanteil kann sich in AlSi-Legierungen jedoch nachteilig auf die Dehnungseigenschaften auswirken, da es die nadelförmige Al_5FeSi β -Phase bildet. Der Einsatz von Mangan unterbindet die nachteilige Wirkung von Eisen, da es die fächer- bzw. farnförmige $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ α -Phase bildet [180].

Gasporosität ist ein häufiges Problem bei Druckgussteilen, die während der Formfüllung durch das Vermischen der flüssigen Schmelze mit der Luft im Formhohlraum entstehen kann. Die Poren und Blasenbildung verringern die Duktilität und verhindern das Schweißen bzw. eine Wärmebehandlung der Druckgussteile.

Aus diesem Grund wurde das vakuumunterstützte Druckgießverfahren entwickelt, bei dem die Gießkammer, das Gießlaufsystem und der Formhohlraum durch den Einsatz von Vakuumtechnik zwangsentlüftet werden [7, 38, 176, 178]. Da die Qualität der Druckgussteile dadurch verbessert wird, hat sich das Vakuum-Druckgießen in den letzten Jahren durchgesetzt. Die Variante des mehrstufigen Vakuum-Druckgießverfahrens kann der entnommenen Abbildung 4-7 werden. Der Anteil an komprimierter Luft und an Dämpfen wird durch die Evakuierung maßgeblich reduziert, was den Gasgehalt verringert (Abbildung 4-8). Die Evakuierung erfolgt während der Formfüllung, weshalb das rechtzeitige Verschließen der Vakuumleitungen eine Herausforderung darstellt, damit keine Schmelze abgesaugt wird [176].

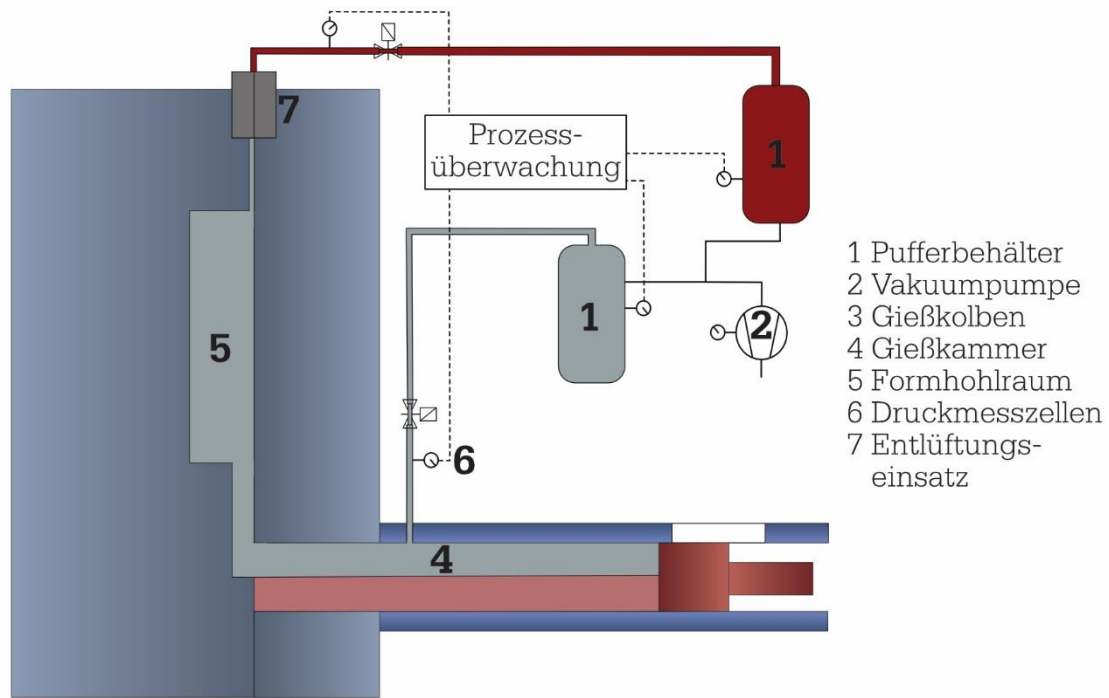


Abbildung 4-7: schematische Darstellung einer Variante des mehrstufigen Vakuum-Druckgießverfahrens, nach [38]

Metallabsperrentile haben sich dabei als störanfällig bewiesen, weshalb sich gekühlte Entlüftungseinsätze etabliert haben. Sie verhindern das Einsaugen der Schmelze in den Vakuumkanal, durch vorzeitiges Erstarren innerhalb eines Lybyrithkanals mit sehr engem Spalt [38]. Der Einsatz der Vakuumtechnik kann durch den Einsatz von Schiebern, zur Erzeugung von Hinterschnitten und Bohrungen, limitiert werden [7].

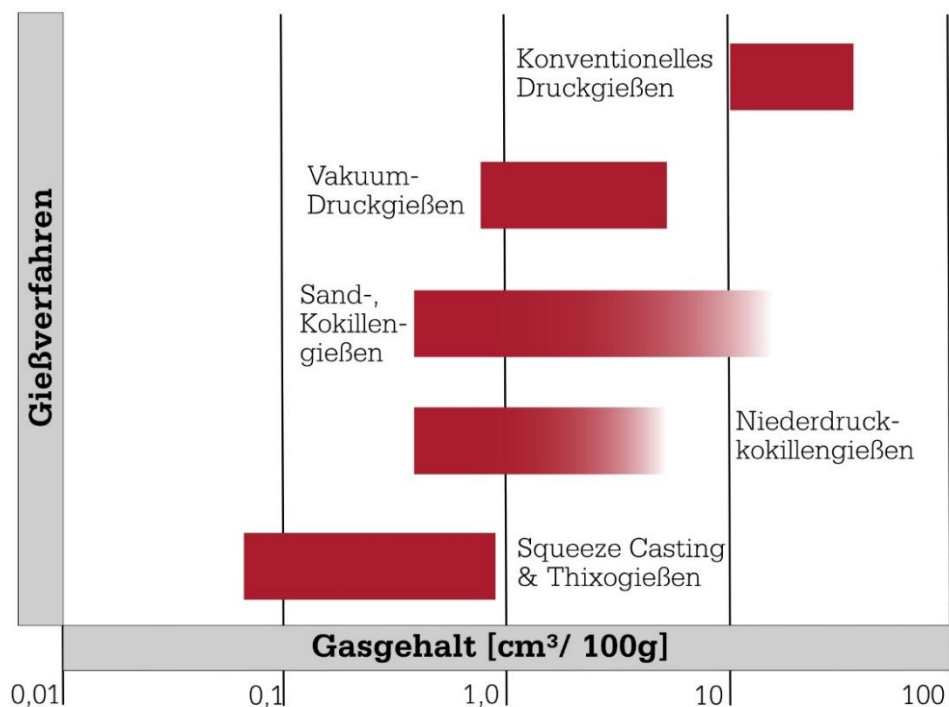


Abbildung 4-8: gießverfahrensabhängiger Gasgehalt, nach [64]

Das Druckgießverfahren ermöglicht aufgrund der sehr kurzen Formfüllzeit bzw. der hohen Strömungsgeschwindigkeiten die Fertigung von besonders dünnwandigen Bauteilen. Für übliche Druckgusslegierungen werden folgende Richtwerte in Relation der Bauteilgröße als minimale Wanddicke angegeben [38, 178]:

- für Aluminiumlegierungen ab 0,8 bis 3 mm,
- für Zinklegierungen ab 0,3 bis 2 mm,
- für Magnesiumlegierungen ab 0,7 bis 3 mm.

Bei den geringsten Wanddicken sollten benachbarte Materialanhäufungen im Bauteil vermieden werden, um Lunker zu verhindern. Die Speisung des gesamten Volumens des Druckgussteils während des Nachdrückens, kann nicht gewährleistet werden, wenn dünne, bereits erstarrte Querschnitte das Nachfließen aus der Gießkammer verhindern [38].

Die Strömungsgeschwindigkeit stellt beim Druckgießen die wichtigste Einflussgröße für den Verlauf der Formfüllung der in die Gießform einströmenden Schmelze dar [64]. Vergleicht man die Druckgusslegierungen auf Basis von Aluminium, Magnesium, Kupfer und Zink, zeigt sich ein maßgeblicher Einfluss der unterschiedlichen Dichte auf die erzielbaren Strömungsgeschwindigkeiten. In Abbildung 4-9 ist der Einfluss der Dichte bzw. der Basislegierung auf die erzielbaren Strömungsgeschwindigkeiten grafisch dargestellt.

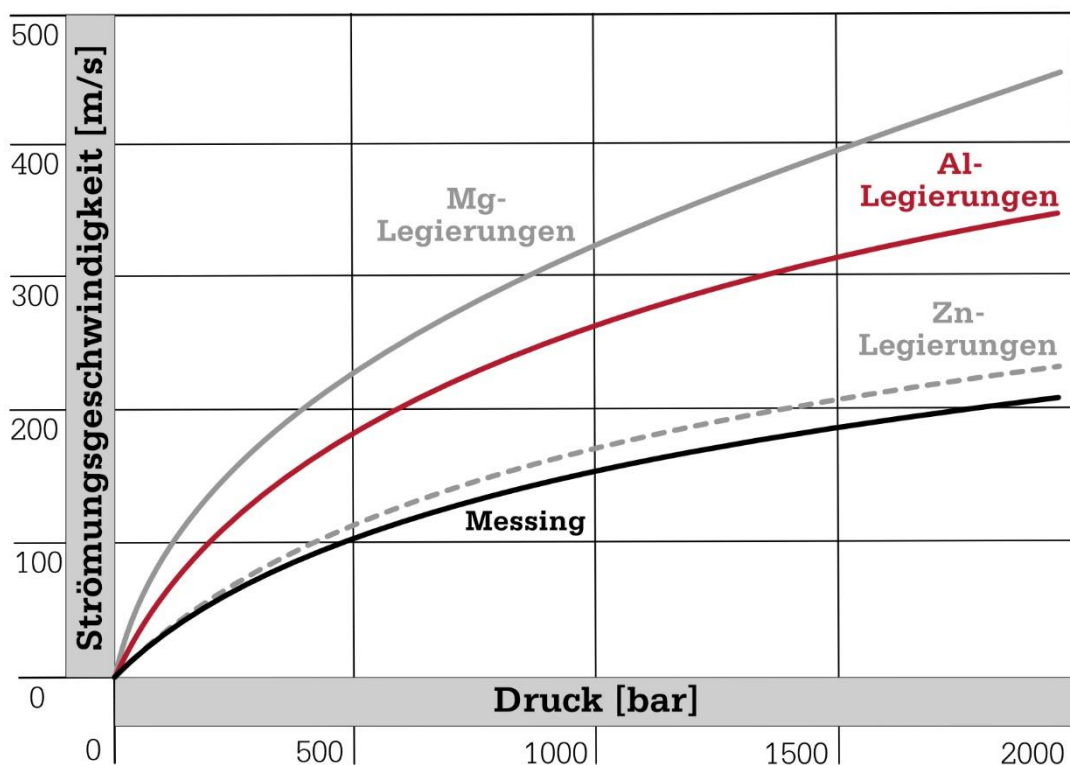


Abbildung 4-9: Strömungsgeschwindigkeit flüssiger Druckgusslegierungen, nach [181]

Für die Gusswerkstoffe Messing, Zink, Aluminium und Magnesium beträgt das Verhältnis der theoretisch erreichbaren Geschwindigkeiten etwa 1,0: 1,1: 1,8: 2,2 [64]. Um die Strömungsgeschwindigkeit der in die Gießform einströmenden Schmelze zu bestimmen, wird die Bernoulli'sche Gleichung verwendet [64]:

$$v = \sqrt{2 \frac{p}{\rho_f}}, \quad (4-1)$$

wobei v die Strömungsgeschwindigkeit, p der Strömungsdruck und ρ_f die Dichte der flüssigen Legierung bedeuten. Die Dichte der flüssigen Legierungen beträgt nur etwa 91% der Dichte im erstarrten Zustand bei Raumtemperatur. Für Metall-Matrix-Composite muss diese überschlägige Näherung jedoch angepasst werden, da die Verstärkungsphase zu keiner Zeit im schmelzflüssigen Zustand vorliegt.

4.2.4. Druckgießform

Eine Druckgießform ist im Vergleich zu einer Dauerform für das SKKG durch eine deutliche Komplexität gekennzeichnet. Die Belastungen durch die hohen Strömungsgeschwindigkeiten, sowie die thermisch zyklische Beanspruchung im Serienprozess führen zu deutlich veränderten Beanspruchungsszenarien, die eine Anpassung des Druckgießwerkzeuges verlangen, um eine adäquate Lebensdauer zu gewährleisten.

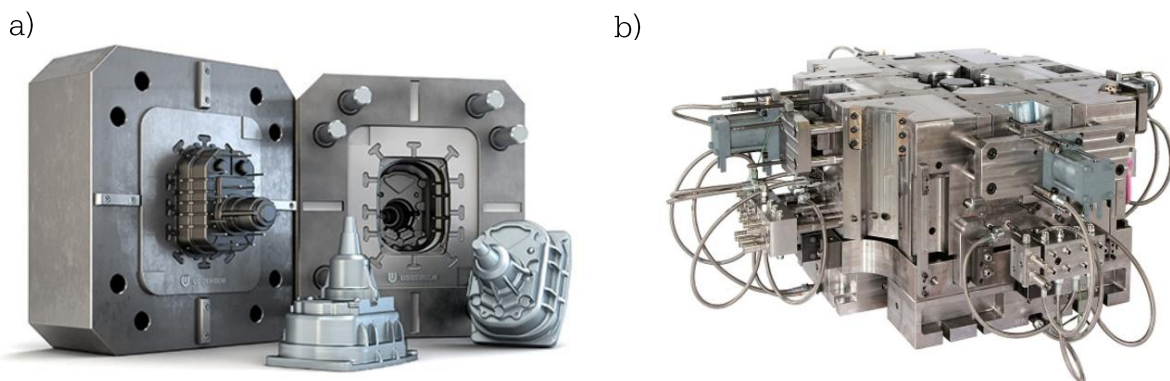


Abbildung 4-10: das Druckgießwerkzeug: a) beide Formhälften mit Gussteil [182], b) Komplexität eines Druckgießwerkzeuges für die Anlageninstallation [183]

Dazu gehört unter anderem die Auswahl geeigneter Warmarbeitsstähle. Die Bewertung der Werkstoffeignung erfolgt nach den Kriterien: Kerbschlagarbeit, Härte, Thermoschock-, Auswaschungs- und Spannungsrisswiderstand. Das größte Optimierungspotential zur Steigerung der Druckgießform-Standzeit kann jedoch durch den Vergütungsprozess der Druckgießform, sowie eine geeignete Temperaturführung/ Kühlung der Druckgießform erzielt werden [184].

5. Leitgedanke und Forschungsfragen

In den vorangegangenen Kapiteln wurde betont, dass partikelverstärkte Aluminium-Matrix-Composite mit einem Volumenanteil ≥ 20 Vol.-% SiC-Partikel eine deutlich gesteigerte Verschleißbeständigkeit bei geringer Dichte aufweisen. Diese Eigenschaften ermöglichen, aus technischer Sicht, den industriellen Einsatz für z.B. die Substitution etablierter Produkte, wie die Gusseisenbremsscheibe, durch AMC_P . Aus wirtschaftlicher Sicht bedarf es dafür eine kostengünstige und großserientaugliche Prozessroute, wie es eine schmelzmetallurgische Prozessroute, bestehend aus dem Rührgießverfahren mit anschließender gießtechnologischer Sekundärverarbeitung, ermöglichen kann. Allerdings wurde auch herausgestellt, dass die gießtechnologischer Verarbeitbarkeit durch das verringerte Fließvermögen einer AMC_P -Schmelze maßgeblich verschlechtert wird. Das Druckgießverfahren bietet aufgrund der druckunterstützten Formfüllung das Potential, das geringe Fließvermögen einer AMC_P -Schmelze auch bei einem Partikelgehalt > 20 Vol.-% zu überwinden, was für die gießtechnologischer Verarbeitung sehr hoch ist. Mit Hilfe von experimentellen Untersuchungen, soll folgende Fragestellung, die im Fokus der vorliegenden Arbeit steht, beantwortet werden:

Wie wirkt sich die Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren, im Vergleich zum Schwerkraftkokillengießverfahren, auf das Fließvermögen und die Qualität der AMC_P -Gussteile, in Bezug auf die Porosität und den Benetzungsgrad, aus?

Die schmelzmetallurgische Verarbeitung ist dadurch gekennzeichnet, dass die AMC_P -Schmelze eine bestimmte Zeit im Warmhalteofen gehalten werden muss, bevor sie am Gießplatz verarbeitet werden kann. Dies führt mit zunehmender Dauer zu einer hohen thermischen Belastung der Verstärkungspartikel in der geschmolzenen Matrix. Temperatur- und zeitabhängig entstehen dabei intermetallische Phasen, wie z.B. Al_4C_3 bei SiC verstärkten AMC_P , wodurch die mechanischen Eigenschaften der AMC_P -Gussteile verschlechtert werden. Eine AMC_P -Schmelze sollte daher möglichst rasch verarbeitet werden, um die Reaktion zwischen der Aluminiummatrix und der SiC-Verstärkung auf ein Minimum zu reduzieren. In Kapitel 2.6.3 wurde die Vorbehandlung von SiC-Partikeln durch die passive Oxidation beschrieben. Eine weitere Fragestellung die im Rahmen dieser Arbeit experimentell untersucht wird, bezieht sich auf die thermische Konservierung der SiC-Partikel für die zuvor beschriebene schmelzmetallurgische Prozessroute, im Sinne einer Diffusionsbarriere:

In welchem Maße wirkt sich die passive Oxidation von SiC-Partikeln auf die Verarbeitbarkeit einer magnesiumhaltigen AMC_P -Schmelze und die mechanischen

Eigenschaften des daraus gefertigten Gussteils aus, das durch eine schmelzmetallurgische Prozessroute gefertigt wurde?

Während der Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren lässt sich die Einarbeitung von Gasen bzw. Oxidhaut nicht vollständig vermeiden, wodurch die Porosität der Gussteile beeinträchtigt wird. In Kapitel 2.6.4 wurde die Ultraschallbehandlung zur Benetzungssteigerung der Partikel, sowie zur Senkung des Gas- und Oxidhautgehalts von AMC_P -Schmelzen beschrieben. Für monolithische Aluminiumlegierungen scheitert die industrielle Implementierung der Ultraschallbehandlung aktuell noch an der Skalierbarkeit der beschriebenen Effekte. Das Rührgießverfahren bietet aufgrund des Zeitaufwands für die Partikelzufuhr bzw. der bewegten Schmelze das Potential, parallel die ebenfalls zeitaufwendige Ultraschallbehandlung der AMC_P -Schmelze durchzuführen. Durch die Rotation der Schmelze im Rührgießverfahren, wird immer wieder unbehandeltes Material in die Kavitationszone befördert, wodurch die Behandlungsleistung erhöht wird. Ein positiver Aspekt, um die Ultraschallbehandlung auf einen industriellen Maßstab zu skalieren und somit dessen Einsatz für eine schmelzmetallurgische und großserientaugliche Prozessroute, zur Fertigung von AMC_P -Gussteilen, zu ermöglichen. Mit Hilfe einer weiteren experimentellen Versuchsreihe, soll daher folgende Fragestellung beantwortet werden:

Ermöglicht die Ultraschallbehandlung der AMC_P -Schmelze während der Primärverarbeitung eine Steigerung der Verschleißbeständigkeit respektive eine Verbesserung der Partikelverteilung eines AMC_P -Druckgussteils?

6. Produktion der AMC_P -Halbzeuge

Das folgende Kapitel dient der Beschreibung der verwendeten Versuchsaufbauten und der Versuchsdurchführung zur Produktion der AMC_P -Halbzeuge, die im Rahmen der folgenden experimentellen Untersuchungen in den Sekundärverarbeitungsverfahren verwendet wurden. Hierfür wurden AMC_P -Halbzeuge mit einem Partikelanteil von 20 und 30 Vol.-% SiC_P -Verstärkung hergestellt und anschließend in Massel abgegossen. Das in Kapitel 3.2.4 beschriebene Rührgießverfahren wurde zur Produktion aller verwendeten AMC_P -Halbzeuge genutzt.

6.1. Versuchsaufbau Rührgießverfahren

Charakteristisch für das Rührgießverfahren ist die vergleichsweise einfache Anlagentechnik des Verfahrens. Eine Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus ist der Abbildung 6-2 zu entnehmen.

Der widerstandsbeheizte Schmelzofen der Firma Nabertherm (Modell K4/13) weist eine Leistung von 5,5 kW bei 13,8 A und 400 V auf. Die maximale Schmelztemperatur liegt bei 1300 °C. Als Tiegel wurde ein Graphittiegel der Form A (D=180 mm, d=120 mm und H=240 mm) verwendet. Diese Tiegelgröße ist für das Schmelzen von etwa 10 kg Al-Legierung geeignet und weist einen halbkugelförmigen Boden auf.

Zur Erzeugung des Strudels wird die mechanische Rührwirkung eines Schrägblattrührers mit 4 Blättern genutzt (Abbildung 6-1), der konzentrisch über dem Tiegel positioniert ist. Er weist einen Durchmesser von 99 mm (0,55 x Tiegeldurchmesser) auf, die Blätter sind 30 mm breit, sowie um 30° geneigt. Der Durchmesser des Schafts beträgt 45 mm. Diese Maße wurden aus Veröffentlichungen zum Rührgießen von AMC_P abgeleitet [168, 170]. Der Schrägblattrührer und der Schaft wurden aus Graphit (ISO 63) gefertigt. Sowohl die Höhe des Rührers, als auch die Drehzahl des Motors, können stufenlos gesteuert werden.

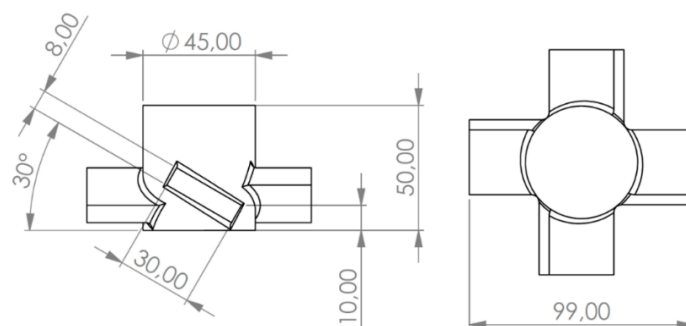


Abbildung 6-1: technische Zeichnung des Schrägblattrührers [Maße in mm]

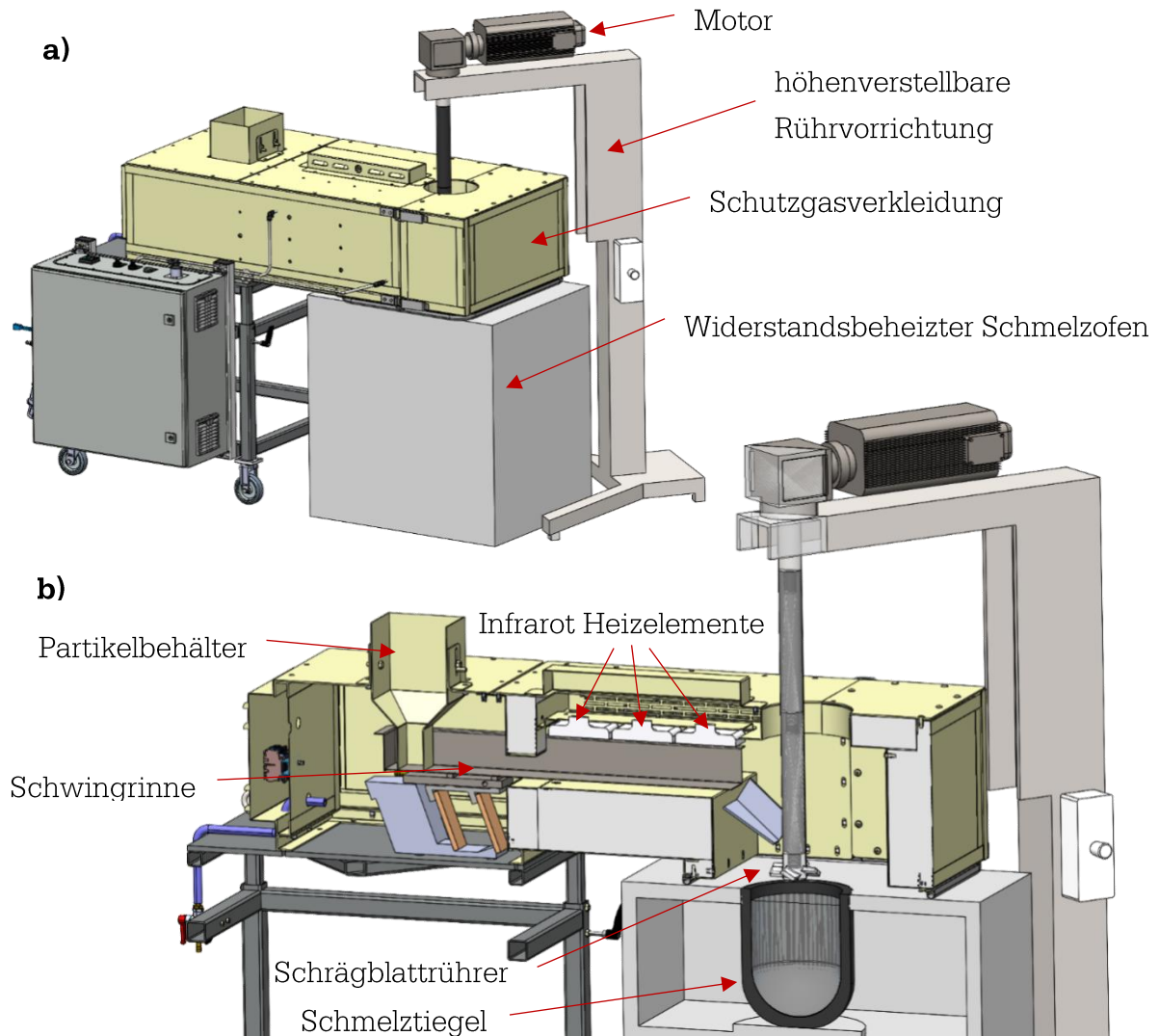


Abbildung 6-2: schematische Darstellung Rührgießversuchsstand; a) Außenansicht, b) Schnittansicht

Die Zufuhr der Partikel in den Schmelztiegel erfolgte mit einem Massestrom von 50 g/min (± 5 g/min) über eine magnetbetriebene Schwingrinne. Oberhalb der Schwingrinne sind drei Infrarot-Heizelemente mit einem Abstand von 82 mm zur Schwingrinne angeordnet. Sie weisen jeweils eine Leistung von 1000 W auf und können bis zu 850 °C erwärmt werden. Mit Hilfe der Infrarot-Heizelemente wurden die Partikel während der Zufuhr in den Schmelztiegel erwärmt. Dabei wurde eine Vorwärmtemperatur der Partikel von 175 °C (± 10 °C) ermittelt. Die Vorgehensweise für die Bestimmung der Partikeltemperatur sowie des Massestroms ist Anhang A zu entnehmen.

Um die Oberfläche der Schmelze mit Schutzgas zu fluten, ist die gesamte Partikelzuführeinheit und die Oberfläche des Schmelzofens in einer Schutzgasverkleidung eingeschlossen. Als Schutzgas wurde Stickstoff (Reinheit in %: $\geq 99,999$) verwendet. Mit Hilfe einer externen Schutzgasflasche (200 bar und 50 l) und einem Flaschendruckregler inkl. Volumenstrommanometer wurde der Stickstoff mit einem Volumenstrom von 45 l/min in die Schutzgasverkleidung befördert.

6.2. Produktion der AMC_P-Halbzeuge

Für die experimentellen Untersuchungen wurden im Rahmen dieser Arbeit AMC_P-Halbzeuge mit 20 und 30 Vol.-% SiC-Partikelverstärkung produziert. Der Massenanteil der Matrix und der Verstärkungsphase je Charge ist in Tabelle 6-1 zusammengefasst.

Tabelle 6-1: Masse von Al-Matrix und SiC-Verstärkung je Charge

Vol.-% SiC _P	Al-Matrix [g]	SiC-Partikel [g]	Summe [g]	Theor. Dichte [kg/m ³]
20	6330	1930	8260	2754
30	5545	2890	8435	2811

Vorbereitung der Matrixschmelze und Verstärkungspartikel

Für die Produktion der AMC_P-Halbzeuge wurde eine hypoeutektische AlSi10MnMg Legierung (trimal-05 der Firma Trimet Aluminium SE) als Matrix verwendet. Zu Beginn der Halbzeugproduktion wurde die Matrixlegierung auf 700 °C erwärmt (

Abbildung 6-5 – Punkt 0). Zur Erzeugung eines Magnesium- Zielgehaltes von 1 wt.-% Mg, wurde bei dieser Temperatur eine Al50/Mg50 Vorlegierung zulegiert. Der erhöhte Magnesiumgehalt, im Vergleich zur Standardlegierung, wird als benetzungsförderndes Legierungselement eingesetzt. Anschließend wurde bei 685 °C das Abkrätzgranulat Arsal 2125 mit dem Schrägblattrührer für 30 Sekunden in der Matrixschmelze untergerührt und dann 60 Sekunden ohne Röhreinwirkung stehen gelassen. Die Reste des Granulats und die entstandene Schlacke wurden von der Oberfläche der Schmelze abgeschöpft. Um eine Kornfeinung zu erzielen, wurden der Matrixschmelze anschließend 25 g AlTi₅B₁ Vorlegierung zugeführt. Bei allen Gießversuchen wurde nun eine kleine Probe der Matrixschmelze entnommen. Mit Hilfe der Atomemissionsspektrometrie wurde nun die chemische Zusammensetzung der Matrixschmelze bestimmt, die der Tabelle 6-2 entnommen werden kann.

Tabelle 6-2: chemische Zusammensetzung der AlSi10MnMg Matrixlegierung (mit Al50/Mg50 und AlTi5B1 Masteralloys) [Gew.-%]

Si	Mn	Mg	Fe	Ti	Cu	Zn	Al
9,6	0,47	1,0	0,4	0,05	0,05	0,05	Rest

Als Verstärkungspartikel wurden SiC-Partikel mit einem mittleren Korndurchmesser (D_{50}) von 17,5 µm und einer Schüttdichte von 1,08 g/cm³ der Firma ESK-SiC GmbH für die Versuche verwendet, die durch die Kristallisations(poly)typen 4H und 6H aufgebaut sind. Die Korngrößenverteilung kann der Abbildung 6-3 entnommen werden. Da die SiC-Partikel hygroskopische Eigenschaften aufweisen, wurden die Partikel bei 150 °C für 90 Minuten

unter Atmosphäre im Ofen vorerwärmt, um Gasanhaftungen auf der Oberfläche der SiC-Partikel zu entfernen, bevor sie dem Partikelbehälter des Versuchsaufbaus zugeführt wurden.

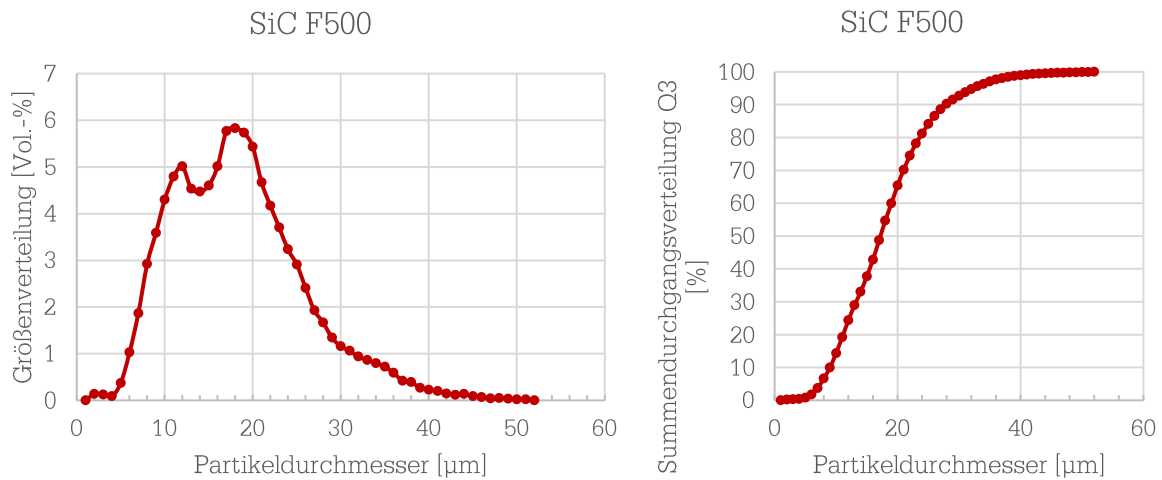


Abbildung 6-3: Korngrößenverteilung des verwendeten SiC-Pulvers (F500)

Die Korngrößenverteilung wurde mit der photooptischen Messung nach ISO 13322-2 mit dem Messgerät Camsizer XT der Firma Retsch GmbH durchgeführt.

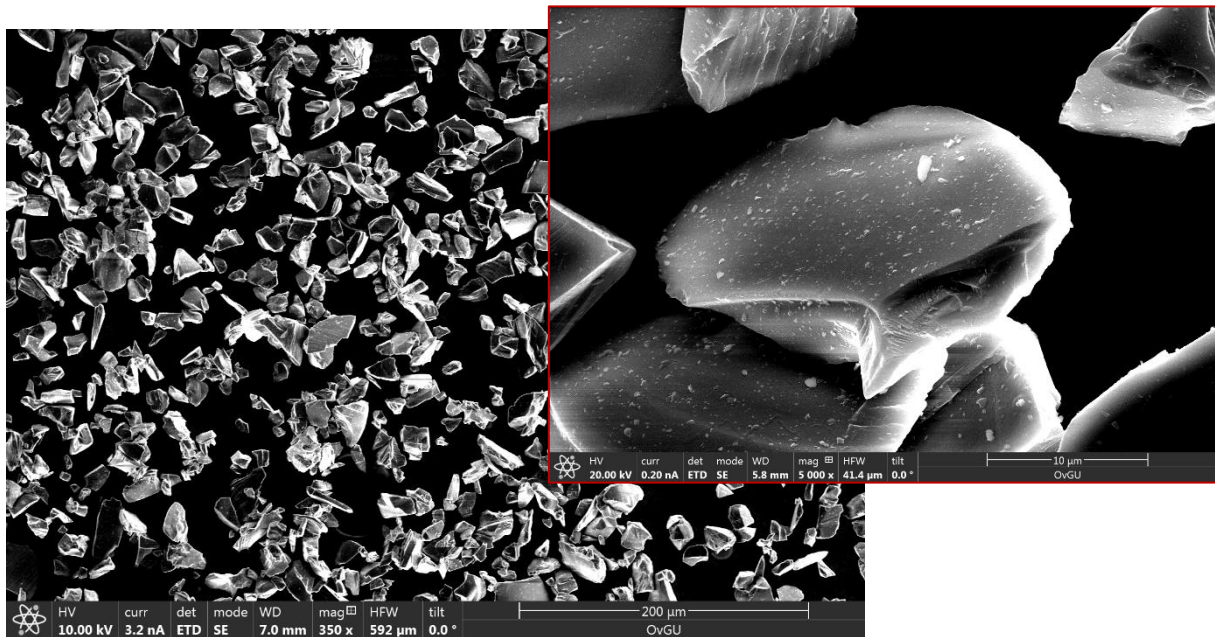


Abbildung 6-4: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen des verwendeten SiC-Pulvers (F500)

Zufuhr und Einarbeitung der SiC-Partikel

Bevor die Zufuhr der SiC-Partikel in die Schmelze erfolgte, wurde die Schutzgasverkleidung mit Stickstoff geflutet. Die Schutzgaszufuhr wurde im weiteren Verlauf mit 45 l/min aufrechterhalten. Für die Einarbeitung der Partikel in die Matrixschmelze wurde die Me-

thode „Rühren im semi-solid Temperaturbereich“ verwendet. Die mechanische Rührwirkung des Schrägblattrührers wird dabei durch die festen Bestandteile der Al-Matrix im Erstarrungsintervall, zur Überwindung der Benetzung und der Agglomerataufteilung, unterstützt (Kapitel 2.6.5). Das Erstarrungsintervall der verwendeten AlSi10MnMg Matrix liegt zwischen 550 und 590 °C.

Nach unterschreiten der Liquidustemperatur wurde die Partikelzufuhr bei einer Rührerdrehzahl von 1000 u/min gestartet (Abbildung 6-5 - **1**). Die Schmelztemperatur wurde bei 580 °C ±5 °C gehalten. Da sich die Viskosität der Schmelze durch die teilerstarre Matrix zusätzlich zu dem Einfluss der Partikelverstärkung erhöht, wurde bei Überschreiten von 20 Vol.-% Verstärkungsanteil die Schmelztemperatur über die Liquidustemperatur erhöht (Abbildung 6-5 - **2**). Die Viskosität der AMCP-Schmelze wäre sonst so stark angestiegen, dass ein weiteres Einrühren der Partikelverstärkung bis zu einem Verstärkungsanteil von 30 Vol.-% nicht möglich gewesen wäre. Nachdem die gesamte Menge der SiC-Partikel der Matrix zugeführt wurde, erfolgte ein weiteres Rühren der AMCP-Schmelze für 20 Minuten (Abbildung 6-5 - **3**). Nach dem Einrührvorgang wurde die AMCP-Schmelze auf eine Zieltemperatur von 700 °C erwärmt (Abbildung 6-5 - **4**) und anschließend in Massel mit 2 bis 3 kg abgegossen (Abbildung 6-5 - **5**).

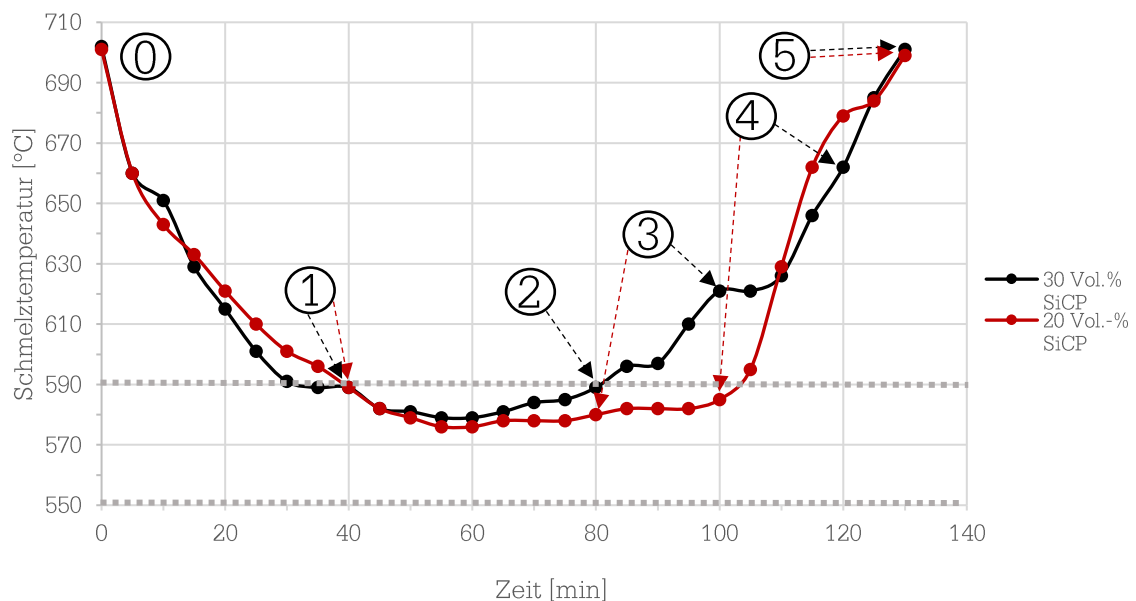


Abbildung 6-5: Schmelztemperatur-Zeit-Verlauf der AMCP-Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren



Abbildung 6-6: a) Eindrück des Rührgießversuchstands, b) SiC-Partikelförderung (Körnung F500) bei 50 g/min, c) abgießen der AMCP-Halbzeuge in Massel

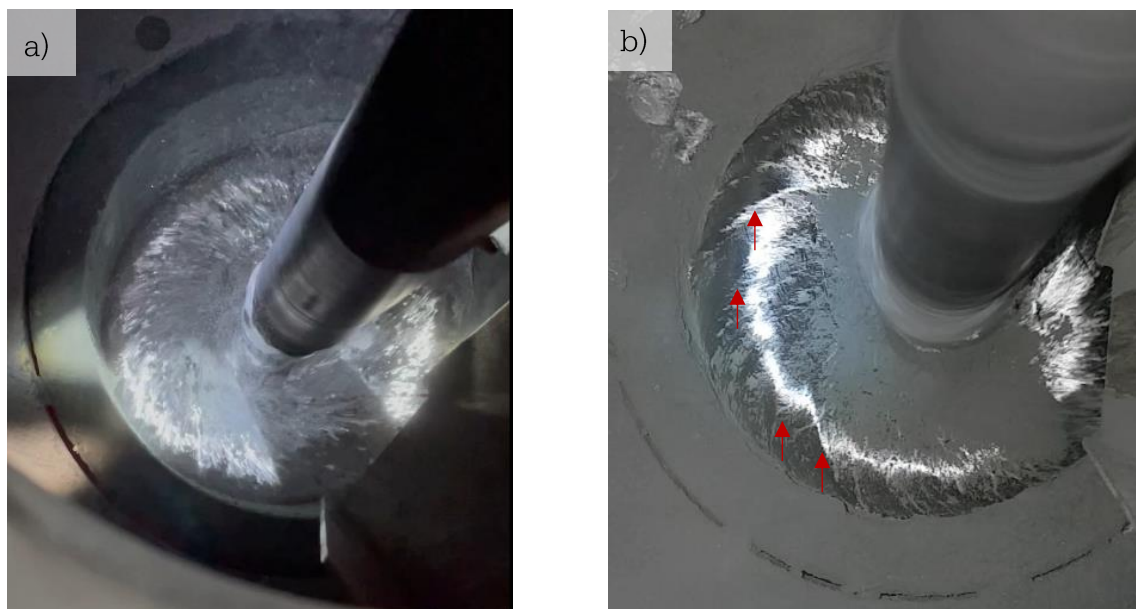


Abbildung 6-7: Schmelzbadoberfläche während der AMCP-Halbzeugproduktion mit 1000 u/min, a) zu Beginn der Partikelzufuhr, b) bei 25 Vol.-% SiC_p (über mehrere Sekunden beständige Strömungslinien – rote Pfeile)

7. Vorbereitende Untersuchung zur Auswahl eines geeigneten Sekundärverfahrens

Die schmelzmetallurgische Sekundärverarbeitung von partikelverstärkten AMC_P -Schmelzen ist durch das verringerte Fließvermögen respektive eine erhöhte Viskosität geprägt. In der vorliegenden Arbeit werden AMC_P -Halbzeuge mit bis zu 30 Vol.-% SiC-Partikelverstärkung verarbeitet, die durch ein drastisch vermindertes Fließvermögen gekennzeichnet sind. Daher wird im folgenden Kapitel zunächst ein Vergleich zwischen der Sekundärverarbeitung der AMC_P -Halbzeuge im Schwerkraftkokillen- und im Druckgießverfahren durchgeführt. Die verwendeten Versuchsaufbauten, die Versuchsdurchführung, sowie eine Auswertung für die Sekundärverarbeitung der AMC_P -Halbzeuge werden folgend beschrieben.

7.1. Verarbeitung der AMC_P -Halbzeuge im Schwerkraftkokillengießen

7.1.1. Versuchskokille

Aufgrund des stark verringerten Fließvermögens der partikelverstärkten AMC_P -Schmelze, im Vergleich zur monolithischen Matrixschmelze, wurde eine Versuchskokille mit relativ breiten Querschnitten der Kavität verwendet (Abbildung 7-1). Die Dauerform weist vier zylindrische Stäbe auf, die einen Durchmesser von 16 mm aufweisen und steigend gefüllt werden. Vor den Versuchen wurde die Dauerform aus X38CrMoV5-1 sandgestrahlt und mit der Grundierschlichte DYCOTE DR 87 der Firma FOSECO geschlichtet. Zusätzlich wurde eine Graphit-Arbeitsschlichte auf die Grundierschlichte aufgetragen.

7.1.2. Versuchsdurchführung

Um die Bildung von Grenzflächenreaktionsprodukten und dem damit verbundenen Einfluss auf das Fließvermögen auf ein Minimum zu reduzieren, erfolgte das Aufschmelzen der Halbzeuge möglichst rasch. Hierzu wurden derselbe widerstandsbeheizte Schmelzofen und Tiegel aus Kapitel 6.1 verwendet, die vorher bereits auf eine Temperatur von 850 °C vorgeheizt wurden. Das Aufschmelzen der 20 und 30 Vol.-% AMC_P -Halbzeuge erfolgte dann unter Schutzgas (Stickstoff). Um eine Entmischung der Verstärkungspartikel während des Aufschmelzens zu vermeiden, wurde die AMC_P -Schmelze nach dem Überschreiten der Liquidustemperatur mit dem Schrägblattrührer (Abbildung 6-1) bei 400 u/min und mit einem Abstand von 45 mm zum Tiegelboden gerührt.

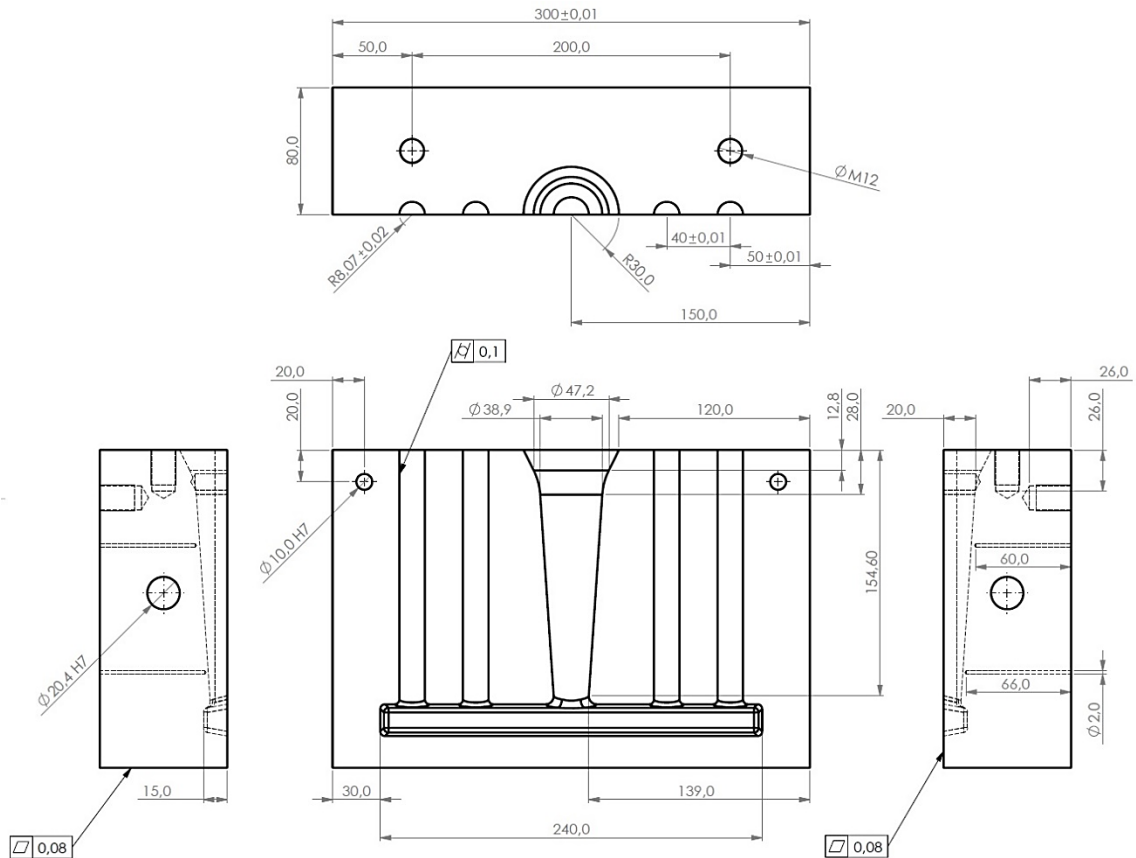


Abbildung 7-1: Konstruktionszeichnung der Dauerform für das Schwerkraftkokillengießen

Das Material wurde auf diese Art und Weise bis auf eine Temperatur von 720 °C erwärmt und bei dieser Temperatur gehalten. Anschließend wurde die Schutzgasabdeckung und die Rührvorrichtung entfernt. Zwischen dem Einlegen der Massel in den vorgeheizten Tiegel und dem ersten Abguss vergingen 120 Minuten. Mit Hilfe einer Glasfaserschöpfkelle wurde nun chargenweise Material aus dem Tiegel entnommen und manuell in die Dauerform gegossen, die zuvor auf 350 °C erwärmt wurde. Die Gießtemperatur der Schmelze wurde unmittelbar vor dem Gießen in der Schöpfkelle mit 700 °C ermittelt. Die Kokillenschließzeit nach dem Gießen betrug 3 Minuten. Insgesamt wurden mit einer Ofenfüllung 5 Gussstücke abgegossen. Zwischen dem 1. und dem 5. Abguss vergingen 40 Minuten.

Tabelle 7-1: Versuchsübersicht zur Sekundärverarbeitung von AMC_P -Halbzeugen im SKKG

Versuchsreihe	Material	(D50) Partikel- s [µm]	Schmelz- temp. [°C]	Gieß- temp. [°C]	Kokillen- temp. [°C]	Abgüsse
1.1.X	20 Vol.-% SiC_P - AlSi10MnMg(1)	17	720	700	350	5
1.2.X	30 Vol.-% SiC_P - AlSi10MnMg(1)	17	720	700	350	5

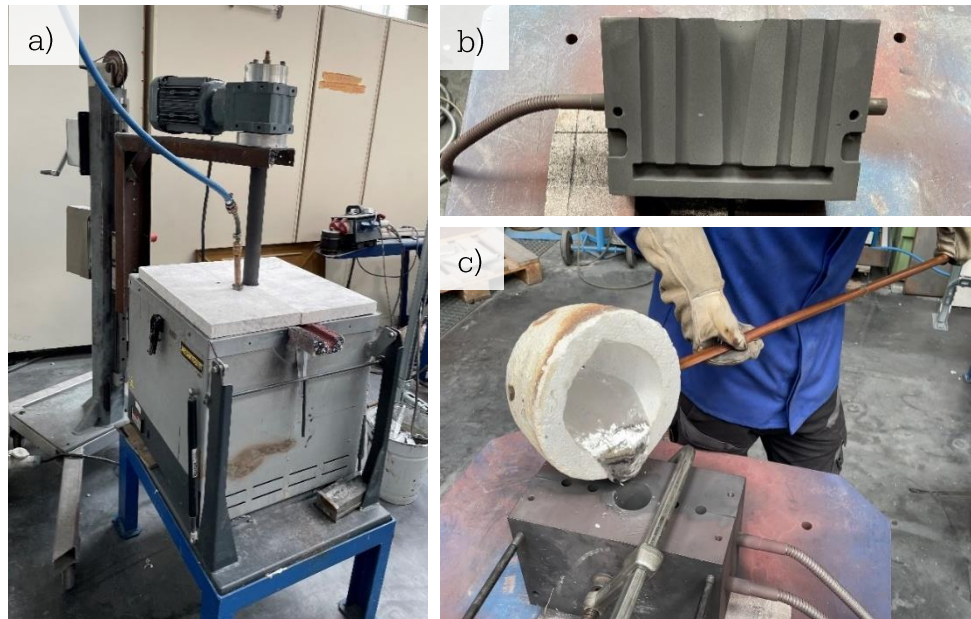


Abbildung 7-2: a) aufschmelzen der AMC_P -Halbzeuge unter Schutzgas und mit mechanischem Rühren, b) Formhälfte der Kokille mit Arbeitsschicht, c) gießen der 30Vol.-% AMC_P -Schmelze im SKKG (1. Abguss)

7.2. Verarbeitung der AMC_P -Halbzeuge im Druckgießverfahren

7.2.1. Druckgießanlage und Gießform

Die im Druckgießverfahren gefertigten AMC_P -Gussteile wurden auf einer Forschungsdruckgießanlage der Firma DRUCKGUSS Service Deutschland GmbH gefertigt. Neben einer maximalen Schließkraft von 900 t, ist die horizontale Kaltkammerdruckgießanlage durch einen vakuumtlufteten Formhohlraum während des Gießprozesses gekennzeichnet. Die Druckgießmaschine bietet mehrere Sensoren, die es ermöglichen, die wesentlichen Prozessparameter wie Gießkolbengeschwindigkeit, den Prozessphasenwechsel, die Metallgeschwindigkeit am Anschnitt und an den Überlauffanbindungen, sowie den Nachdruck zeitabhängig zu dokumentieren. Durch Analyse dieser Prozessparameter, lassen sich erste Rückschlüsse auf die Qualität der Druckgussteile ziehen. Störgrößen können dadurch identifiziert und für zukünftige Abgüsse deren Einfluss reduziert bzw. vermieden werden.

Um grundlegend die Gefügeeigenschaften eines AMC_P -Druckgussteils mit möglichst wenigen Einflussgrößen aus einer komplexen Formfüllung untersuchen zu können, wurde eine Gießform mit relativ einfachem Aufbau ausgewählt. Daher wurde für die Untersuchungen eine Stufen-Gießform verwendet, die aus Plattensegmenten mit den Wandstärken 12, 10, 8 und 6 mm aufgebaut ist (Abbildung 7-4). Oberhalb des Gussteils sind in der Gießform die Entlüftungskanäle mit dem Entlüftungseinsatz (Labyrinthsystem) für die vakuumtluftung ersichtlich. Die Formfüllung erfolgt nach dem Prinzip der Stauffüllung rücklaufend.



Abbildung 7-3: Druckgießanlage: a) Vakuumentlüftung und Hydraulik zur Bewegung des Gießstempels, b) Kühlkreislauf der Formhälften und Hydraulik der beweglichen Formhälfte

Der Anschnittquerschnitt weist eine mittlere Breite (b_a) von 82,7 mm und eine Höhe (h_a) von 6 mm auf. Aus Gleichung (7-1) kann die Berechnung des Anschnittparameters D entnommen werden [181]:

$$D = \frac{b_a h_a}{b_a + h_a}. \quad (7-1)$$

Für den verwendeten Anschnittquerschnitt wird für D ein Wert von 5,6 ermittelt.

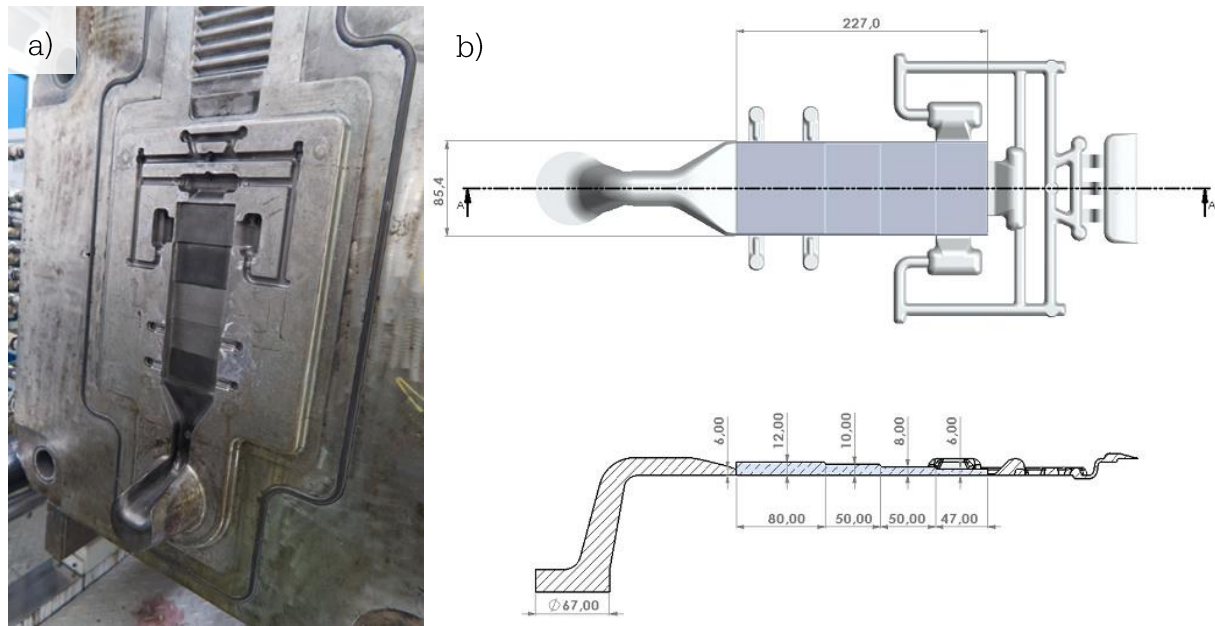


Abbildung 7-4: a) bewegliche Gießformhälfte, b) gerendertes Druckgussteil mit Anschnitt und Überläufen

7.2.2. Versuchsdurchführung

Identisch zu dem Aufschmelzprozedere der AMC_P -Halbzeuge für das SKKG in Kapitel 7.1.2, wurden die Halbzeuge für das HPDC möglichst rasch aufgeschmolzen und nach überschreiten der Liquidustemperatur mit einem Schrägblattrührer (Abbildung 6-1) bei 400 u/min in Bewegung gehalten. Die Schmelzbadoberfläche wurde dabei mit dem Schutzgas Stickstoff geflutet. Zwischen dem Einlegen der Massel in den Tiegel und dem ersten Abguss vergingen 120 Minuten. Da die Schmelze beim Einfüllen in die Gießkammer zusätzlich an Temperatur verliert, wurde das Material auf eine Temperatur von 730 °C im Schmelzofen erwärmt und bei dieser Temperatur gehalten. Anschließend wurde die Schutzgasabdeckung und die Rührvorrichtung entfernt. Mit Hilfe einer Glasfaserschöpfkelle wurde nun chargenweise Material aus dem Tiegel entnommen und manuell in die Gießkammer gefüllt, woraufhin die Kolbenbewegung gestartet wurde. Die Parameter des Druckgießprozesses können Tabelle 7-2 entnommen werden.

Bevor die Gießversuche mit der AMC_P -Schmelze durchgeführt wurden, erfolgten 5 Abgüsse mit einer monolithischen $AlSi10MnMg$ Druckgießschmelze, um den Gießlauf und die Gießformen zu erwärmen. Die Temperatur der Gießform betrug dann 150 °C und 160 °C in der Gießkammer. Zwischen jedem Abguss wurde zunächst das Formtrennmittel Isolat TT7720 der Firma Tribo-Chemie GmbH im Mischverhältnis mit Wasser 1 (H_2O) : 120 (Formtrennmittel) mit Hilfe einer Verneblerdüse auf die Formhälften aufgetragen.

Um eine Sedimentation der Partikel während des Gießens zu vermeiden, sind möglichst kurze Wege und rasche Arbeitsabläufe zu gewährleisten. Der widerstandsbeheizte Schmelzofen (aus Kapitel 6.1) wurde daher unmittelbar an der Gießanlage auf einem Po-

dest positioniert (Abbildung 7-5). Dies ermöglicht es dem Gießer, das Material nach Entnahme aus dem Ofen rasch, manuell in die Gießkammer zu füllen. Mit jeder Tiegeföfüllung konnten 4 Druckgussteile gefertigt werden. Zwischen dem 1. und dem 4. Abguss vergingen 12 Minuten.

Tabelle 7-2: *Versuchsübersicht zur Sekundärverarbeitung von AMC_P-Halbzeugen im HPDC*

Versuchsreihe	Material	(D50) Partikel- ϕ [µm]	Schmelztemp. [°C]	Gießtemp. [°C]	Gießformtemp. [°C]	Abgüsse
1.3.X	20 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	17	730	700	150	8
1.4.X	30 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	17	730	700	150	8

Die wesentlichen verwendeten Parameter des Druckgießprozesses können der Tabelle 7-3 entnommen werden. Im Anhang B sind jeweils eine Gießkurve der Versuchsreihe 1.3. und 1.4., sowie alle Parameter des Druckgießprozesses zusammengefasst.

Tabelle 7-3: *wesentliche Parameter des Druckgießprozess zur Verarbeitung der AMC_P-Halbzeuge*

V _{Vorlauf} [m/s]	V _{Formfüllung} [m/s]	V _{Anschnitt} [m/s]	V _{Überlauf} [m/s]	P _{Nachdruck} [bar]
0,21	2,7	25	69	870

7.2.3. Probenpräparation: AMC_P-Gussteile aus dem SKKG und dem HPDC

Alle Gussteile wurden nach der Versuchsdurchführung mit Hilfe einer Wasserstrahl-schneidanlage (Wasser-Abrassionsmittel-Gemisch) von dem Anschnitt- und Speisersystem bzw. den Überläufen befreit. Aus den Gussteilen wurde im Anschluss je Bauteil eine Schliffprobe für die anschließende Gefügeuntersuchung herausgetrennt.

Im Falle des Schwerkraftkokillengussteils (Abbildung 7-6-a) wurde eine 5 mm starke Scheibe aus dem äußeren Zylinder des Gussteils herausgetrennt, wobei die präparierte Schnittebene einen Abstand von 15 mm zum Anschnitt aufweist (rote Fläche in Abbildung 7-6-a). Bei dem Druckgussteil wurde aus dem 6 mm starken Plattensegment ein Quader mit 10 x 10 mm für die metallografische Untersuchung mit einem Abstand von 10 mm zum nächsten Plattensegment herausgetrennt. Die Schnittebene befindet sich genau in der Mitte des Plattensegments, in Abbildung 7-6 b) rot markiert.



Abbildung 7-5: HPDC-Gießzyklus: a) aufschmelzen der AMCP-Halbzeuge unter Schutzgas und Rührwirkung, b) auftragen von Formtrennmittel durch sprühen per Handdosierung, c) Überführung der Schmelze in die Gießkelle durch umschöpfen, d) manuelle Befüllung der Gießkammer

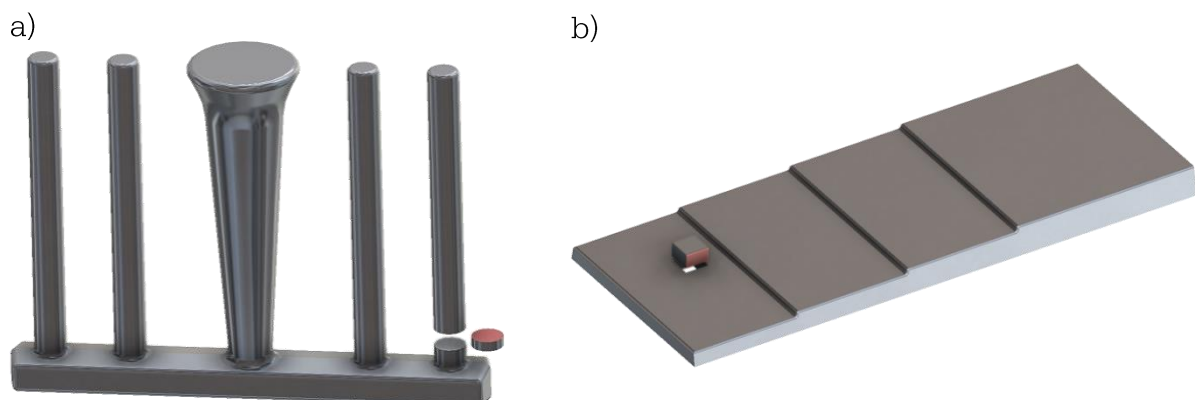


Abbildung 7-6: Schliffprobenentnahme für die Gefügeuntersuchung: a) am Schwerkraftkokillengussteil, b) am Druckgussteil

Die Schliffproben wurden anschließend kalteingebettet und vorbereitend für die Aufnahme der Schliffbilder geschliffen und mit 3, sowie 1 μm Diamantsuspension poliert. Mit

Hilfe eines Keyence Digital Mikroskop Typ VHX-5000 wurden die Gefügeaufnahmen mit 1000-facher Vergrößerung und einer Pixelauflösung von 0,21 $\mu\text{m}/\text{px}$ generiert. Die Gefügeaufnahmen stellen die Grundlage für einen quantitativen Vergleich der Gussgefüge der erzeugten AMC_P-Gussteile aus dem Schwerkraftkokillengießen, sowie aus dem Druckgießen dar. Zu diesem Zweck wurden mit Hilfe der Bildverarbeitungssoftware NIS-Elements der Firma Nikon die Porosität und der Benetzungsgrad der Gussgefüge quantitativ analysiert. Eine einheitliche Messfläche von 1800 x 1800 μm , aus dem Zentrum der Schlißproben, wurde von alle Gussgefügen für die Messungen verwendet.

Porosität

Die Auswertung der Gussgefüge mit Hilfe der Bildverarbeitungssoftware erlaubt die quantitative Ermittlung des Flächeninhaltes der Porosität in den Schlißbildern. Dazu wird durch eine Grauwertabstufung ein Schwellwert festgelegt, wodurch die Zuordnung der einzelnen Pixel zu einer binären Fläche (Porosität) erfolgt. Die Porosität wird durch die Relation der binären Fläche zu der Messfläche ermittelt und prozentual ausgedrückt.

Benetzungsgrad

Für einen Vergleich der Benetzung wird der mittlere Benetzungsgrad $\Psi_{\text{Benetzung}}$ der unterschiedlichen AMC_P-Gussgefüge aus SKKG und HPDC mit Hilfe des Linienschnittverfahrens bestimmt. Innerhalb einer Messfläche von 1800 x 1800 μm werden insgesamt 9 Teilmessflächen mit jeweils 600 x 600 μm unterteilt, wovon drei Teilmessflächen analysiert wurden.

Jede dieser drei Teilmessflächen wird nach dem Linienschnittverfahren, jeweils zweimal vertikal und horizontal und in einem Abstand von 200 μm , analysiert. Die Anordnung der Messlinien kann der Abbildung 7-7 entnommen werden. Entlang der Messlinien wurden alle geschnittenen Partikel für die Ermittlung des mittleren Benetzungsgrades berücksichtigt. Jeder einzelne geschnittene Partikel wurde dann, in Abhängigkeit der Benetzung, einer der folgenden fünf Benetzungsklassen zugeordnet: I 100%, II 99 bis 75 %, III 74 bis 50 %, IV 49 bis 25 % und V 24 bis 0 %.

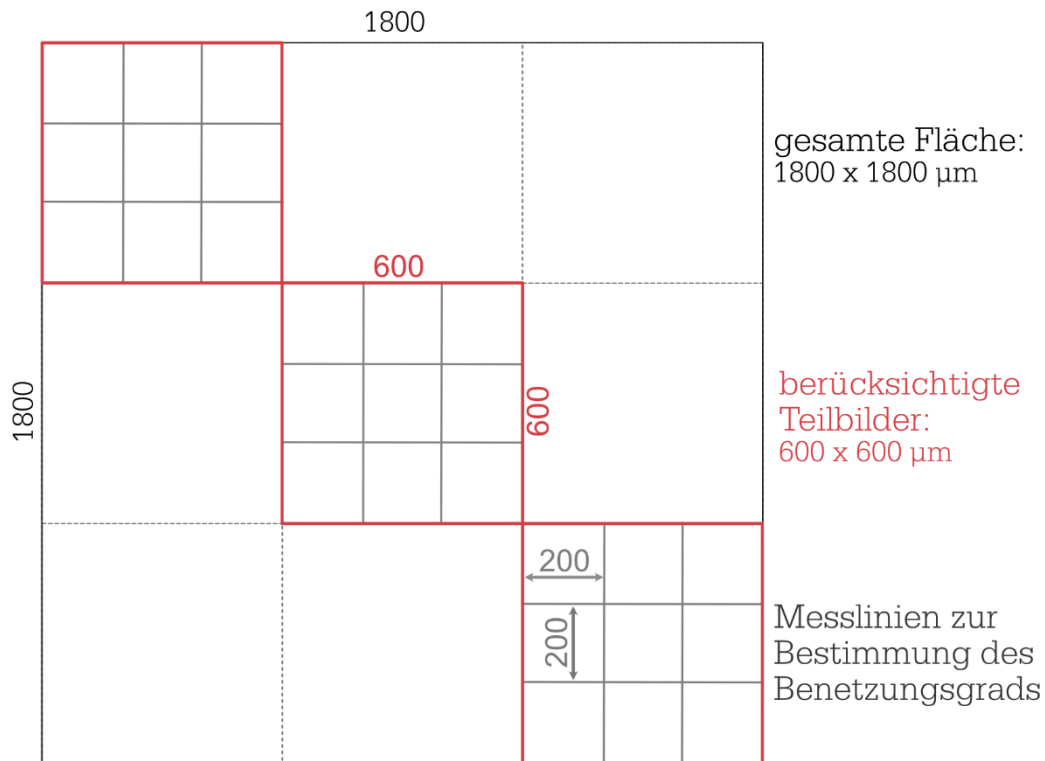


Abbildung 7-7: schematische Anordnung der analysierten Teilbilder nach dem Linienschnittverfahren zur Bestimmung des Benetzungsgrads

Nach der Klassifizierung der Partikel wurde mit Hilfe der Partikelanzahl je Benetzungs-klasse n_i der mittlere Benetzungsgrad nach folgender Gleichung ermittelt:

$$\Psi_{\text{Benetzung}} = \frac{n_I \cdot 100 + n_{II} \cdot \left(\frac{99+75}{2}\right) + n_{III} \cdot \left(\frac{47+50}{2}\right) + n_{IV} \cdot \left(\frac{49+25}{2}\right) + n_V \cdot \left(\frac{24+0}{2}\right)}{\Sigma \text{ gezählte Partikel}} \quad (7-2)$$

7.2.4. Auswertung Schwerkraftkokillengießen von 20 und 30 Vol.-% AMC_P

Abbildung 7-8 zeigt exemplarisch die AMC_P -Gussteile, die im Schwerkraftkokillengießverfahren mit 20 und 30 Vol.-% SiC-Partikel gefertigt wurden. Das AMC_P -Gussteil mit 20 Vol.-% weist, im Vergleich zu einer monolithischen Matrixschmelze, eine geringfügig verschlechterte Füllung auf. Bei dem AMC_P -Gussteil mit 30 Vol.-% SiC_P-Verstärkung verringerte sich die Füllung der Kavität hingegen besonders stark. Um das Füllniveau, in Bezug zu der unverstärkten Matrixlegierung, quantitativ zu vergleichen, wurde die Höhe von jeweils zwei Zylindern (H_1 und H_2) an allen Bauteilen gemessen und der Mittelwert bestimmt. Die Messwerte können der Tabelle 7-4 entnommen werden.

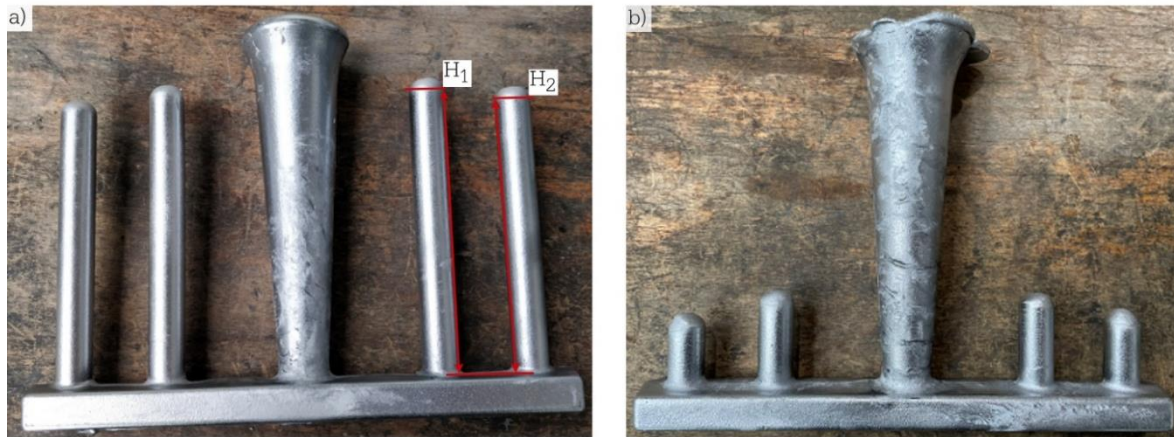


Abbildung 7-8: AMCP-Gussteile aus dem Schwerkraftkokillengießverfahren: a) SKKG 20 Vol.-% SiC_P, b) SKKG 30 Vol.-% SiC_P

Tabelle 7-4: Füllniveau der AMCP-Schwerkraftkokillengussteile

Versuchsreihe	Material	Füllhöhe [mm]	Referenz* [%]
1.1	20 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	135±2	89
1.2	30 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	40±4	26
-	AlSi10MnMg(1)	151±1	100

*referenzierte Füllhöhe zur unverstärkten Matrixlegierung

Die Auswertung der lichtmikroskopischen Schlifffbilder der 20 und 30 Vol.-% verstärkten Gussgefüge zeigt, dass beide durch eine hohe Porosität und eingekapselte Agglomerate gekennzeichnet sind, wie exemplarisch in Abbildung 7-9 dargestellt ist. Die gemessenen Porositätskennwerte sowie der mittlere Benetzungsgrad können der Tabelle 7-5 entnommen werden.

Tabelle 7-5: Porosität und Benetzungsgrad der Schwerkraftkokillengussteile aus Versuchsreihe 1

Versuchsreihe	Material	Porosität [%]	Benetzungsgrad [%]
1.1	20 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	10,8 ± 2,1	74 ± 4
1.2	30 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	18,2 ± 4,9	60 ± 8

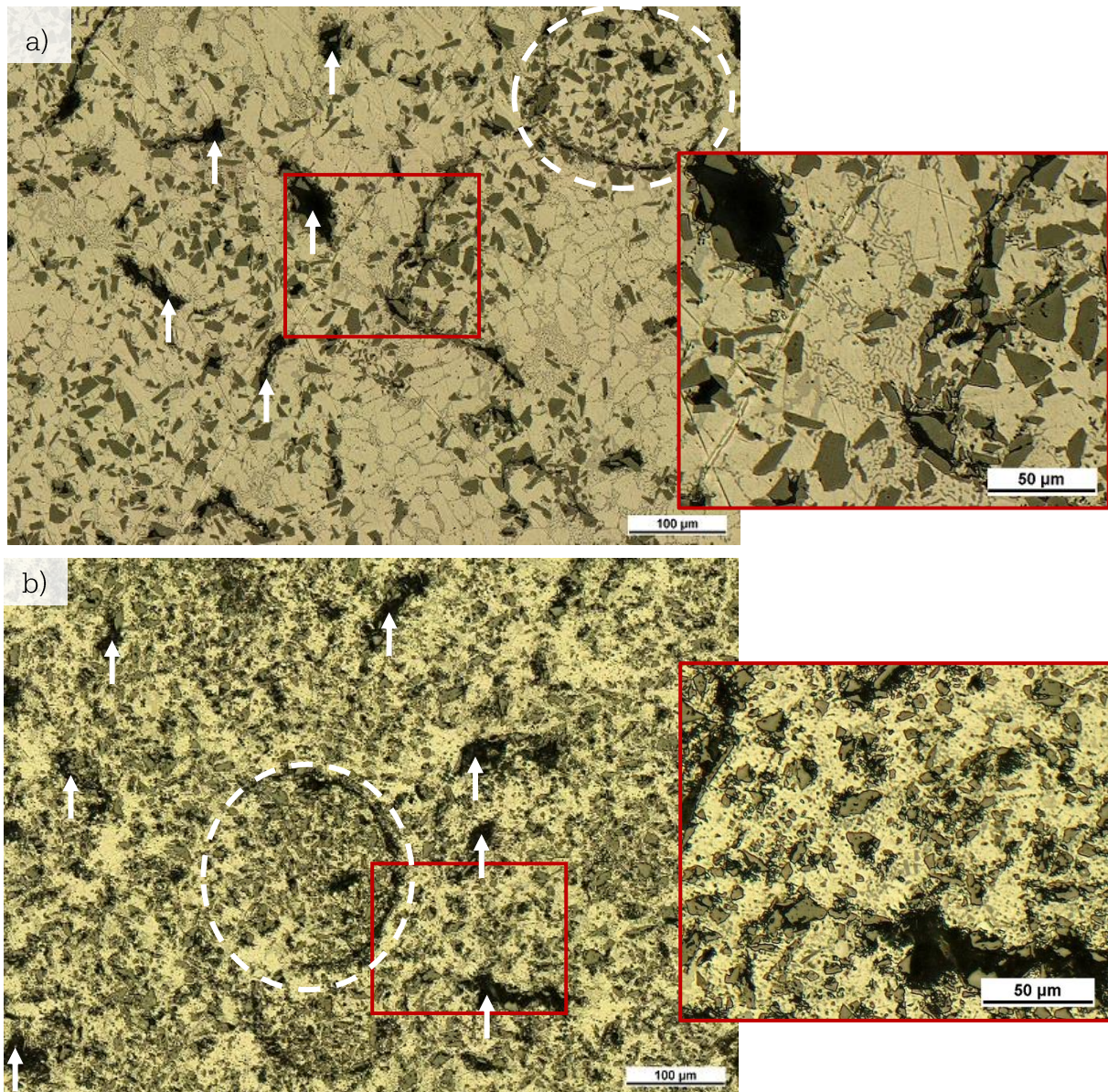


Abbildung 7-9: lichtmikroskopische Schliffbilder (weiße Pfeile: Blaslunker, weiß gestrichelt: eingekapselte Agglomerate): a) SKKG 20 Vol.-% SiC_P, b) SKKG 30 Vol.-% SiC_P

7.2.5. Auswertung Druckgießen von 20 und 30 Vol.-% AMC_P

In Abbildung 7-10 sind die Druckgussteile aus Versuchsreihe 1, mit 20 und 30 Vol.-% SiC-Partikelverstärkung, unmittelbar nach der manuellen Entnahme aus der Gießform dargestellt. Wie der Abbildung entnommen werden kann, ist die Formfüllung für alle Druckgussteile vollständig erfolgt, was auf die druckunterstützte Formfüllung durch die Kolbenbewegung in der Gießkammer und die hohen Strömungsgeschwindigkeiten zurückzuführen ist.

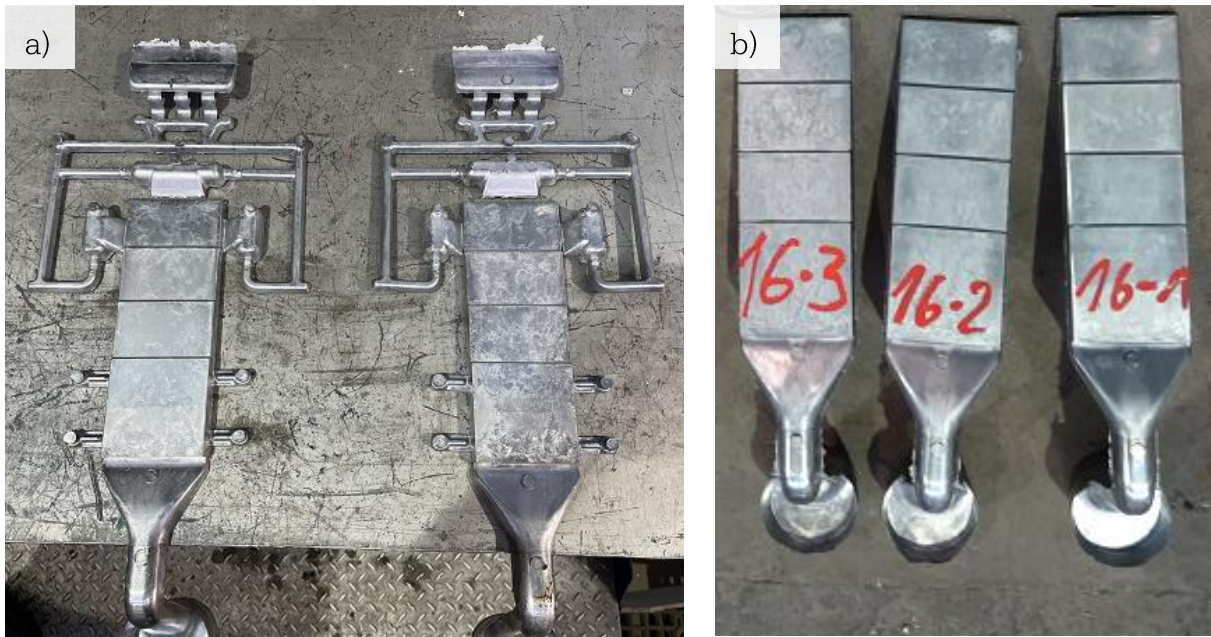


Abbildung 7-10: AMCP-Gussteile aus dem Druckgießverfahren: a) HPDC 20 Vol.-% SiC_P, b) HPDC 30 Vol.-% SiC_P

Die Verarbeitung der beiden AMCP-Schmelzen war durch eine stark ausgeprägte Klebneigung der Druckgussteile in der Gießform geprägt. Besonders stark haben sich diese Anklebungen an der festen Formhälfte im Bereich der Überläufe abgezeichnet (siehe Abbildung 7-11). In dem Bereich der Überläufe beträgt die Wandstärke der Gießform lediglich 0,8 mm. Mit der verwendeten Formfüllgeschwindigkeit entstehen bei diesen geringen Querschnitten sehr hohe Fließgeschwindigkeiten, wie sie in der Tabelle 7-3 aufgeführt sind. Während der Entnahme der Druckgussteile mit 30 Vol.-% SiC_P-Verstärkung sind bei 95% die Überläufe samt Entlüftung von den Druckgussteilen abgebrochen, da sie in der Gießform klebten. Teilweise mussten diese Überreste mechanisch mit einem Kupferhammer aus der Gießform entfernt werden. Für die Druckgussteile mit 20 Vol.-% SiC_P aus Versuchsreihe 1.3. zeigte sich eine geringere Klebneigung in der Gießform. Insgesamt bei 5 % der Druckgussteile mit 20 Vol.-% SiC_P-Verstärkung sind die Überläufe des Entlüftungssystems, während der manuellen Entnahme, von dem Gussteil abgebrochen.



Abbildung 7-11: Beschaffenheit der festen Formhälfte nach dem Abguss eines 30 Vol.-% SiCp AMC

Die Druckgussgefüge aus den Versuchsserien 1.3 und 1.4 weisen keine eingekapselten Agglomerate auf und sind kaum durch Gasporosität oder Blaslunker gekennzeichnet. Abbildung 7-12 zeigt exemplarisch die beiden Gussgefüge aus dem Zentrum der Schliifprobe. Die Porosität liegt bei den AMCP-Druckgussteilen vorherrschend in Form von Mikrolunkern vor. Dabei fällt die Porosität der 20 Vol.-% AMCP-Druckgussteile mit 1,7 % etwas höher aus, als bei den 30 Vol.-% AMCP-Druckgussteilen mit 1,3 %.

Tabelle 7-6: Porosität und Benetzungsgrad der Druckgussteile aus Versuchsreihe 1

Versuchsreihe	Material	Porosität [%]	Benetzungsgrad [%]
1.3	20 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	1,7 ± 0,8	89 ± 0,9
1.4	30 Vol.-% SiC _P - AlSi10MnMg(1)	1,3 ± 0,5	92 ± 0,2

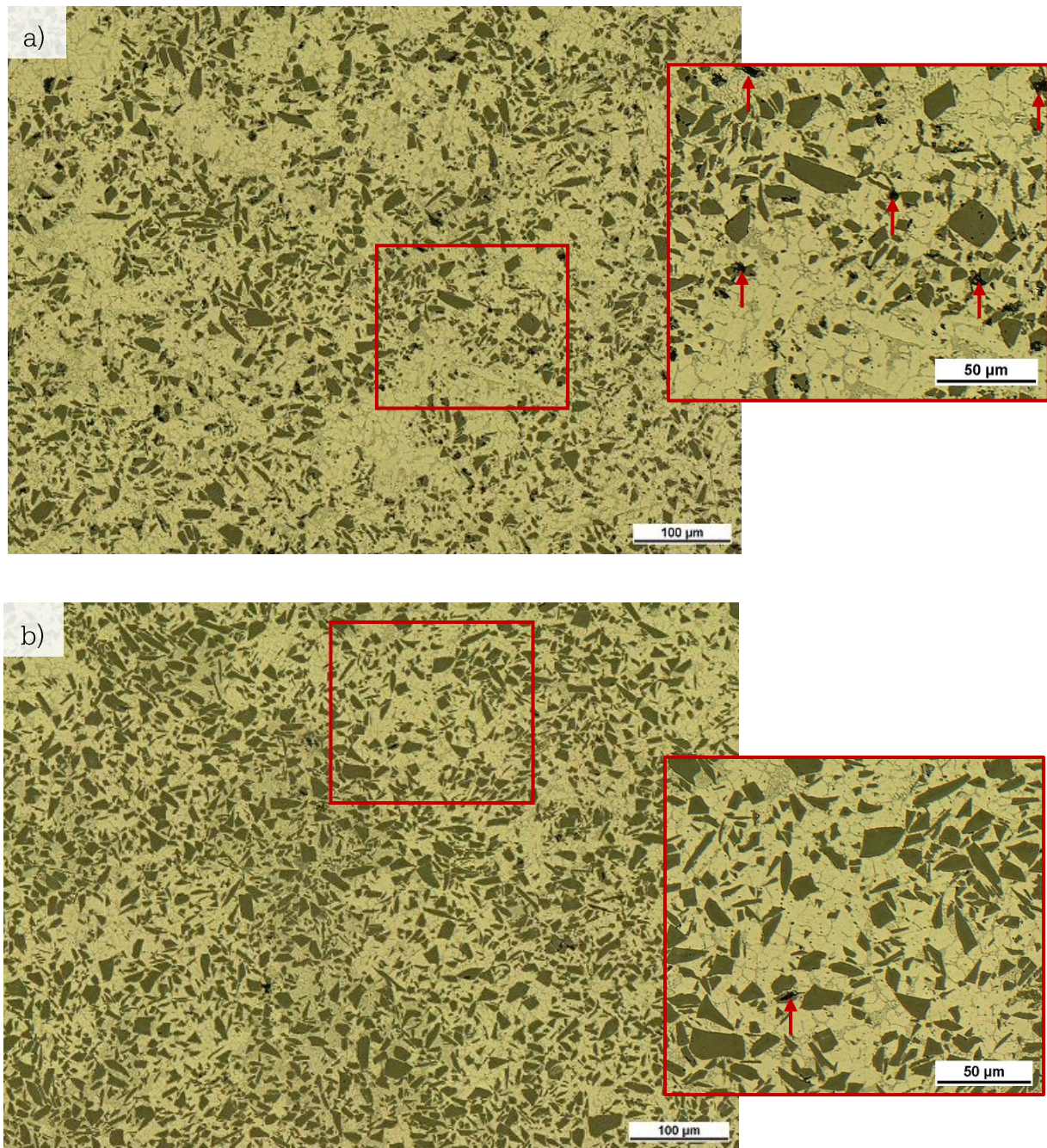


Abbildung 7-12: lichtmikroskopische Schlifffbilder (rote Pfeile: Mikrolunker): a) HPDC 20 Vol.-% SiC_p, b) HPDC 30 Vol.-% SiC_p

7.3. Zwischenfazit: Diskussion der Ergebnisse aus dem SKKG und HPDC mit 20 und 30 Vol.-%

7.3.1. Gefüge

Die durchgeführten experimentellen Untersuchungen zeigen deutliche Unterschiede zwischen der Sekundärverarbeitung der AMC_p-Halbzeuge im Schwerkraftkokillen- bzw. im Druckgießverfahren in Bezug auf den Porositäts- und den Agglomeratgehalt. Die hohen Scherkräfte, während der Formfüllung im Druckgießverfahren, scheinen in der Lage

zu sein, die Agglomerate aus dem AMC_P -Halbzeug aufzubrechen und die Partikel somit gleichmäßiger zu verteilen. Zusätzlich scheinen die Turbulenzen während der Formfüllung eine Benetzungssteigerung der Partikel zu bewirken. Insgesamt fällt der Porositätsgehalt der AMC_P -Druckgussteile deutlich geringer aus, als bei den Schwerkraftkokillengussteilen, was auch eine bessere Partikelverteilung bewirkt. Die Vakuumentlüftung sowie das Nachdrücken (während der 3. Prozessphase) zeigen eine effektive Möglichkeit auf, die Porosität von AMC_P -(Druck-) Gussteilen zu senken. Eine schmelzmetallurgische Sekundärverarbeitung im SKKG erweist sich in Bezug auf die Porosität und den Agglomeratgehalt als ungeeignet für AMC_P -Schmelze mit ≥ 20 Vol.-% Verstärkungsanteil.

Die Analyse der AMC_P -Gussteile aus der Versuchsreihe 1 legt die Vermutung nah, dass die Partikel innerhalb der AMC_P -Halbzeuge nach der Primärverarbeitung nicht vollständig benetzt gewesen sein können, da sich in allen Gussgefügen Mikrolunker an der Partikeloberfläche auffinden lassen. Das Schwerkraftkokillengießverfahren ist durch keine nennenswerten Scherkräfte auf die PM_{GA} gekennzeichnet. Daher wird angenommen, dass der Benetzungsgrad der AMC_P -Halbzeuge nach dem Rührgießen (Primärverarbeitung) etwa dem Benetzungsgrad der SKKG Gussteile entspricht. Demnach konnte der Benetzungsgrad der 30 Vol.-% AMC_P -Halbzeuge durch die Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren um etwa 32 % gesteigert werden. Obwohl die Porosität der 30 Vol.-% SKKG Gussteile aus Versuchsreihe 1.2. höher ausfällt, als bei den SKKG Gussteilen aus Versuchsreihe 1.1. mit 20 Vol.-%, weisen die Druckgussteile aus Versuchsreihe 1.4. mit 30 Vol.-% eine geringere Porosität auf, als die Druckgussteile aus Versuchsreihe 1.3. mit 20 Vol.-%. Der Hub des Gießkolbens innerhalb der 3. Phase (H3) weist ebenfalls eine geringe Bewegung bei den Versuchen mit 30 Vol.-% auf, als bei den Versuchen mit 20 Vol.-% (Anhang B). Dies könnte zum einen daran liegen, dass ein höherer Verstärkungsanteil eine geringere Schwindung des Verbundwerkstoffes bedingt. Eine weitere mögliche Erklärung bezieht sich auf den effektiven Partikelanteil, der durch den Agglomeratanteil beeinflusst wird. Demnach wird die Viskosität der partikelverstärkten Schmelze durch einen erhöhten Agglomeratanteil gesteigert. Zusätzlich wird die Viskosität der AMC_P -Schmelze der Versuchsreihe mit 30 Vol.-%, durch den erhöhten Partikelanteil, im Vergleich zu der Versuchsreihe mit 20 Vol.-%, gesteigert. Demzufolge lassen die Ergebnisse aus der Versuchsreihe 1 darauf schließen, dass eine erhöhte Viskosität der partikelverstärkten Schmelze, zu höheren Scherkräften während der Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren führt. Dies führt wiederum zu einem stärkeren Abbau an Agglomeraten und zu einem erhöhten Benetzungsgrad.

7.3.2. Fließvermögen

Aus Sicht des Fließvermögens bzw. der Formfüllung erweist sich das Schwerkraftkokillengießen für die Verarbeitung von AMC_P -Schmelze ≥ 20 Vol.-% als ungeeignet. Obwohl

die Kokille für das SKKG mit 16 mm Durchmesser einen größeren Querschnitt aufweist, als bei den Druckgussteilen verwendet wurde, konnte die Kavität durch keine der beiden unterschiedlichen AMC_P -Schmelzen gefüllt werden. Bei 30 Vol.-% SiC_P -Verstärkung konnte, aufgrund der hohen Viskosität, kein fließen der AMC_P -Schmelze beobachtet werden. Dieses Verhalten führte zu einem drastisch verringerten Füllniveau der Kavität. Die Ergebnisse der experimentellen Untersuchung aus Kapitel 7 zeigen, dass sich das Druckgießverfahren für eine schmelzmetallurgische Verarbeitung von AMC_P -Schmelze mit 20 und 30 Vol.-% SiC_P -Verstärkung eignet. Hingegen bestätigen die Ergebnisse der im Schwerkraftkokillengießverfahren gegossenen AMC_P -Gussteile den Stand des Wissens, dass die Verarbeitbarkeit auf einen Verstärkungsanteil von etwa 20 Vol.% limitiert ist. Aufgrund der Erkenntnisse aus der Versuchsreihe 1, wurden alle weiteren Untersuchungen zur schmelzmetallurgischen Sekundärverarbeitung ausschließlich mit dem Druckgießverfahren fortgeführt. Hierfür wurden ausschließlich AMC_P -Halbzeuge mit einem SiC_P -Anteil von 30 Vol.-% verwendet.

8. Weiterführende Untersuchungen: passive Oxidation und Ultraschallbehandlung

Im vorhergehenden Kapitel wurde untersucht, ob die schmelzmetallurgische Verarbeitung von AMC_P durch eine druckunterstützte Formfüllung im Druckgießverfahren Vorteile im Vergleich zu einer schwerkraftbedingten Formfüllung birgt. Dabei wurde konstatiert, dass die 30 Vol.-% AMC_P -Halbzeuge einen Benetzungsgrad von etwa 65 % nach der Primärverarbeitung aufgewiesen haben. Das folgende Kapitel widmet sich einer Weiterentwicklung der schmelzmetallurgischen Prozessroute zur Verbesserung der AMC_P -Druckgussteilqualität respektive des Benetzungsgrades und der Verarbeitbarkeit. Zu diesem Zweck wird die Modifizierung der SiC-Partikel durch die passive Oxidation als eine Vorbehandlung untersucht. Des Weiteren wird der Einfluss einer Ultraschallbehandlung der AMC_P -Schmelze, während der Primärverarbeitung im Rührgießverfahren, auf die Eigenschaften der AMC_P -Druckgussteile erforscht.

Um den Einfluss der passiven Oxidation der SiC-Partikel und der Ultraschallbehandlung auf das Gefüge, sowie die Eigenschaften von AMC_P -Druckgussteilen zu untersuchen, werden drei weiterführende Versuchsreihen durchgeführt und mit dem Referenzmaterial aus Versuchsreihe 1.4. verglichen (Tabelle 8-1). Die Verarbeitung dieser AMC_P -Halbzeuge im Druckgießverfahren erfolgte übereinstimmend zu der Verarbeitung der AMC_P -Halbzeuge im Druckgießverfahren aus Versuchsreihe 1 (Kapitel 7.2), um eine vergleichende Bewertung der Ergebnisse zu ermöglichen.

Tabelle 8-1: *Versuchsübersicht: Einfluss der passiven Oxidation sowie der Ultraschallbehandlung der AMC_P -Schmelze auf die Qualität der AMC_P -Druckgussteile*

Versuchsreihe	Passive Oxidation	Ultraschallbehandlung	Abgüsse
1.4.	nein	nein	8
2.1.	ja	nein	8
2.2.	nein	ja	8
2.3.	ja	ja	8

Das Kapitel umfasst die Versuchsaufbauten, die Versuchsdurchführung, die Probenpräparation und die anschließende Auswertung der Proben aus Tabelle 8-1.

8.1. Passive Oxidation der SiC-Partikel

In einer industriellen gießtechnologischer Anwendung lassen sich Haltezeiten einer Schmelze im Warmhalteofen vor der Verarbeitung nicht vermeiden. Aufgrund des thermodynamischen Ungleichgewichts zwischen den SiC-Partikeln und der Aluminiummatrixschmelze kann es innerhalb dieser Zeitspanne (zeit- und temperaturabhängig) zur Ausbildung von Al_4C_3 in hypoeutektischen AlSi-Matrixlegierungen kommen. Daher wird der Einsatz der passiven Oxidation zur Bildung einer Diffusionsbarriere aus SiO_2 auf den SiC-Partikeln untersucht. Dies soll den direkten Kontakt der SiC-Partikel mit der Aluminiummatrix, in Abhängigkeit der Schichtdicke des SiO_2 , für eine gewisse Dauer unterbinden. Für die passive Oxidation wurden die gleichen SiC-Partikel verwendet, die in Kapitel 6.2 zur Produktion der AMC_P -Halbzeuge mit unbehandelten SiC-Partikeln verwendet wurden.

8.1.1. Versuchsaufbau passive Oxidation

Um eine gleichmäßige Oxidation der SiC-Partikel (F500) zu ermöglichen, wurde die thermische Behandlung zur Bildung einer SiO_2 -Schicht mit Hilfe eines Drehrohrofens durchgeführt. Der schematische Aufbau des Drehrohrofens kann Abbildung 8-1 entnommen werden.

Die Beheizung der SiC-Partikel erfolgt elektrisch und indirekt über die Wandung eines Batchzylinders (2,26 m x 0,33 m), der aus X38CrMoV5 gefertigt wurde. Die Parameter und Kennzahlen der passiven Oxidation im Drehrohrföfen können der Tabelle 8-2 entnommen werden.

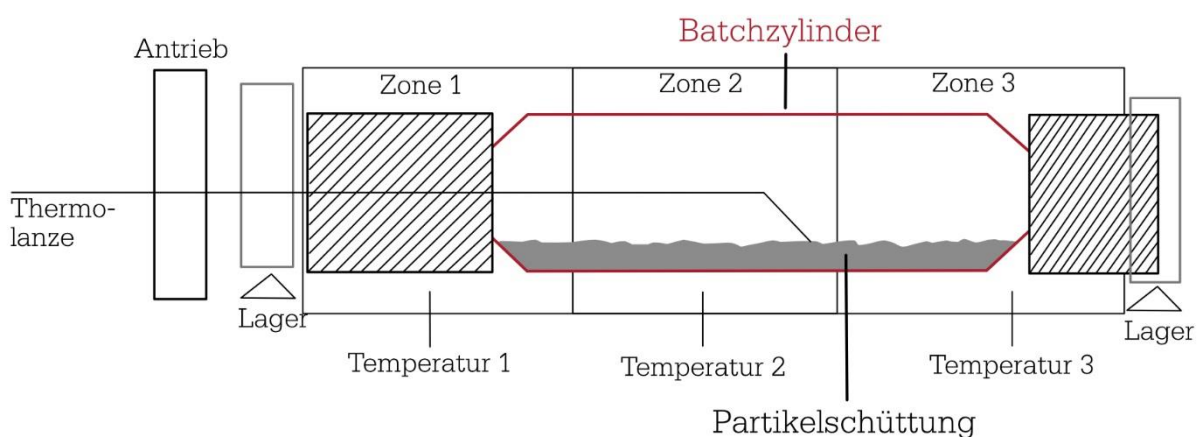


Abbildung 8-1: schematischer Aufbau der passiven Oxidation im Drehrohroföfen

Tabelle 8-2: Parameter und Kennwerte der passiven Oxidation von SiC-Partikeln im Drehrohrofen

Beheizung	Volumen Behälter [l]	Volumen Partikel [l]	Drehzahl Ofenrohr [u/min]	Durchmesser Behälter [mm]	Oxidationsdauer [h]	Oxidations-temp. [°C]
indirekt, elektrisch	750	50	5	330	5	1000

Der Batchzylinder weist sowohl auf der Einlauf-, als auch auf der Auslaufseite eine Öffnung auf, sodass frische sauerstoffhaltige Luft eintreten konnte. Von der Ofeneinlaufseite wurde ein Thermoelement in das Schüttgut geführt, so dass während der passiven Oxidation unmittelbar die Temperatur des Schüttguts ermittelt werden konnte. Der Batchzylinder war mit radial zulaufenden Hubleisten ausgestattet, um ein gleichmäßiges Umwälzen des Schüttguts zu gewährleisten.



Abbildung 8-2: a) Batchzylinder mit radial zulaufenden Hubschaufeln, b) Ofeneinlaufkopf mit radialer Thermolanze, c) Batchzylinder nach Befüllung, d) Gesamtansicht des Drehrohrofens

8.1.2. Versuchsdurchführung passive Oxidation

Nachdem die SiC-Partikel in den Batchzylinder gefüllt wurden, erfolgte die Beheizung über die Zylinderwandung mit einer Aufheizrate von 150 K/h. Während der Aufheizphase wurde das Schüttgut permanent mit 5 u/min gedreht. Nach Erreichen der Zieltemperatur von 1050 °C wurde die Temperatur über 5 h gehalten, was den Zeitraum der passiven Oxidation darstellt. Anschließend wurde die elektrische Beheizung ausgeschaltet, sodass sich der Batchzylinder unter fortwährender Rotation auf Raumtemperatur abkühlen konnte.

Die oxidierten Partikel wurden im Anschluss, nach der gleichen Vorgehensweise wie in Kapitel 6.2, zu AMC_P -Halbzeugen mit 30 Vol.-% im Rührgießverfahren verarbeitet.

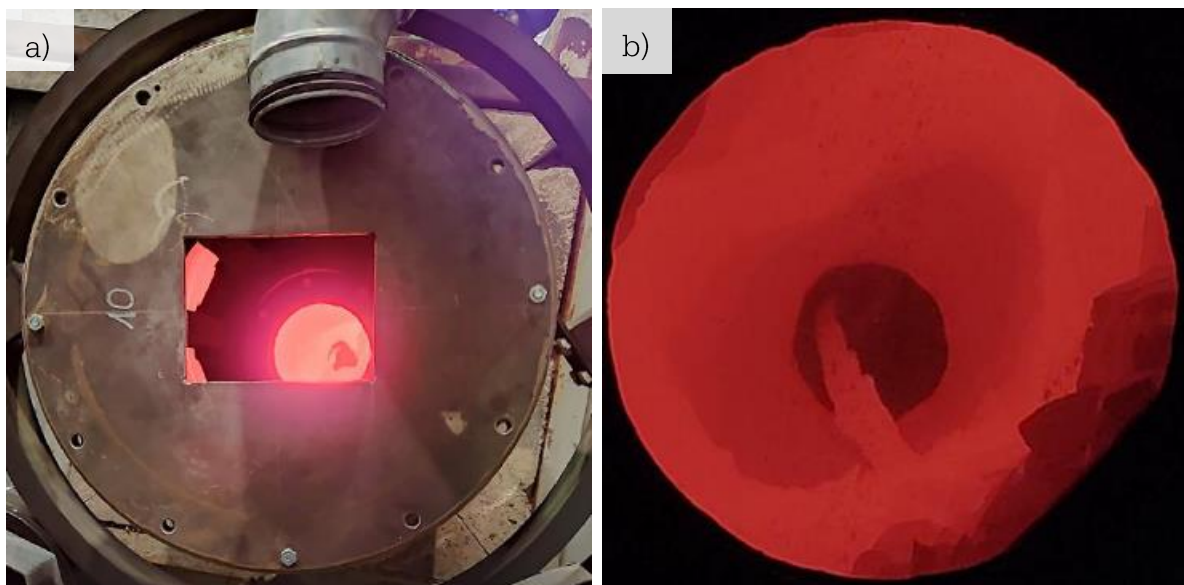


Abbildung 8-3: a) Ofenauslaufseite während der passiven Oxidation mit Deckel, Distanzstück und Batchzylinder, b) Innenraum des auf 1050 °C erwärmten Batchzylinders mit Thermoelement

8.1.3. Analyse der passiven Oxidation des SiC-Pulvers

Um die Schichtdicke der gebildeten SiO_2 -Schicht auf den Partikeln zu bestimmen, wurde das oxidierte SiC-Pulver an einem Transmissionselektronenmikroskop analysiert. Insgesamt wurde von 10 Partikeln die Schichtdicke an jeweils 5 frei gewählten Stellen gemessen. Dabei wurde eine mittlere Schichtstärke von $25 \text{ nm} \pm 3$ ermittelt.

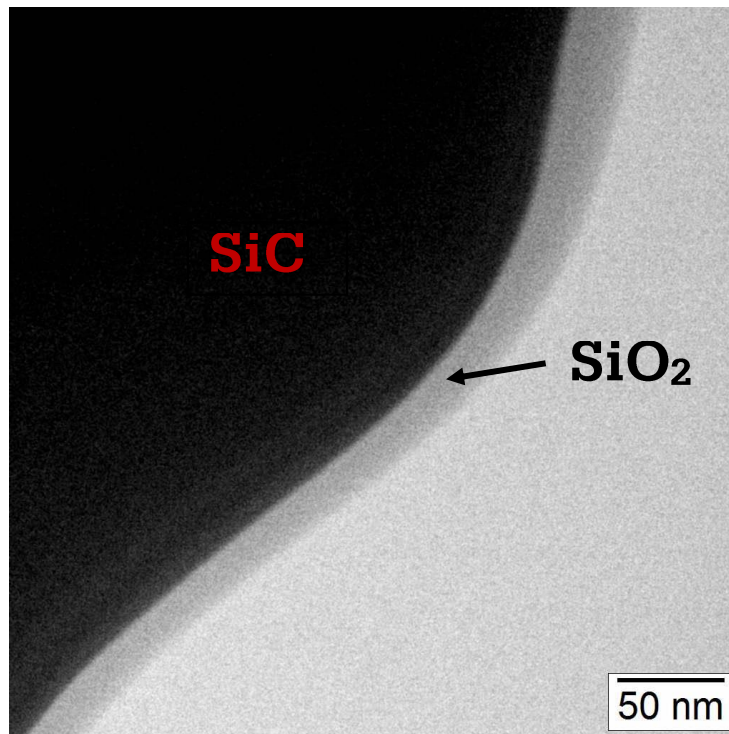


Abbildung 8-4: Transmissionselektronenmikroskop-Aufnahme eines passiv oxidierten SiC-Partikels mit SiO₂-Schicht

Während der Handhabung des feinen SiC-Pulvers innerhalb des Drehrohrofens, lässt sich ein gewisser Verlust der feinsten Bestandteile nicht vermeiden. Diese Bestandteile verflüchtigen sich aufgrund der Rotation des Ofens bzw. aufgrund der Thermik durch die seitlichen Öffnungen des Drehrohrofens (Abbildung 8-3). Um dem Drehrohrföfen sauerstoffreiche Luft zuzuföhren, sind diese Öffnungen jedoch notwendig. Die Reaktion von SiC zu SiO₂ aus Gleichung (2-22) erfolgt unter einer Volumenzunahme im stöchiometrischen Verhältnis von 1 : 1,5. Daher wurde die Korngrößenverteilung, mit

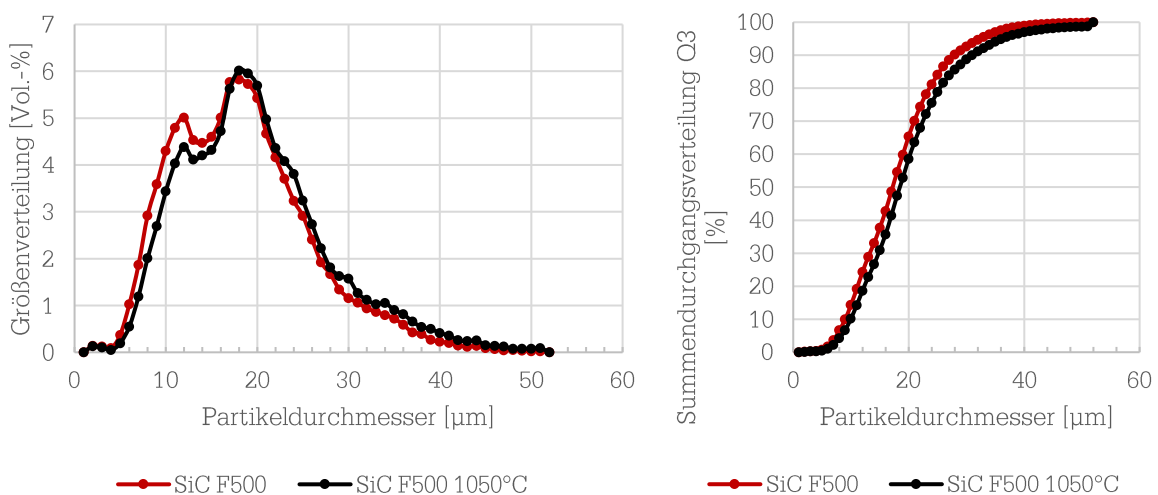


Abbildung 8-5: Korngrößenverteilung des oxidierten SiC-pulvers im Vergleich zum unbehandelten SiC-Pulver (F500)

Hilfe der photooptischen Messung nach ISO 13322-2, wie in Kapitel 6.2, des oxidierten SiC-Pulvers ermittelt. Aus Abbildung 8-5 ist eine leichte Steigerung des mittleren Korndurchmessers aus der Summendurchgangsverteilung zu erkennen. Der mittlere Korndurchmesser (D_{50}) des oxidierten SiC-Pulvers beträgt $18,2\ \mu\text{m}$ und wurde damit, im Vergleich zum unbehandelten SiC-Pulver (F500), nur geringfügig beeinflusst. Die Analyse der SiC-Partikel am Rasterelektronenmikroskop deckt vereinzelt agglomerierte Partikel nach der passiven Oxidation (Abbildung 8-6) auf.

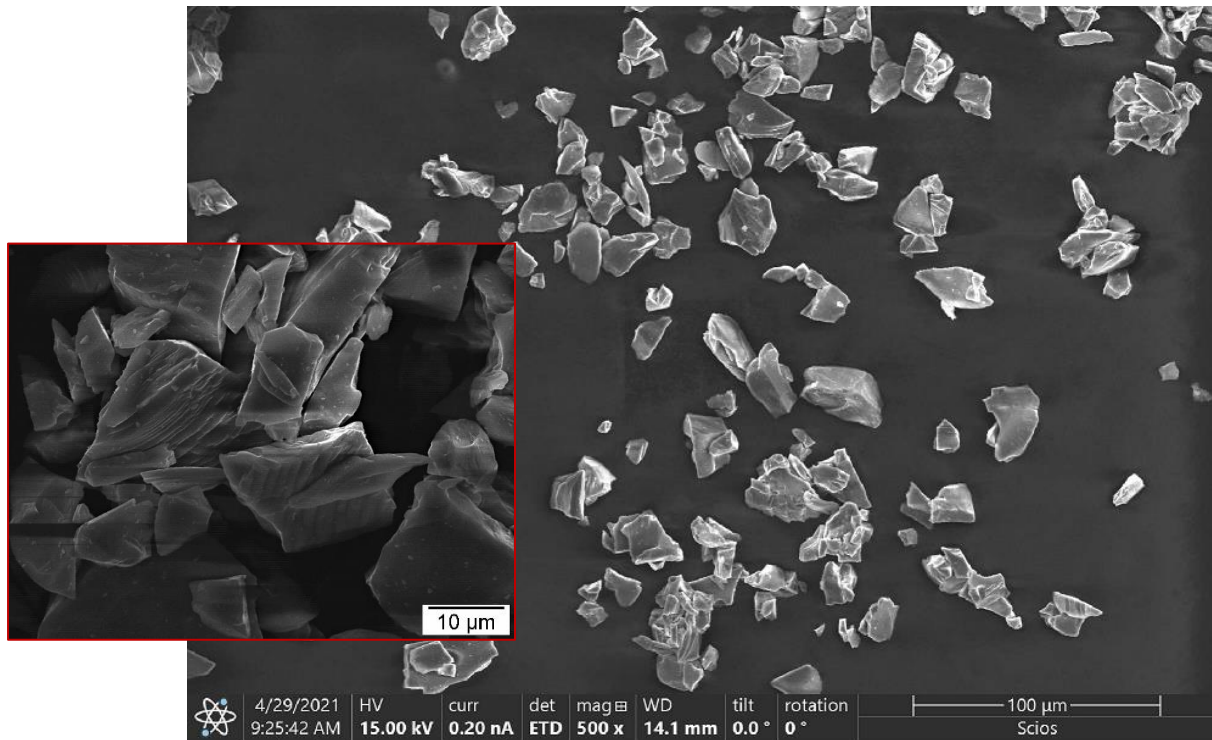


Abbildung 8-6: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen des oxidierten SiC-Pulvers (F500)

8.2. Ultraschallbehandlung der AMC_P-Halbzeuge

Während der AMC_P-Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren lässt sich das Einarbeiten von Gasen bzw. von Oxiden auch unter Schutzgas nicht vollständig vermeiden. Die Porosität der AMC_P-Halbzeuge erhöht sich folglich. Eingearbeitete Oxide können zudem den direkten Kontakt zwischen der Matrix und der Verstärkungsphase unterbinden und somit die Grenzflächenverbundfestigkeit senken. Des Weiteren erschweren die Oxidhäute das Aufbrechen von Agglomeraten während des Rührgießens. Mit Hilfe einer Ultraschallbehandlung der AMC_P-Schmelze soll der Gas- und Oxidgehalt nachträglich gesenkt, die Benetzung der SiC-Partikel gesteigert und die Agglomerate aufgebrochen werden.

8.2.1. Versuchsaufbau Ultraschallbehandlung

Für die Ultraschallbehandlung wurde das Modell UIP1000hdT-230 der Firma Hielscher mit einem Booster des Typs B4-1.4 und einer Titan-Blocksonotrode des Typs „BS4d22L3C“ mit einem verschleißbeständigen Resonator aus Si_3N_4 verwendet. Der Generator ist durch eine Leistung von 1 kW bei 19,6 kHz gekennzeichnet. Das gesamte Ultraschallsystem ermöglicht eine maximale Amplitude von $35\ \mu\text{m}$, die für alle Versuche mit der Ultraschallbehandlung verwendet wurde. Der Resonator weist einen Durchmesser von 22 mm auf und besitzt eine halbkugelförmige Spitze mit einem Radius von 11 mm. Folgend werden der Resonator und die Sonotrode gemeinsam als Sonotrode bezeichnet.

Da die hohe Viskosität der 30 Vol.-% AMC_P -Schmelze die akustische Strömung respektive eine Durchmischung des Tiegels mit der Schmelze verhindert, wurde die Sonotrode mit dem Schallwandler an einer höhenverstellbaren Vorrichtung montiert, die mit einer Steuereinheit verbunden ist. Dies ermöglicht ein stufenloses Verfahren der Sonotrode in vertikaler Richtung.

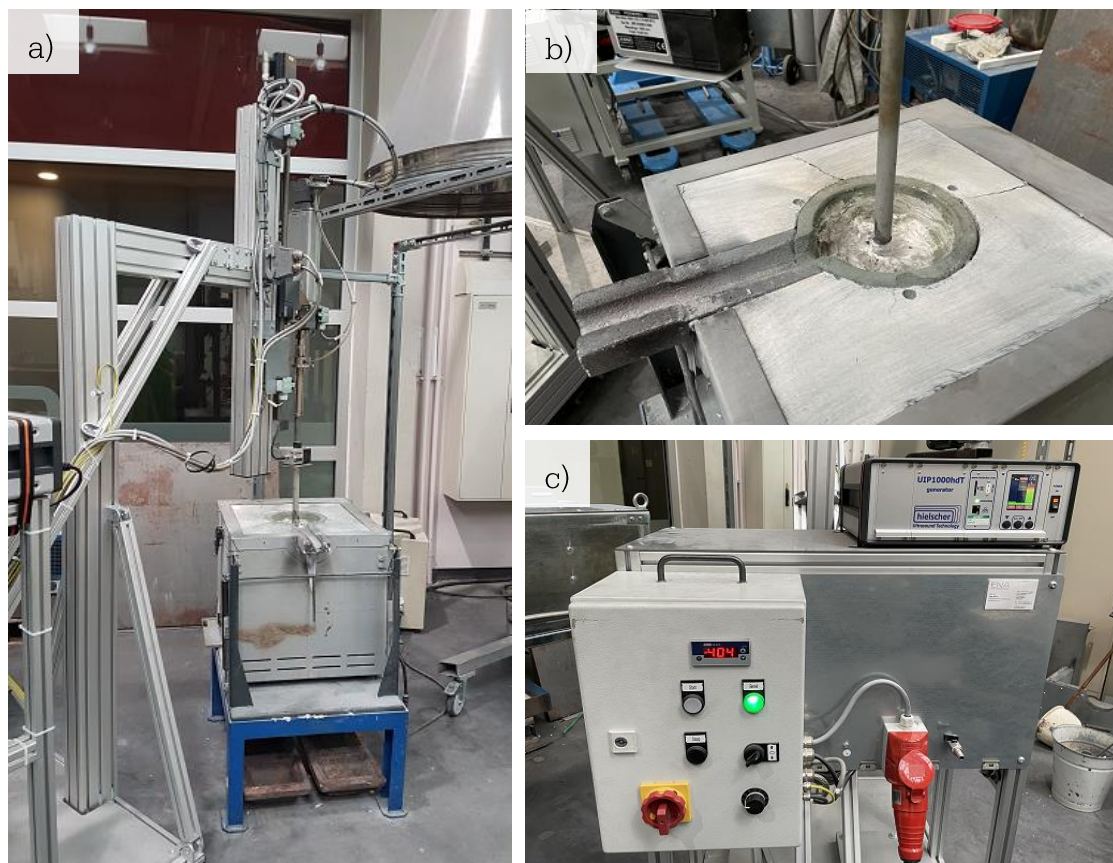


Abbildung 8-7: Ultraschallbehandlung der AMC_P -Halbzeuge: a) Ultraschallwandler und Sonotrode (konzentrisch über dem Tiegel) an höhenverstellbarer Vorrichtung, b) Ultraschallsonotrode innerhalb der AMC_P -Schmelze, c) Steuereinheit der Höhenverstellung (links) und Ultraschall-Generator (rechts)

8.2.2. Versuchsdurchführung Ultraschallbehandlung

Die Produktion der AMC_P -Halbzeuge erfolgte nach der gleichen Art und Weise wie aus Kapitel 6.2. Der Versuchsaufbau für die Halbzeugproduktion aus Abbildung 6-2 lies eine parallele Ultraschallbehandlung mit der verwendeten Anlagentechnik für die Ultraschallbehandlung (Abbildung 8-7) nicht zu. Daher wurde die Ultraschallbehandlung unmittelbar im Anschluss an die Halbzeugproduktion bei 700 °C, als nachgelagerter Prozessschritt, durchgeführt (siehe Abbildung 8-8).

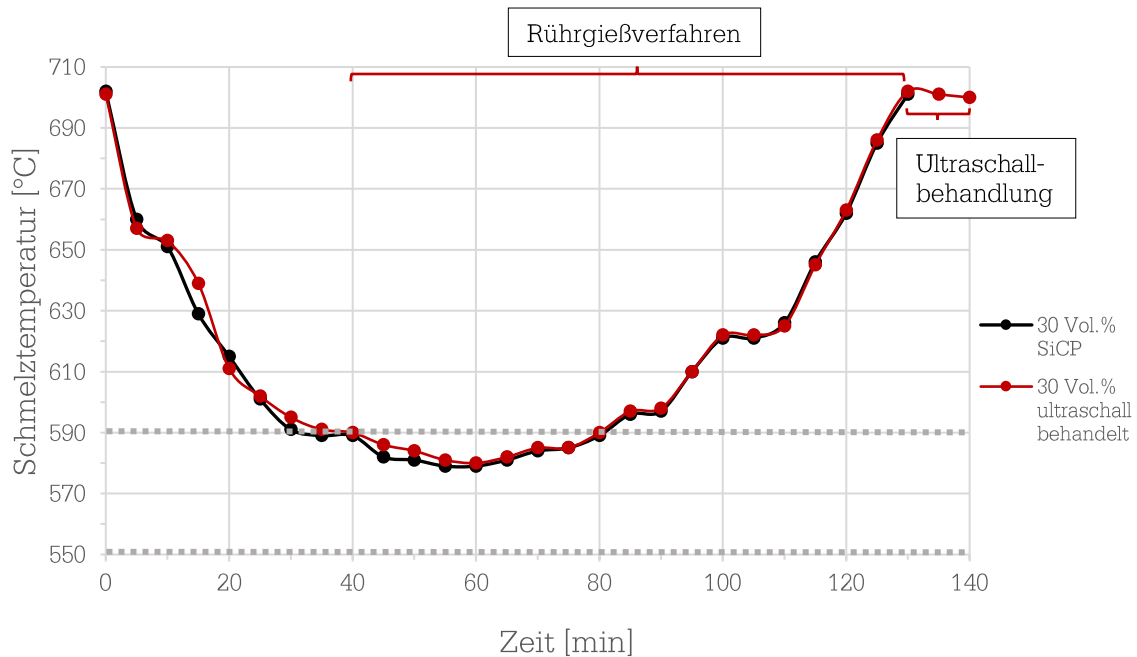


Abbildung 8-8: Schmelztemperatur-Zeit-Verlauf der AMC_P -Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren; mit und ohne anschließende Ultraschallbehandlung

Die Sonotroden spitze wurde zu Beginn der Ultraschallbehandlung 30 mm oberhalb des Tiegelbodens, konzentrisch zum Tiegel, positioniert. Um die Behandlungsleistung in der hochviskosen 30 Vol. % AMC_P -Schmelze zu erhöhen, wurde die Sonotrode, mit Hilfe der höhenverstellbaren Vorrichtung, mit einer Geschwindigkeit von 0,25 mm/s in Richtung der Schmelzbadoberfläche bewegt. Am Ende der Ultraschallbehandlung, nach 10 Minuten, befand sich die Sonotroden spitze 10 mm unterhalb der Schmelzbadoberfläche. Anschließend wurde die Vorrichtung für die Ultraschallbehandlung vom Tiegel entfernt und die AMC_P -Schmelze unmittelbar in Massel abgegossen (Abbildung 6-6 c). Die Parameter der Ultraschallbehandlung können der Tabelle 8-3 entnommen werden.

Tabelle 8-3: Parameter für die Ultraschallbehandlung der AMC_P -Halbzeuge

Amplitude [µm]	Frequenz [kHz]	Temperatur [°C]	Dauer [min]	Eintauchtiefe Sonotrode [mm]	Behandeltes Volumen [l]
35	19,6	700	10	160 bis 10	3

8.3. Probenpräparation der Druckgussteile aus Versuchreihe 1 und 2

An allen erzeugten Druckgussteilen wurden nach der Versuchsdurchführung mit Hilfe einer Wasserstrahlschneidanlage (Wasser-Abrassionsmittel-Gemisch) das Anschnitt- und Speisersystem bzw. die Überläufe entfernt. Anschließend wurden die verschiedenen Probekörper ebenfalls mit der Wasserstrahlschneidanlage herausgetrennt. Die Probenentnahme an den Druckgussteilen kann der Abbildung 8-9 entnommen werden.

Porosität und Benetzungsgrad

Die Bestimmung der Porosität und des Benetzungsgrades wurde für die Druckgussteile aus Tabelle 8-1 deckungsgleich zu dem Prozedere aus Kapitel 7.2.3 durchgeführt. Die Porosität und der Benetzungsgrad wurden von allen 8 Gussteilen je Versuchreihe ermittelt.

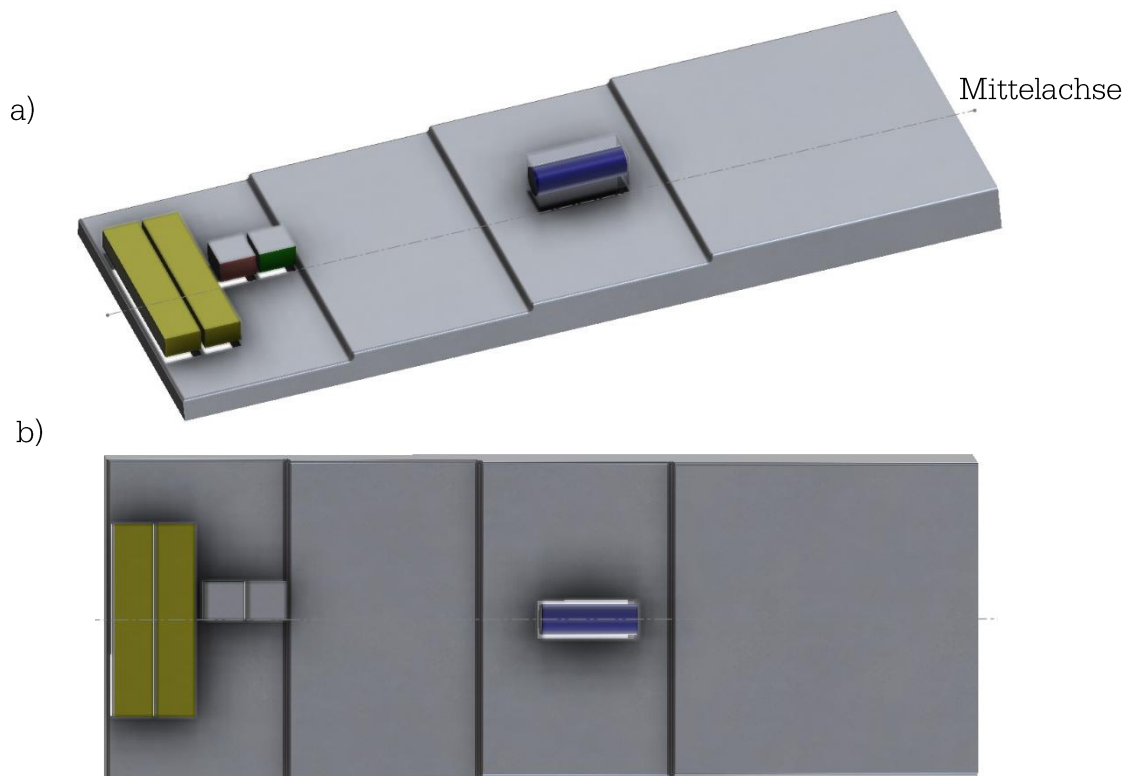


Abbildung 8-9: Probenentnahme der Druckgussteile: Metallographieprobe (rot), Biegeproben (gelb), Härteprobe (grün) und Verschleißprobe (blau): a) Perspektive, b) Draufsicht

Neben der Anbindung der Partikel in der Matrix, werden die mechanischen Eigenschaften eines AMC_p maßgeblich durch die Partikelverteilung bestimmt. Um eine quantitative Analyse der Partikelverteilung zu ermöglichen, wurde mit der Software MATLAB R2019b ein Algorithmus zur Bestimmung der Partikelverteilung geschrieben. Die Schliffbilder sollen einen möglichst großen Bereich abdecken, um eine aussagekräftige Information der Partikelverteilung zu erlangen und den zufälligen Fehler möglichst klein zu halten. Die verwendeten Schliffbilder weisen zwischen 15.000 bis 20.000 Partikel auf. Daher wurde

die quantitative Bestimmung der Partikelverteilung nicht manuell, sondern durch einen Algorithmus bestimmt. Die Partikelverteilung wird von dem Algorithmus durch zwei unterschiedliche Variablen ausgedrückt und setzt sich aus der Anordnung der Partikel σ_{ref} , sowie der Agglomerationsneigung der Partikel $\Delta_{Nachbar}$ zusammen. In Abbildung 8-10 ist die Einordnung von σ_{ref} schematisch dargestellt.

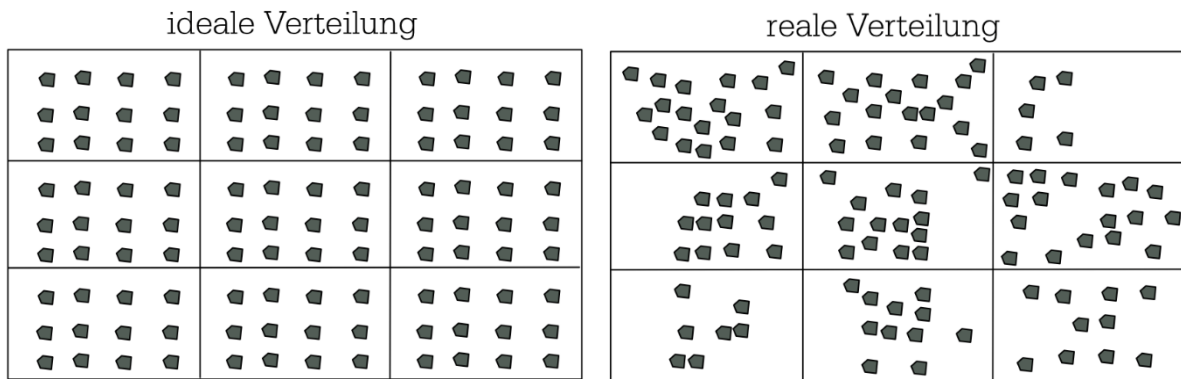


Abbildung 8-10: Einordnung der Variable σ_{ref} : Anordnung der Partikel

Die Schliffbilder der Größe 1800 x 1800 μm werden zunächst von dem Algorithmus binarisiert, um anschließend einzelne Objekte, die Partikel im Gefüge, zu detektieren. Das Matrixgefüge wird im weiteren Verlauf von dem Algorithmus nicht weiter berücksichtigt. Anschließend wird das Bild in 100 Teilbilder unterteilt (10 x 10). Nun wird die Gesamtanzahl der detektierten Partikel $N_{partikel}$ und die Anzahl der Partikel in jedem Teilbild N_i bestimmt. Mit Hilfe von $N_{partikel}$ und der 100 Teilbilder wird nun die mittlere Partikelanzahl je Teilbild \bar{N} bestimmt. σ_{ref} referenziert die Standardabweichung der Partikelanzahl je Teilbild zu der mittleren Partikelanzahl je Teilbild und wird nach folgenden Gleichungen bestimmt:

$$\bar{N} = \frac{N_{partikel}}{100}, \quad (8-1)$$

$$\sigma_{ref} = \frac{\sqrt{\frac{1}{100-1} \sum_{i=1}^{100} (N_i - \bar{N})^2}}{\bar{N}}. \quad (8-2)$$

Die Auswertung nach σ_{ref} ermöglicht eine makroskopische Beurteilung, wie viele Bereiche mit über- bzw. unterdurchschnittlich vielen Partikeln im Schliffbild existieren, wie der Abbildung 8-11 exemplarisch entnommen werden kann.

Um zusätzlich eine Information zu der Agglomerationsneigung der Partikel zu erhalten, wurde die Variable $\Delta_{Nachbar}$ eingeführt. Zunächst ermittelt der Algorithmus für jeden einzelnen Partikel den Abstand zum nächstgelegenen Partikel (nearest neighbor) nn_i (Abbildung 8-12), woraus der Mittelwert \overline{nn} für das gesamte Schliffbild bestimmt wird. Anhand der Partikelanzahl $N_{partikel}$ und der Größe der Schliffbilder von 1800 x 1800 μm , wird der mittlere Abstand der Partikel Δ_{ideal} ermittelt (Abbildung 8-12 b), wenn sie ideal verteilt wären.

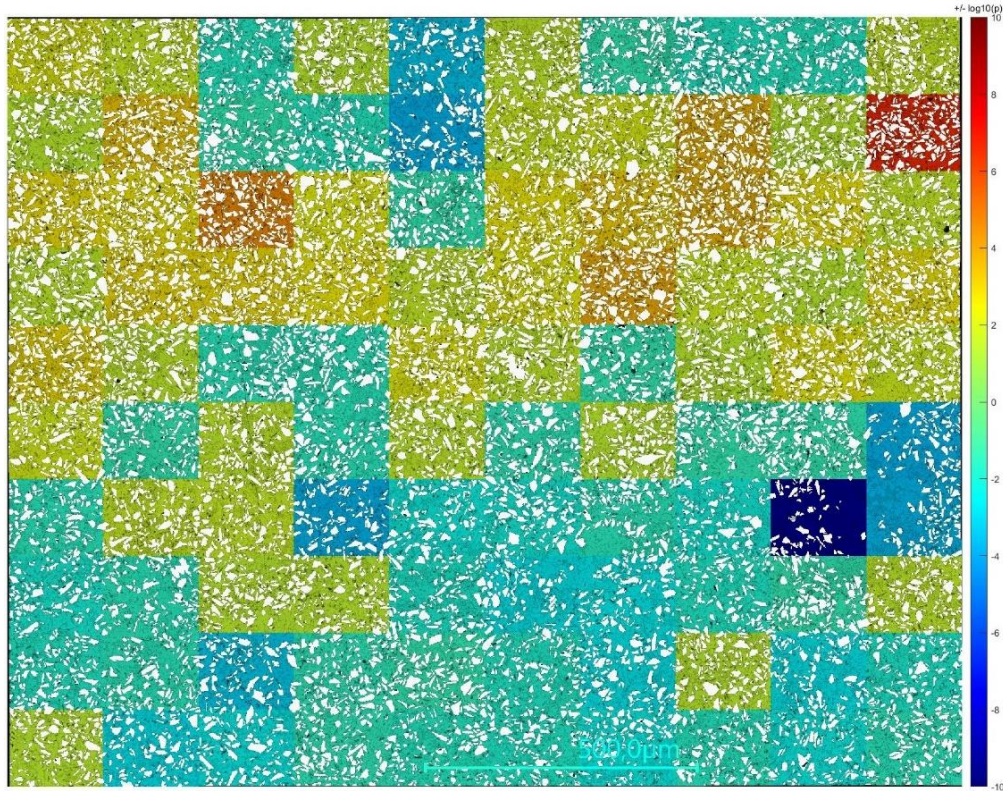


Abbildung 8-11: 30 Vol.-% AMCp-Schliffbild mit MATLAB gerendert; Einfärbung der 100 Teilbilder nach σ_{ref} (logarithmisch aufgetragen), Partikel weiß eingefärbt

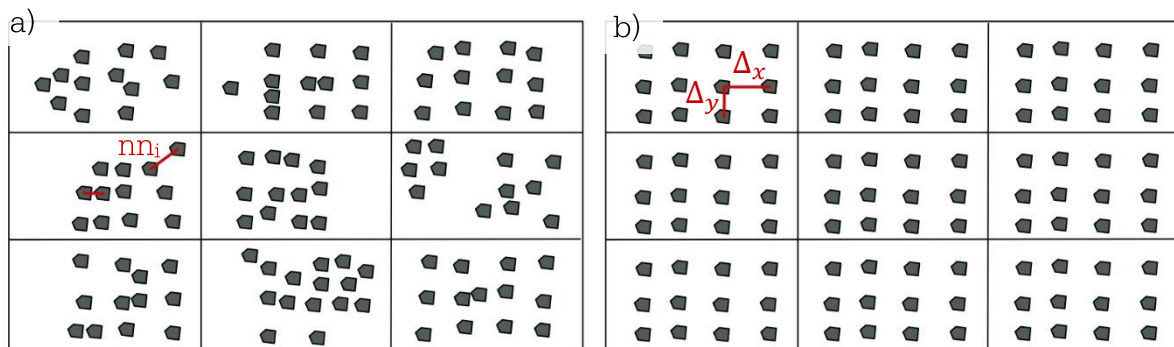


Abbildung 8-12: Einordnung der Variable $\Delta_{Nachbar}$: a) Ermittlung des nächstgelegenen Nachbar für jeden Partikel, b) mittlerer Partikelabstand bei idealer Partikelverteilung

Die Agglomerationsneigung der Partikel $\Delta_{Nachbar}$ wird nach folgenden Gleichungen bestimmt:

$$\overline{nn} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n nn_i, \tag{8-3}$$

$$\Delta_{ideal} = \frac{\Delta_x + \Delta_y}{2} = \frac{\frac{1800(x)}{N_{Partikel}} + \frac{1800(y)}{N_{Partikel}}}{2}, \tag{8-4}$$

$$\Delta_{Nachbar} = \frac{\overline{nn}}{\Delta_{ideal}}. \tag{8-5}$$

Nach den Gleichungen (8-6) bis (8-7) wird mit $\Delta_{Nachbar}$ quantitativ ausgedrückt, welchen Anteil der mittlere Partikelabstand in Relation zu einer idealen Partikelverteilung

besitzt. Bei einer erhöhten Anzahl an Agglomeraten im Gefüge, wird $\Delta_{Nachbar}$ somit gesenkt. Die Partikelverteilung wurde an jedem Gussteil bestimmt.

Biegefestigkeit und Randfaserdehnung

Die Zähigkeit eines partikelverstärkten Metall-Matrix-Verbundwerkstoffes wird durch die Partikelverteilung, die Porosität sowie die Grenzflächenverbundfestigkeit beeinflusst. Um Erkenntnisse zu dem Einfluss der passiven Oxidation bzw. der Ultraschallbehandlung auf diese Eigenschaften zu erlangen, wurde die Biegefestigkeit der Probekörper bestimmt. Aus jedem Druckgussteil wurden dafür zwei Biegeproben mit den Maßen 10 x 50 x 6 mm, in einem Abstand von 2 bzw. 13 mm zum Entlüftungsüberlauf (Abbildung 7-4), in axialer Richtung mittig, entnommen. Für die Messungen wurde die Zug-Druck-Prüfanlage vom Typ TIRAtest 2825 der Firma Tira GmbH, mit einer Prüfgeschwindigkeit von 0,5 mm/min, verwendet. Die Ermittlung der Biegespannung σ_B sowie der Randfaserdehnung ε_B wurden durch den Drei-Punkt-Biegeversuch nach DIN ISO 7438 durchgeführt und nach den Gleichungen (8-8) bzw. (8-9) bestimmt:

$$\sigma_B = \frac{3Fl_v}{2bh^2}, \quad (8-10)$$

$$\varepsilon_B = \frac{600h\Delta_z}{l_v^2}, \quad (8-11)$$

wobei F die aufgebrachte Kraft, l_v den Abstand der Auflager (40 mm), b_b die Breite bzw. b_h die Höhe der Biegeproben und Δ_z die gemessene Durchbiegung der Probe bedeuten.

Makrohärte

Zur Bestimmung der makroskopischen Härte der verschiedenen AMCP-Probematerialien aus Tabelle 8-1, wurde die Vickers-Härte nach HV 30, mit einer Prüfkraft von 297,5 N, ermittelt. Die Härtemessung erfolgte an einem Universalprüfgerät nach DIN EN ISO 6507. Zunächst wurden die Proben plangeschliffen und die Härte anschließend an insgesamt 5 Prüfstellen gemessen. Die Anordnung der Härtemessungen ist der Abbildung 8-13 zu entnehmen.

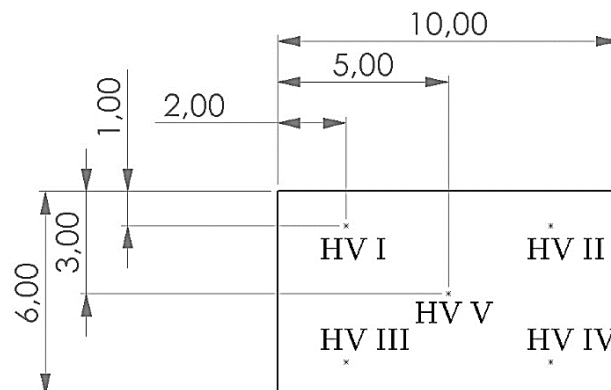


Abbildung 8-13: Anordnung der 5 Härtemessungen je Härteprobe

Verschleißwiderstand

Um den Einfluss der unterschiedlichen Prozessrouten auf das tribologische Verschleißverhalten zu ermitteln, wurde der Verschleißwiderstand der einzelnen Proben nach ASTM G-99 mit Hilfe des Pin-on-Disk Verfahrens ermittelt. Der Versuchsaufbau für die tribologischen Verschleißmessungen ist der Abbildung 8-14 zu entnehmen. Jeweils 3 Proben der Versuchserien aus Tabelle 8-1 wurden für die Verschleißmessung verwendet.

Die Probenentnahme der Verschleißproben ist der Abbildung 8-9 zu entnehmen. Dazu wurde ein Quader mit 10 mm x 10 mm x 25 mm mit Hilfe der Wasserstrahlschneidanlage, in axialer Richtung mittig, aus den Druckgussteilen getrennt. Anschließend wurden die Verschleißproben mit Hilfe eines CVD-Drehwerkzeuges mit Diamantschneide auf einen Durchmesser von 8 mm gedreht. Gebräuchlicherweise wird die mechanische Drehbearbeitung von Aluminiumlegierungen mit konventionellen Hartmetallwerkzeugen durchgeführt. Allerdings erweisen sich die Hartmetallwerkzeuge bei der Bearbeitung der mit 30 Vol.-% SiC-verstärkten Proben als ungeeignet. Bevor die Verschleißmarke des konventionellen Drehwerkzeuges (Vollhartmetall) erreicht wurde, konnte die Fertigung einer einzelnen Verschleißprobe nicht abgeschlossen werden.

Als Kontermaterial für die Verschleißproben wurden Platten aus 100Cr6-Stahl mit den Maßen 75 mm x 75 mm x 10 mm verwendet. Diese wurden im Ofen auf 830 °C, innerhalb von 60 min, aufgeheizt und für 30 min bei dieser Temperatur gehalten, bevor sie in Öl abgeschreckt wurden. Anschließend wurden die Platten von beiden Seiten Plangeschliffen und die Härte mit jeweils 5 Messungen nach dem Rockwellverfahren (DIN EN ISO 6508) ermittelt. Die Härte aller gehärteter Verschleißflächen betrug $62,2 \pm 1,2$ HRC.

Für die Verschleißmessungen wurden die AMCP-Proben in den Probenhalter eingespannt und auf die Konterplatte angepresst, wobei für jede AMCP-Probe eine neue Verschleißfläche verwendet wurde. Anschließend wurde die Konterplatte für die Versuchsdurchführung in Rotation versetzt. Die Parameter der Pin-on-Disk Messungen können der Tabelle 8-4 entnommen werden.

Die Beurteilung des Verschleißwiderstands der AMCP-Proben erfolgte anhand des Masseverlusts der Proben, durch die tribologische Verschleißbeanspruchung. Daher wurde die Ausgangsmasse der Proben, sowie die Masse nach jeweils 500 m, 1000 m und 1500 m Gleitstrecke bestimmt.

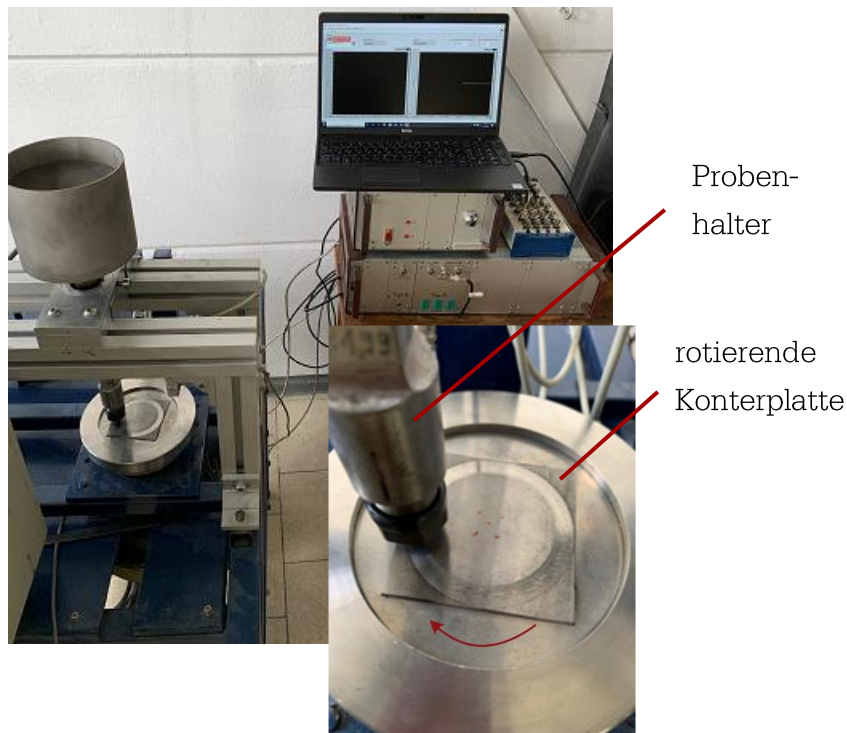


Abbildung 8-14: Versuchsaufbau der tribologischen Verschleißmessungen (Pin-on-Disk)

Tabelle 8-4: Parameter der tribologischen Verschleißmessung (Pin-on-Disk)

Radius Pin [mm]	Gleitgeschw. [m/s]	Anpresskraft [N]	Gleistrecke [m]	Radius Gleistrecke [mm]
4	1	100	1500	32

8.4. Diskussion der Ergebnisse aus den weiterführenden Untersuchungen der Versuchsreihe 1.4. und 2

8.4.1. Porosität und Benetzungsgrad

Die Gefügeaufnahmen der Druckgussteile mit 30 Vol.-% SiC_P-Verstärkung, aus der Versuchsreihe 1.4. und 2, sind in den

Abbildung 8-15 bis Abbildung 8-18 dargestellt und wurden jeweils im Zentrum der Schliiffprobe erstellt. Es zeigt sich, dass bei allen AMC_P-Druckgussteilen die Porosität vorherrschend in Form von Mikrolunkern vorliegt. Die Porosität wird sowohl durch die passive Oxidation (Tabelle 8-5 2.1.) mit 0,9 %, als auch durch die Ultraschallbehandlung (Tabelle 8-5 2.2.) mit 0,8 %, im Vergleich zu den Referenzdruckgussteilen aus Versuchsreihe 1.4. leicht gesenkt. Die Kombination der oxidierten SiC-Partikel mit der nachfolgenden Ultraschallbehandlung (Tabelle 8-5 2.3.) führte mit 0,7 % zu der geringsten ermittelten Porosität.

Der Benetzungsgrad ist bei allen Druckgussteilen mit 30 Vol.-% SiC_P-Verstärkung auf einem ähnlichen Niveau, unabhängig von der Prozessroute. Im Rahmen der Messunsicherheit des Linienschnittverfahrens, zur Bestimmung des Benetzungsgrads, konnte kein signifikanter Einfluss der unterschiedlichen Prozessrouten auf die Benetzung ermittelt werden. Aus Tabelle 8-5 können die Messwerte des Benetzungsgrads und der Porosität entnommen werden.

Tabelle 8-5: Porosität und Benetzungsgrad der Druckgussteile aus Versuchsreihe 1.4. und 2

Versuchsreihe	Bezeichnung	Porosität [%]	Benetzungsgrad [%]
1.4.	30 %	1,3 ± 0,5	92 ± 0,2
2.1.	30 % Oxidiert	0,9 ± 0,6	94 ± 1,5
2.2.	30 % UST	0,8 ± 0,4	94 ± 1,0
2.3.	30 % Oxidiert und UST	0,7 ± 0,5	93 ± 0,7

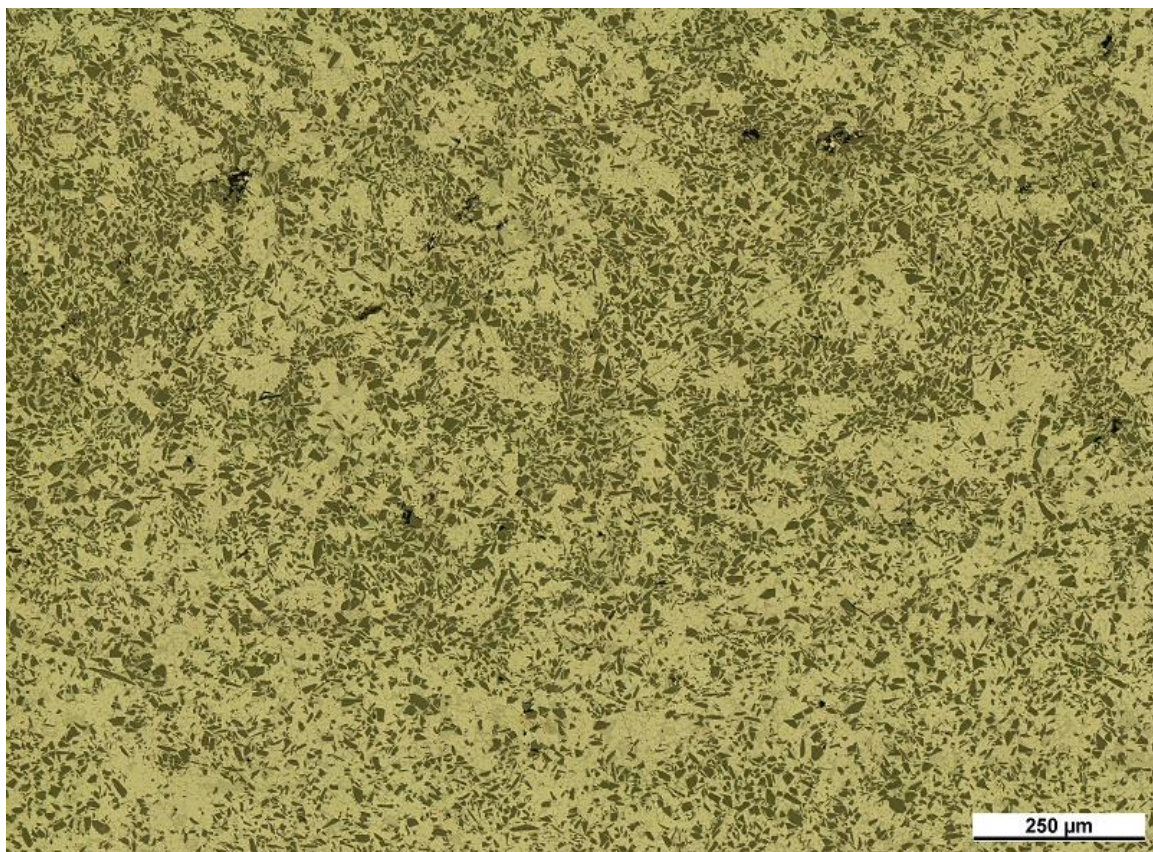


Abbildung 8-15: Gefügeaufnahme der Versuchsreihe 1.4 (30 Vol.-% SiC_P)

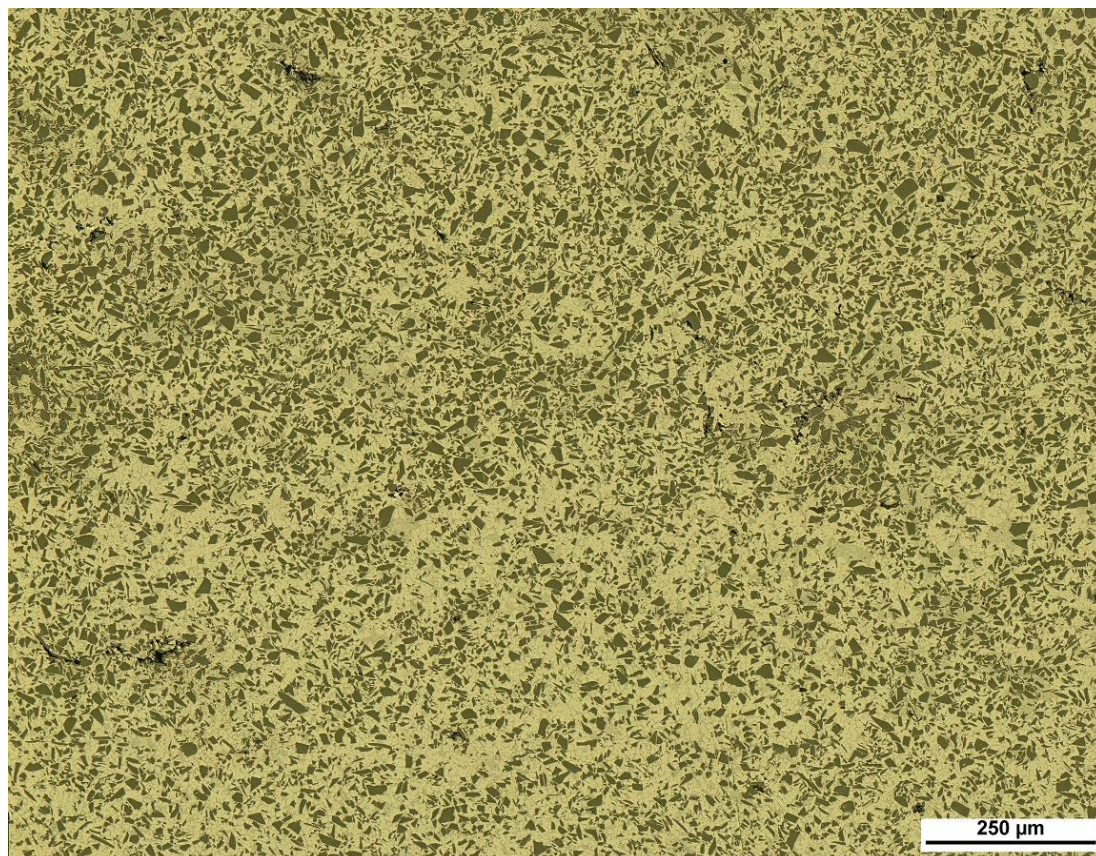


Abbildung 8-16: Gefügaufnahme der Versuchsreihe 2.1. (30 Vol.-% SiC_p-oxidiert)

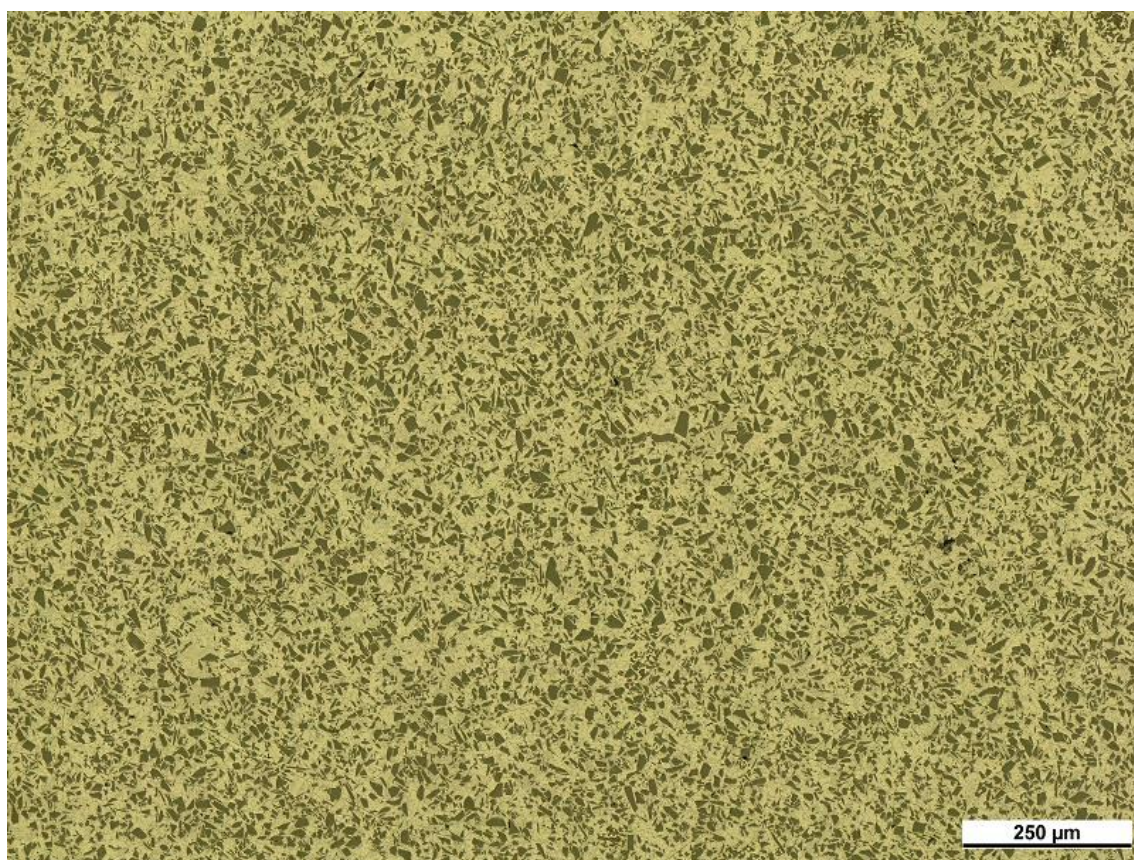


Abbildung 8-17: Gefügaufnahme der Versuchsreihe 2.2. (30 Vol.-% SiC_p-ultraschallbehandelt)

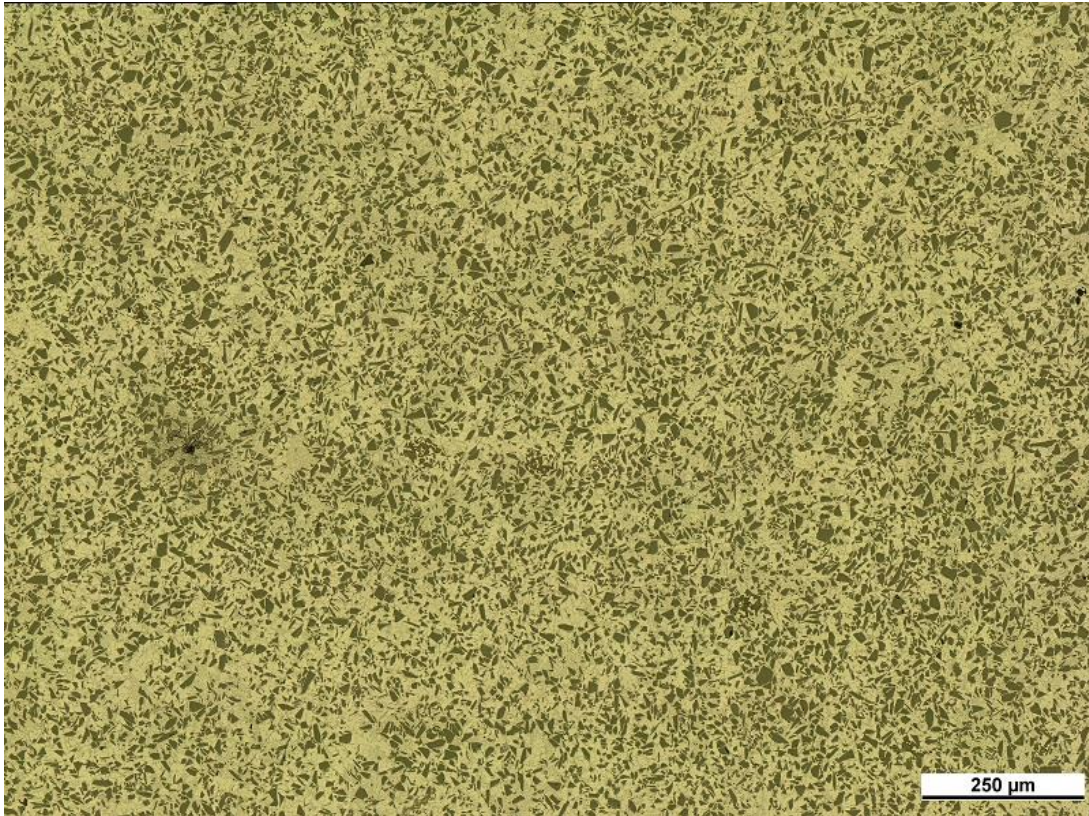


Abbildung 8-18: Gefügebild der Versuchsreihe 2.3. (30 Vol.-% SiC_p-oxidiert und ultraschallbehandelt)

8.4.2. Partikelverteilung

Aus den Gefügebildern der

Abbildung 8-15 bis Abbildung 8-18 lässt sich qualitativ ein leichter Unterschied der Partikelverteilung ableiten. Mit Hilfe der digitalen Bildverarbeitung, konnte der Einfluss der unterschiedlichen Prozessrouten auf die Partikelverteilung, nach σ_{ref} und $\Delta_{Nachbar}$, quantitativ bestimmt werden. Die Ergebnisse der quantitativen Ermittlung der Partikelverteilung, die an jedem Druckgussteil durchgeführt wurde, können der Abbildung 8-19 entnommen werden. Für die Proben aus der Versuchsreihe 2.3. ergibt sich die beste ermittelte Partikelverteilung. Sowohl die Gleichmäßigkeit der Partikelverteilung über das gesamte Schliffbild (σ_{ref}), als auch die Agglomerationsneigung ($\Delta_{Nachbar}$), fallen bei den Proben mit oxidierten Partikeln und einer Ultraschallbehandlung am besten und am einheitlichsten aus. Der qualitative Eindruck, dass die Proben ohne zusätzliche Behandlung (Versuchsreihe 1.4.), im Vergleich zu allen Proben der Versuchsreihe 2, durch mehr partikelverarmte bzw. -angereicherte Bereiche gekennzeichnet ist, deckt sich mit den Ergebnissen der quantitativen Bestimmung der Partikelverteilung.

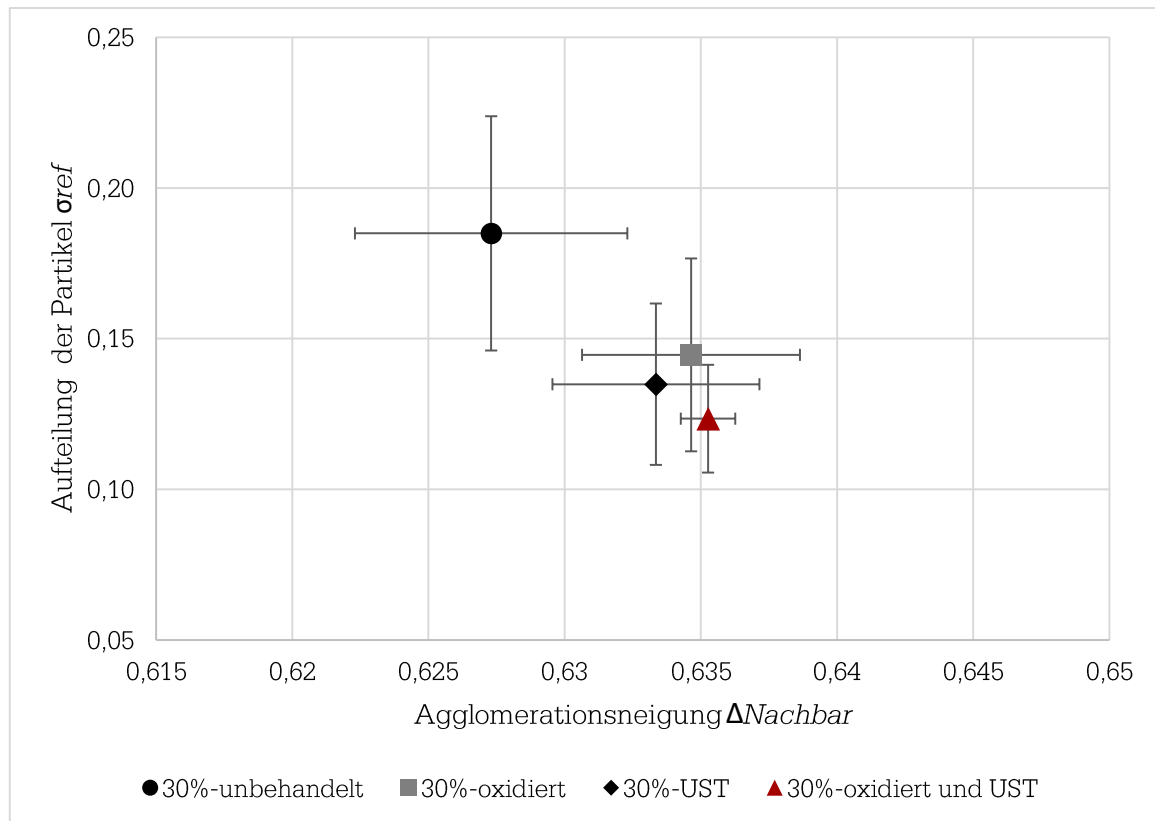


Abbildung 8-19: grafische Darstellung der Partikelverteilung nach σ_{ref} und $\Delta_{Nachbar}$

8.4.3. Biegefestigkeit und Randfaserdehnung

In Tabelle 8-6 sind die ermittelten Messwerte der Biegefestigkeit sowie der Randfaserdehnung aufgelistet. Alle Proben zeigen das für partikelverstärkte-Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe typische spröde Bruchverhalten. Unbenetzte Partikel, Agglomerate und intermetallische Phasen, wie Al_4C_3 , wirken als Initialstellen für den Riss der Proben. Die Proben der Versuchsreihe 1.4. weisen sowohl die geringste Biegefestigkeit mit 393 MPa, als auch die geringste Randfaserdehnung mit 0,83 % auf.

Im Vergleich dazu weisen die ultraschallbehandelten Proben eine gesteigerte Biegefestigkeit auf. Für die Proben aus Versuchsreihe 2.2. wurden 465 MPa für die Biegefestigkeit ermittelt, was auf einen verringerten Agglomeratanteil der AMC_P -Halbzeuge durch die Ultraschallbehandlung hinweist. Die Randfaserdehnung ist, durch die Ultraschallbehandlung, nicht signifikant beeinflusst wurden. Einen größeren Einfluss auf die Biegefestigkeit bzw. die Randfaserdehnung zeigen die Messwerte der Versuchsreihe 2.1. und 2.3. mit oxidierten SiC-Partikeln. Die Proben der Versuchsreihe 2.1. zeigen mit 538 MPa und 1,21 % die höchsten gemessenen Werte. Aufgrund der SiO_2 -Schicht auf der Partikeloberfläche und der Sauerstoffaffinität von Al bzw. Mg, wird die chemische Bindung zwischen den oxidierten Partikeln und der Aluminiummatrix respektive die Grenzflächenverbundfestigkeit gesteigert (Kapitel 2.6.3), was sich positiv auf die Biegefestigkeit bzw. die

Randfaserdehnung auswirkt. Mit 520 MPa und 1,15 % liegen die Messwerte der Proben der Versuchsreihe 2.3. auf einem gleichwertigen Niveau mit den Proben aus 2.2.

Tabelle 8-6: Messwerte der Drei-Punkt-Biegeversuche

Versuchsreihe	Bezeichnung	Biegefestigkeit [MPa]	Randfaserdehnung [%]
1.4.	30 %	393 ± 78	0,83 ± 0,16
2.1.	30 % oxidiert	538 ± 48	1,21 ± 0,21
2.2.	30 % UST	465 ± 42	0,85 ± 0,14
2.3.	30 % oxidiert und UST	520 ± 47	1,15 ± 0,19

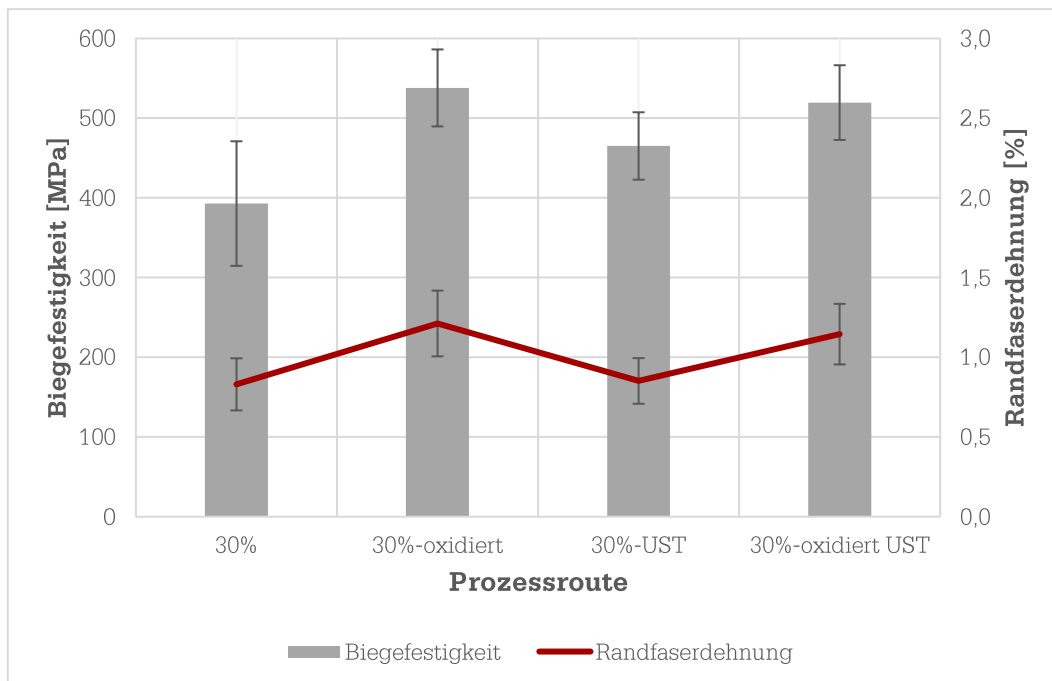
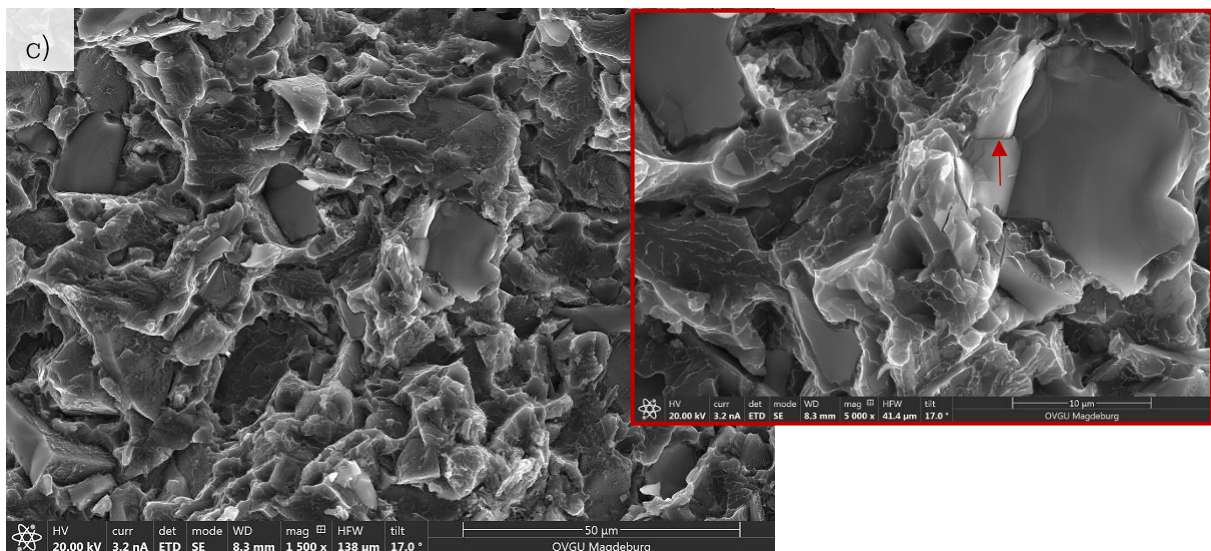
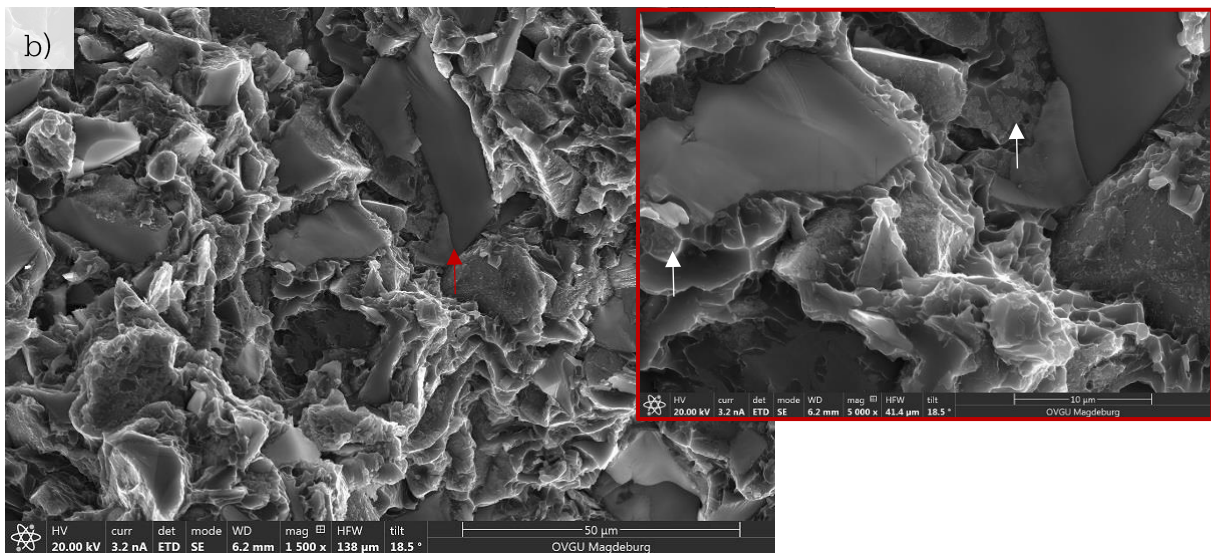
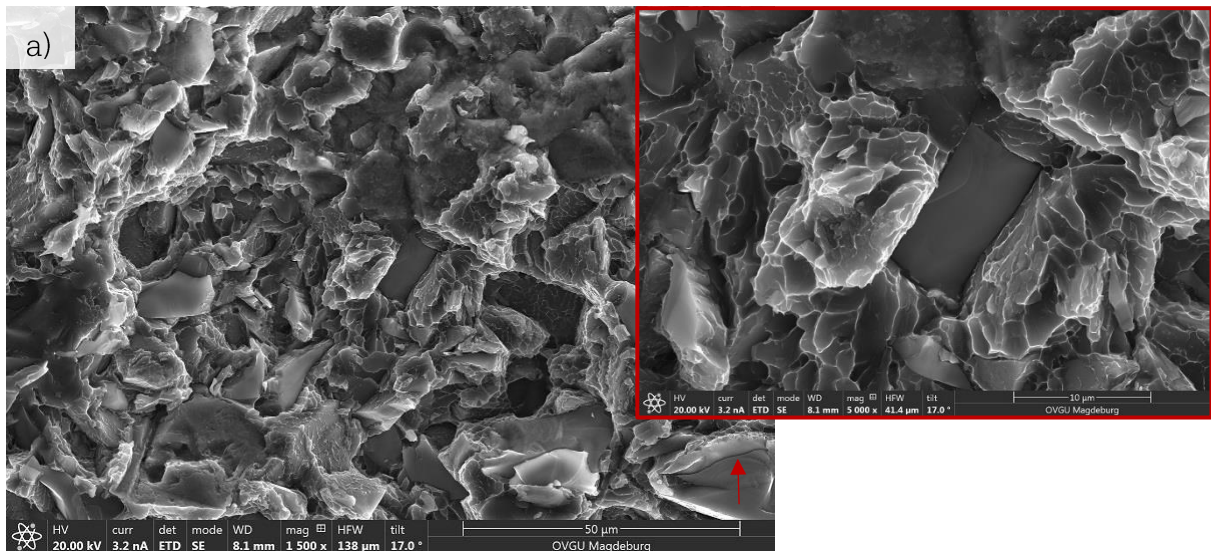


Abbildung 8-20: grafische Darstellung der Biegefestigkeit bzw. der Randfaserdehnung in Abhängigkeit der Prozessroute (Versuchsreihe 2 und 1.4.)

Aus Abbildung 8-21 können Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen der jeweiligen Bruchflächen entnommen werden. Alle Bruchflächen bzw. Versuchsreihen weisen gebrochene Partikel auf (rote Pfeile). Daraus lässt sich eine gute Anbindung der Partikel in der Matrix, für alle Versuchsreihen, ableiten. Bei den beiden Versuchsreihen mit oxidierten SiC-Partikeln (Versuchsreihe 2.1. und 2.3.), lassen sich Grenzflächenreaktionsprodukte auf der Partikeloberfläche erkennen, die mit weißen Pfeilen markiert sind. Hingegen weisen die Partikel mit den unbehandelten SiC-Partikeln (Versuchsreihe 1.4. und 2.2.) keine erkennbaren Grenzflächenreaktionsprodukte respektive Al_4C_3 auf.



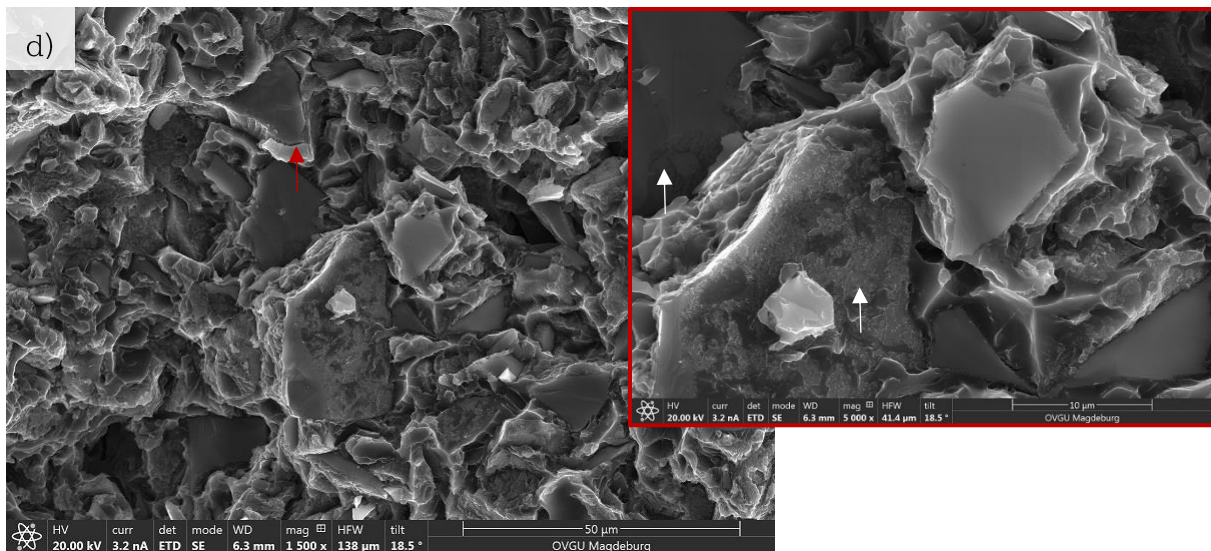


Abbildung 8-21: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen der Bruchflächen aus dem Drei-Punkt-Biegeversuch: a) Versuchsreihe 1.4. (30 Vol.-% SiC_P), b) Versuchsreihe 2.1. (30 Vol.-% SiC_P - oxidiert), c) Versuchsreihe 2.2. (30 Vol.-% SiC_P - ultraschallbehandelt), d) Versuchsreihe 2.3. (30 Vol.-% SiC_P – oxidiert und ultraschallbehandelt)

8.4.4. Makrohärte

Aus Abbildung 8-22 kann der Einfluss der einzelnen Prozessrouten auf die Makrohärte entnommen werden. Die Proben der Versuchsreihe 1.4. weisen mit $130,2 \pm 13$ HV die geringste gemessene Härte respektive die größte Standardabweichung auf. Eine Härte von $146,3 \pm 3$ HV weisen die Proben mit oxidierten SiC-Partikeln auf (Versuchsreihe 2.1.). Die höchste ermittelte Härte zeigen die Messwerte der ultraschallbehandelten Proben (Versuchsreihe 2.2.) mit $157,4 \pm 4,9$ HV. Mit $155,6 \pm 4,2$ HV liegt die gemessene Makrohärte der Proben aus Versuchsreihe 2.3. auf einem ähnlichen Niveau.

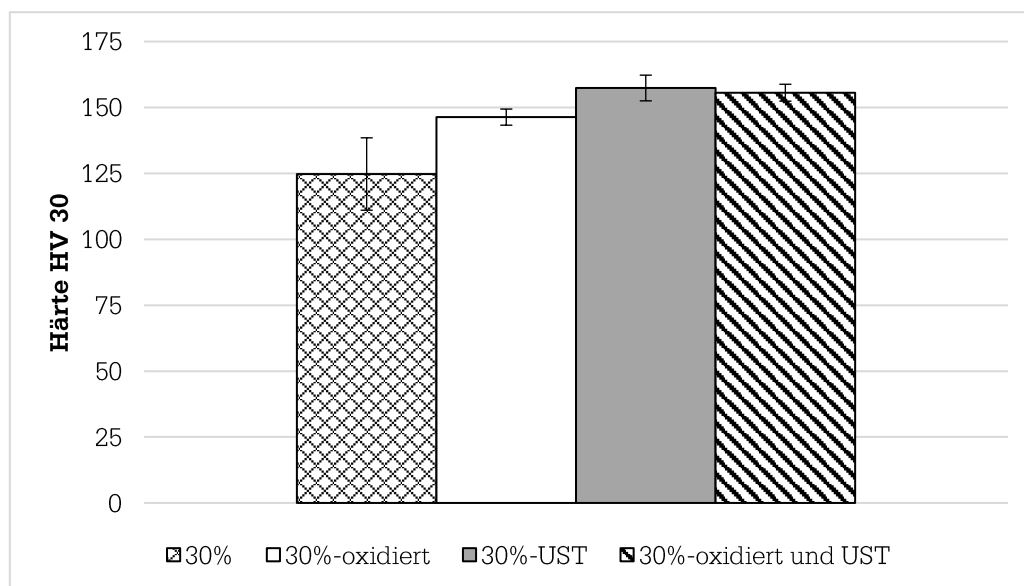


Abbildung 8-22: grafische Darstellung der Makrohärte HV30 in Abhängigkeit der Prozessroute (Versuchsreihe 1.4. und 2)

Die unverstärkte Matrixlegierung weist, je nach Abkühlungsgeschwindigkeit, im Gusszustand (F) eine Härte von 80 bis 105 HV und im wärmebehandelten Zustand (T6) eine Härte von 95 bis 115 HV auf [185].

8.4.5. Verschleißwiderstand

Der Einfluss der einzelnen Prozessrouten auf den Verschleißwiderstand ist grafisch in Abbildung 8-23 zusammengefasst. Alle Proben weisen einen nahezu linearen Zusammenhang zwischen der Gleitstrecke und dem Verschleiß auf. Die Messwerte der Proben ohne eine Ultraschallbehandlung der Halbzeuge (Versuchsreihe 1.4. und 2.1.) zeigen, im Vergleich zu den Proben aus Versuchsreihe 2.2. und 2.3., einen um etwa 10 % erhöhten Verschleiß, infolge der durchgeführten Pin-on-Disk Untersuchung.

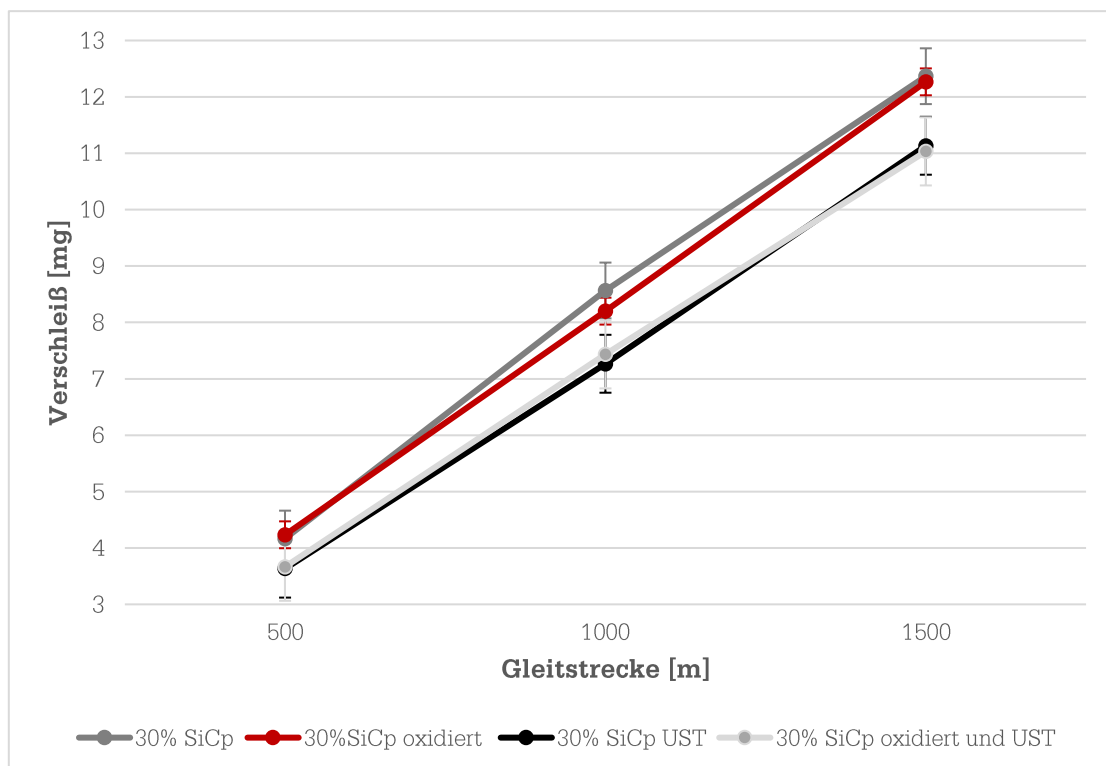


Abbildung 8-23: grafische Darstellung des Verschleißwiderstandes in Abhängigkeit der Prozessroute (Versuchsreihe 1.4. und 2)

Einen maßgeblichen Einfluss auf den Verschleißwiderstand partikelverstärkter MMC weist die Partikelverteilung auf. Daraus lässt sich ableiten, dass die Partikelverteilung innerhalb der AMC_p-Halbzeuge durch die Ultraschallbehandlung bzw. bei den Druckgussteilen verbessert respektive der Agglomeratanteil verringert wurde.

In Abbildung 8-24 sind lichtmikroskopische Aufnahmen der verschlissenen AMC_p-Pinoberflächen zusammengefasst. Die Verschleißflächen aller Proben sind durch parallele Rillen in Gleitrichtung gekennzeichnet, was für den Zweikörper Abrasivverschleiß typisch ist.

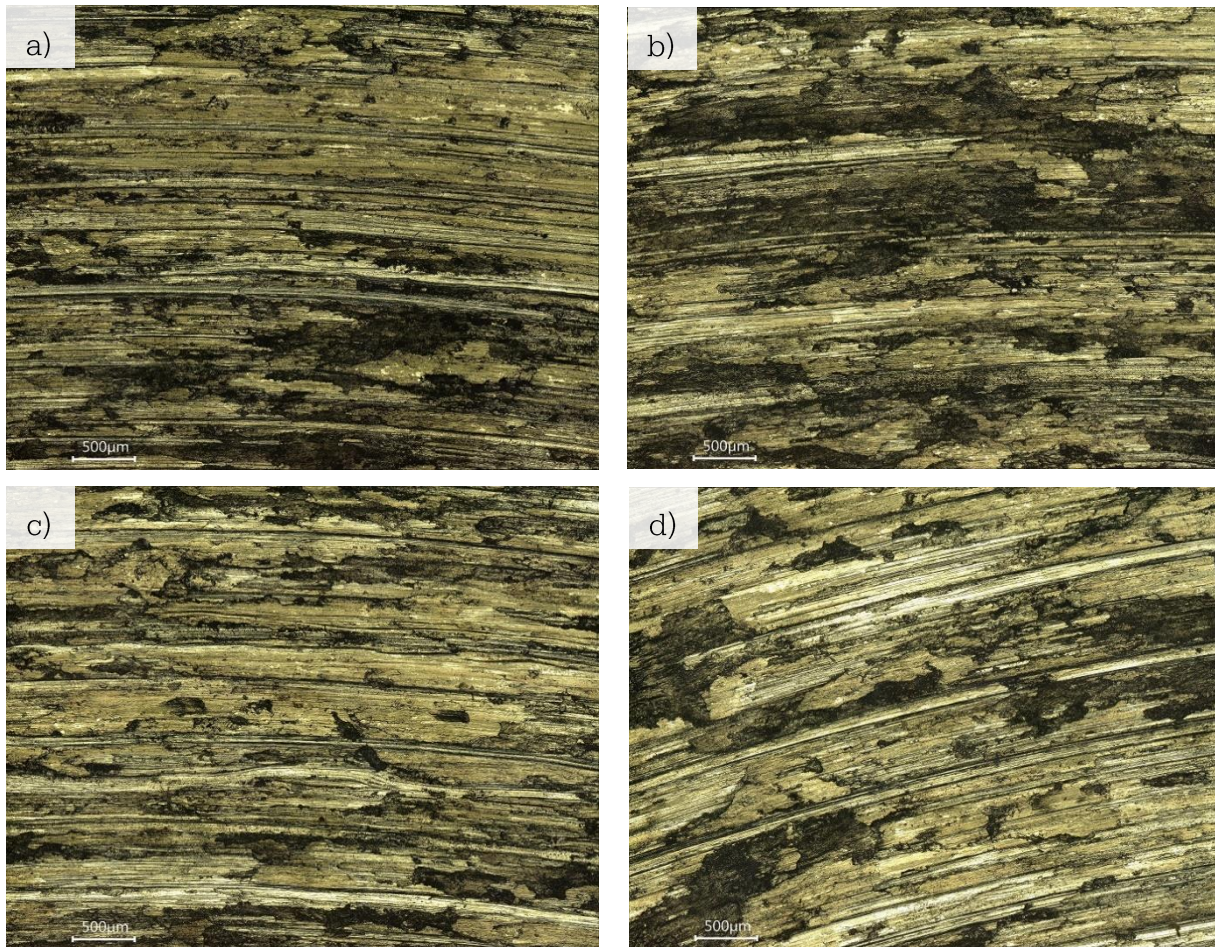


Abbildung 8-24: Oberfläche der AMC_P-Pins der Pin-on-Disk Untersuchung: a) Versuchsreihe 1.4. (30 Vol.-% SiC_P), b) Versuchsreihe 2.1. (30 Vol.-% SiC_P - oxidiert), c) Versuchsreihe 2.2. (30 Vol.-% SiC_P - ultraschallbehandelt), d) Versuchsreihe 2.3. (30 Vol.-% SiC_P - oxidiert und ultraschallbehandelt)

9. Schlussfolgerungen

In Abbildung 9-1 sind die experimentellen Ergebnisse aller Untersuchungen, normiert von 1 bis 10, zusammengefasst. Die durchgeführten weiterführenden Untersuchungen zeigen, dass die passive Oxidation als Partikelvorbehandlung und die Ultraschallbehandlung der AMC_P-Halbzeuge einen signifikanten Einfluss auf die Eigenschaften der AMC_P-Druckgussteile aufweisen. In Tabelle 9-1 ist die Summe der normierten Ergebnisse für jede Versuchsreihe zusammengefasst.

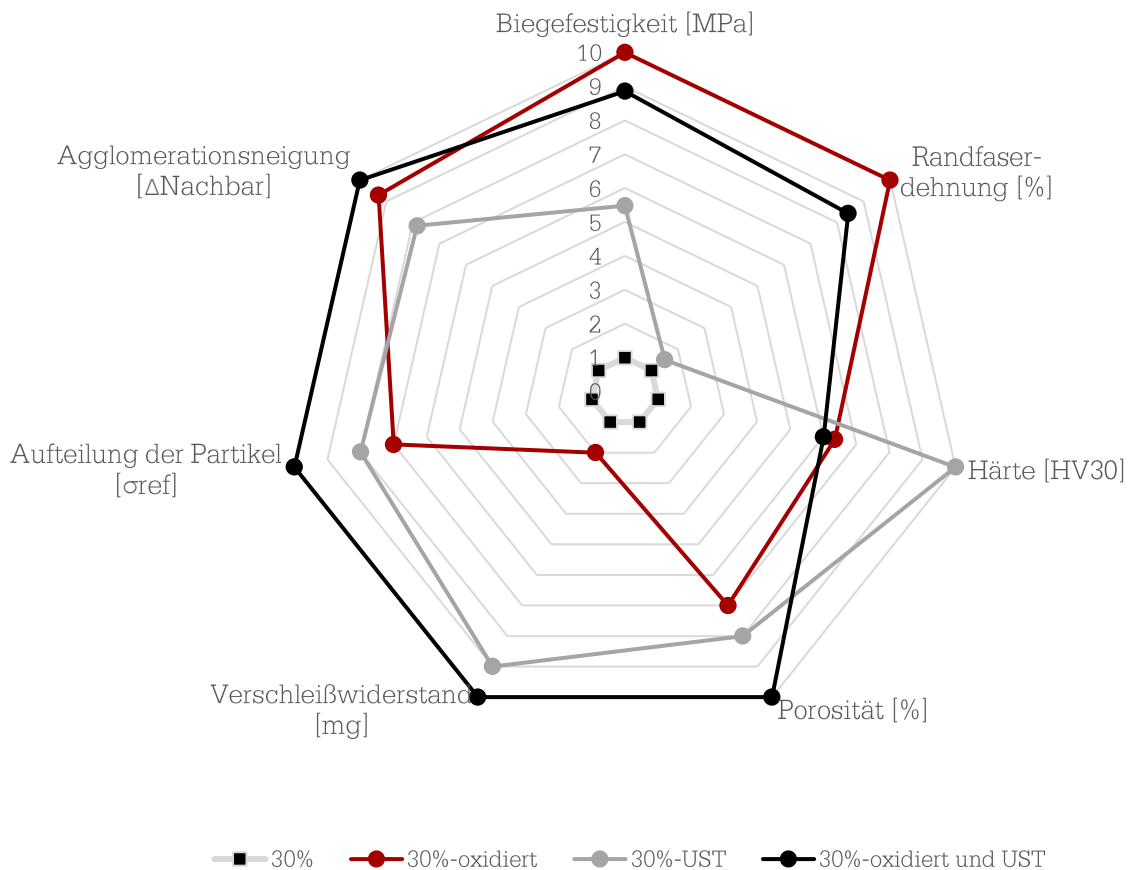


Abbildung 9-1: Grafische Zusammenfassung der normierten experimentellen Ergebnisse aus den Versuchsreihen 1.4. und 2 (1 - schlecht bis 10 - sehr gut)

Tabelle 9-1: Bewertungsmatrix - Summe der normierten Einzelwerte

Versuchsreihe	Bezeichnung	Summe
1.4.	30 %	7
2.1.	30 % oxidiert	52
2.2.	30 % UST	50
2.3.	30 % oxidiert und UST	63

9.1.1. Verarbeitung der AMC_P-Halbzeuge mit 30 Vol.-% im Druckgießverfahren

Wie bereits in Kapitel 7.3. beschrieben wurde, erweist sich das Druckgießverfahren im Rahmen der experimentellen Untersuchungen als geeignet, um das geringe Fließvermögen eines mit 30 Vol.-% SiC_P verstärkten AMC zu überwinden. Mit Hilfe der durchgeführten Untersuchungen konnten grundsätzliche Erkenntnisse über die Verarbeitung von 30 Vol.-% SiC_P-AMC im HPDC geschaffen werden. Anhand der ausgewerteten Schliffbilder wurden keinerlei Anhaltspunkte ausgemacht, die auf eine erstarrungsbedingte Entmischung der Partikel bei einer Wandstärke von 6 mm hindeuten. Die Härtemesswerte an allen fünf gemessenen Punkten je Probe (Abbildung 8-13), weisen eine einheitliche Streuung der Messwerte innerhalb des Konfidenzintervalls auf. Es lässt sich kein Messpunkt ausmachen, der eine unter- bzw. überdurchschnittliche Härte zeigt, was auf eine Partikelentmischung bzw. -anhäufung hindeuten würde. Daher lässt sich festhalten, dass die Abkühlgeschwindigkeit des Druckgussteils im Bereich mit 6 mm Wandstärke, unter den verwendeten Druckgussparametern, in einem geeigneten Bereich im Sinne der Partikelverteilung gelegen hat (Kapitel 2.8.1.2).

9.1.2. Passive Oxidation

Die passive Oxidation im Drehrohrofen erweist sich als geeignete Methode, um eine einheitliche SiO₂-Schicht auf der SiC_P-Oberfläche zu erzeugen. Eine geringe Anzahl an Partikelagglomeraten wurde bei der Analyse des oxidierten Pulvers mit dem Rasterelektronenmikroskop festgestellt. Durch eine photooptische Messung des mittleren Korndurchmessers (D50) wurde ein leichter Anstieg von 17,5 µm auf 18,2 µm bestimmt. Nach quantitativer Untersuchung der Partikelverteilung der AMC_P-Druckgussteile, ist kein Einfluss der Partikelverklebungen infolge der passiven Oxidation im Drehrohrofen ersichtlich. Die Scherkräfte, während der Primär- und Sekundärverarbeitung, sind daher als groß genug einzuschätzen, um die Bindungskräfte zwischen den verklebten Partikeln zu überwinden.

Um die Bildung der spröden intermetallischen Phase Al₄C₃ an der PM_{GA} zu vermeiden, wurde die AMC_P-Schmelze in der Sekundärverarbeitung möglichst rasch erwärmt bzw.

verarbeitet. Auch die Halbzeugproduktion (Kapitel 6) war, aufgrund des semi-solid Temperaturbereichs, durch eine relativ geringe thermische Belastung der AMC_P -Schmelze gekennzeichnet. Durch den Si-Gehalt der Matrixlegierung wird die Bildung von Al_4C_3 bis etwa $650^\circ C$ unterdrückt (siehe Abbildung 2-12). Die Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen der Bruchflächen aus Abbildung 8-21 belegen diese Annahme. In Rahmen einer industriellen Anwendung lassen sich Haltezeiten der AMC_P -Schmelze im Warmhalteofen allerdings schwer vermeiden. Während dieser Haltezeit besteht die Gefahr der Bildung von spröden Grenzflächenreaktionsprodukten, wodurch die mechanischen Eigenschaften des AMC_P verringert werden würden.

Mit dem Ziel einer beschleunigten Benetzung während der Halbzeugproduktion und einer festen Anbindung innerhalb der Matrix, wurden die SiC-Partikel mit einer SiO_2 -Schicht versehen. Die Porosität, respektive der Anteil an Mikrolunkern im Gefüge, konnte durch die Oxidation der SiC-Partikel gesenkt werden. Infolge der Reduktionsreaktionen, aus den Gleichungen (2-23) bis (2-26), wird die reaktive Benetzung durch die SiO_2 -Schicht angeregt. In den Abbildungen 8-21-b und 8-21-d lassen sich Grenzflächenreaktionsprodukte auf den oxidierten SiC-Partikeln erkennen, die auf die entsprechenden Reaktionsprodukte aus den Gleichungen (2-23) bis (2-26) hindeuten. Die Ausbildung der Grenzflächenreaktionsprodukte erhöht die Grenzflächen-verbundfestigkeit [96], was sich in einer erhöhten Biegefestigkeit und Randfaserdehnung ausdrückt. Wie in Kapitel 2.3.1. beschrieben wurde, erschwert ein hoher Benetzungsgrad bzw. eine hohe Grenzflächen-verbundfestigkeit die Rissausbreitung [96]. Allerdings scheint die Ausbildung dieser Grenzflächenreaktionsprodukte auch der Grund dafür gewesen zu sein, dass das Fließvermögen der AMC_P -Schmelze mit oxidierten Partikeln, merklich geringer war, als bei den Versuchsreihen mit unbehandelten SiC-Partikeln. In Kapitel 2.7.2. wurde bereits der Einfluss von Grenzflächenreaktionsprodukten auf das Fließvermögen beschrieben. Während der Halbzeugproduktion wurde kein signifikanter Einfluss des verringerten Fließvermögens der Halbzeuge mit oxidierten SiC-Partikeln festgestellt. Im Rahmen der Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren wurde jedoch ein Einfluss auf die Verarbeitbarkeit konstatiert. Das Fließvermögen der AMC_P -Schmelze war bei den durchgeführten Versuchen so gering, dass sie beim manuellen Einfüllen in die Gießkammer, diese nicht ausfüllte, sondern als Materialanhäufung verharrte (Abbildung 9-2-a). Je nachdem, wie hoch diese Materialanhäufung sich zufällig gebildet hat, wurde durch die Kolbenbewegung zum Teil etwas Material aus der Öffnung der Gießkammer gequetscht (Abbildung 9-2-b). Bei 15% der durchgeführten Versuche mit oxidierten Partikeln (Versuchereihe 2.1. und 2.3.) wurde durch die Kolbenbewegung Material aus der Gießkammer ausgeworfen.

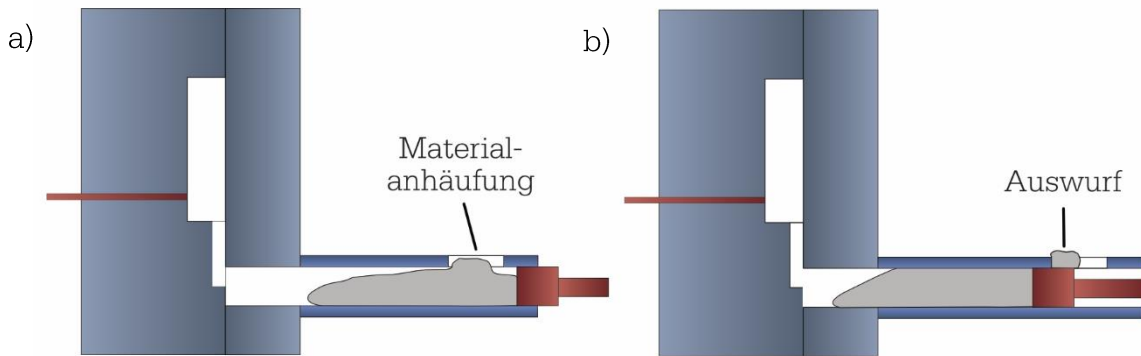


Abbildung 9-2: Auswirkung einer AMC_P Schmelze mit Grenzflächenreaktionsprodukten: a) Materialanhäufung nach dem manuellen Einfüllen des Materials, b) Auswurf der AMC_P -Schmelze aus Gießkammer durch Kolbenbewegung

Die passive Oxidation der SiC Partikel beschleunigt die Benetzung während der Halbzeugproduktion durch Reduktionsreaktionen. Des Weiteren dient die SiO_2 -Schicht als Diffusionsbarriere, da sie den direkten Kontakt der SiC-Partikel mit der Aluminiummatrix und die Bildung der spröden intermetallischen Phase Al_4C_3 unterbinden. Wie den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit entnommen werden kann, weisen die Reaktionsprodukte der SiO_2 -Schicht und der Matrix ebenfalls einen Einfluss auf die Verarbeitbarkeit und die Eigenschaften eines AMC_P auf.

9.1.3. Ultraschallbehandlung AMC_P -Halbzeug

Die Ergebnisse der Verschleißmessungen aus Abbildung 8-23 zeigen, dass sich die Ultraschallbehandlung der AMC_P -Halbzeuge positiv auf den Verschleißwiderstand der Druckgussteile auswirkt. Aus diesen Ergebnissen lässt sich ein verringerter Agglomeratanteil der AMC_P -Halbzeuge, nach der Primärverarbeitung, ableiten. Ein Einfluss auf die gesamte Partikelverteilung kann durch die Ergebnisse jedoch nicht zweifelsfrei bestimmt werden. Die Ergebnisse bestätigen den Stand des Wissens, dass die Ultraschallbehandlung einer AMC_P -Schmelze einen wesentlichen Beitrag zur Steigerung der Qualität von schmelzmetallurgisch erzeugten AMC_P -Gussteilen leisten kann. Durch die akustische Kavitation werden die Benetzung und die Agglomeratzerteilung beschleunigt. Des Weiteren wurde die Porosität durch die Ultraschallbehandlung gesenkt. Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen erfolgte die Ultraschallbehandlung im Anschluss an das Rührgießen (Abbildung 8-8), da der verwendete Versuchsstand zur Halbzeugproduktion dies von der Anordnung nicht anders zuließ. Zur Steigerung des behandelten Volumens erweist sich die Ultraschallbehandlung mit konstanter Anhebung der Ultraschallsonotrode im Tiegel als effektiv.

Vergleicht man die Ergebnisse der Verschleißmessungen mit der Partikelverteilung, fällt auf, dass die Ultraschallbehandlung der AMC_P -Halbzeuge zu einer besseren Partikelverteilung respektive zu einer Steigerung des Verschleißwiderstandes führte, im Vergleich zu den Proben ohne Ultraschallbehandlung. Die Ultraschallbehandlung hat folglich den Agglomeratanteil der Halbzeuge gesenkt. Daraus lässt sich ableiten, dass die Scherkräfte während der Formfüllung im HPDC nicht ausreichend waren, um alle Agglomerate der Halbzeuge aufzubrechen. Vielversprechend für zukünftige Untersuchungen erscheint daher die Fragestellung nach einem „Schwellenwert“ an Agglomeraten bzw. Porosität in den Halbzeugen, die durch die Sekundärverarbeitung im HPDC eliminiert werden können.

In Kapitel 7.3.1 wurde die verringerte Porosität, sowie der gesteigerte Benetzungsgrad der Druckgussteile mit 30 Vol.-% (Versuchsreihe 1.4.), im Vergleich zu den Druckgussteilen mit 20 Vol.-% (Versuchsreihe 1.3.), bereits diskutiert. Als mögliche Ursache für diesen Effekt wurde die erhöhte Viskosität der AMC_P -Schmelze genannt, die wiederum die Scherkraft an der PM_{GA} erhöht. Als Ursache für die Viskositätssteigerung lässt sich zum einen der erhöhte Partikelvolumenanteil der Versuchsreihe 1.4. mit 30 Vol.-% nennen. Zum anderen könnte der Agglomeratanteil der AMC_P -Halbzeuge, der den effektiven Partikelanteil bestimmt, einen Einfluss auf die Viskosität aufgewiesen haben. In welchem Umfang der effektive Partikelanteil und der Partikelvolumenanteil sich auf die Porosität bzw. den Benetzungsgrad von AMC_P -Druckgussteilen auswirken, lässt sich anhand der durchgeführten Untersuchungen nicht sicher bestimmen. Hierzu müssen zukünftig Untersuchungen durchgeführt werden, die den Agglomeratgehalt der AMC_P -Halbzeuge bzw. die Viskosität der AMC_P -Schmelze berücksichtigen, um diese Frage zu beantworten.

9.1.4. Handlungsempfehlungen

Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde das Rührgießverfahren mit einer zweistufigen Temperaturführung (semi-solid | flüssig) verwendet, um die Herstellung von 30 Vol.% AMC_P durchzuführen. Allerdings scheint mit der verwendeten Rührergeometrie die obere Grenze der Viskosität für eine adäquate Rührwirkung bei etwa 30 Vol.% erreicht zu sein. Wie Abbildung 6-7 b) entnommen werden kann, ist die Viskosität der AMC_P -Schmelze bei etwa 25 Vol.% so stark erhöht, dass sich die Strömungslinien über mehrere Sekunden nicht auflösen. Um den Verstärkungsanteil weiter zu steigern, besteht die Möglichkeit zwei unterschiedliche Rührergeometrien zu verwenden, die für den jeweiligen Viskositätsbereich geeignet sind. In Abbildung 3-11 sind verschiedene Rührergeometrien mit unterschiedlichen Einsatzbereichen in Abhängigkeit der Viskosität dargestellt. Im An-

schluss an den Einsatz des Schrägblattrührers kann eine angepasste zweite Rührergeometrie verwendet werden, die für das Rühren von Flüssigkeiten/ Suspensionen mit erhöhter Viskosität geeignet ist. Somit besteht das Potential, den Verstärkungsanteil in einem schmelzmetallurgischen Verfahren weiter, auf etwa 40 bis 50 Vol.%, zu steigern.

Für die Herstellung der AMC_P -Halbzeuge wurde ein Schrägblattrührer und Schaft aus Graphit verwendet. Hierbei zeigen sich nach Durchführung der experimentellen Untersuchungen bereits deutliche Verschleißerscheinungen an beiden Bauteilen. Für den Einsatz in einer Serienanwendung wird daher die Verwendung von verschleißbeständigen Materialien mit Thermoschock- und chemischer Beständigkeit empfohlen. Dazu zählen unter anderem gesintertes SiC , Si_3N_4 , ZrO_2 und Al_2O_3 .

Sekundärverarbeitung der AMC_P -Halbzeuge im Druckgießverfahren

Kurze Formfüllzeiten verbunden mit hohen Strömungsgeschwindigkeiten der Schmelze, können zu Formerosion und zum Anschweißen der Schmelze an den Formwänden führen, wie in Abbildung 7-11 dargestellt wurde. Die partikelverstärkte AMC-Schmelze zeigte besonders im Bereich der Überläufe eine starke Klebneigung an der Gießform. Aufgrund der geringen Querschnittshöhe der Überläufe wurden Strömungsgeschwindigkeiten von 63 m/s an den Überläufen von den Sensoren festgestellt. Diese hohen Strömungsgeschwindigkeiten in Kombination mit der festen Verstärkungsphase führt zu einer Veränderung der Oberflächenrauigkeit. Dies begünstigt die Schmelzeadhäsion an der Gießform. Um die Klebneigung zu verringern, sollte bei der Auslegung der Gießform für die Verarbeitung von AMC_P dies berücksichtigt werden.

Die Eignung des Linienschnittverfahrens zur Bestimmung des Benetzungsgrades der Druckgussteile muss analysiert werden. Der gemessene Benetzungsgrad für die unterschiedlichen Versuchsreihen mit HPDC ist auf einem ähnlichen Niveau. Allerdings wird dieser Messwert wahrscheinlich durch das Nachdrücken der 3. Prozessphase verfälscht. Die Mikrolunkebildung an unbenetzten Partikelstellen, nach 0, wird durch den hohen Druck unterbunden in der 3. Phase unterbunden. Diese Bereiche lassen sich daher im erstarrten Gussgefüge nicht mehr identifizieren, was zu Fehlmessungen des Benetzungsgrades an Druckgussteilen führen kann.

Ultraschallunterstütztes Rührgießen zur Halbzeugproduktion

Das parallele Rühren mit Ultraschallbehandlung bietet das Potential, die beschriebenen Effekte der akustischen Kavitation für ein größeres Volumen im industriellen Maßstab nutzbar zu machen. Es besteht das Potential, die notwendige Herstellungsdauer der Halbzeuge zu beschleunigen und die Qualität zu steigern. Dabei muss jedoch die abrasive Verschleißwirkung der Verstärkungspartikel auf die Ultraschallsonotrode berücksichtigt werden.

Die Verbindung des keramischen Ultraschallresonators mit der metallischen Titan-Blocksonotrode erfolgt mit Hilfe einer Lötverbindung, die sowohl thermisch als auch mechanisch anfällig ist. Für einen dauerhaften Einsatz in einer Gießerei bedarf es einer Kühlung bzw. Abschirmung der Lötverbindung mit einem Hitzeschild. Des Weiteren muss für den Einsatz die mechanische Hebelwirkung der Sonotrode, durch die hochviskose rotierende AMC_P-Schmelze, auf die Lötverbindung durch ein Vorrichtungselement egalisiert werden.

10. Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit hat sich mit der schmelzmetallurgischen Verarbeitung von partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen mit einem Siliziumkarbidanteil von bis zu 30 Vol.-% befasst. Nach einer kurzen Einleitung wurde die Motivation zur Erstellung der vorliegenden Arbeit, mit den Problemstellungen und den Lösungsansätzen, beschrieben. Der Stand der Technik beschreibt zunächst die grundsätzlichen Gesetzmäßigkeiten von partikelverstärkten Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen, deren Eigenschaften und beeinflussende Faktoren zur Modifizierung der Verbundwerkstoffeigenschaften. Im Folgenden wurden die Fertigungsmethoden mit dem Schwerpunkt auf eine schmelzmetallurgische Prozessroute, bestehend aus der Primärverarbeitung im Rührgießverfahren und der Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren, detailliert erläutert.

Auf Grundlage des erarbeiteten Kenntnisstands aus den Kapiteln 2 bis 4 wurden anschließend die Forschungsfragen bzw. der Leitgedanke der vorliegenden Arbeit formuliert. Dies mündete in einer ersten vergleichenden Untersuchung, die die gießtechnologische Sekundärverarbeitung von AMC_P sowohl im Druck-, als auch im Schwerkraftkokillengießverfahren fossierte. Zu diesem Zweck wurden mit Hilfe des Rührgießverfahrens AMC_P -Halbzeuge mit 20 und 30 Vol.-% Siliziumkarbidpartikelverstärkung hergestellt, in Massel abgegossen und anschließend für die Sekundärverarbeitung wieder aufgeschmolzen.

Diese erste Versuchsserie diente im Wesentlichen dem Zweck, den Einfluss der Sekundärverarbeitung auf die Qualität der AMC_P -Gussteile, sowie die Wechselwirkung des Fließvermögens mit der formfüllenden Kraft zu untersuchen. Die Ergebnisse haben gezeigt, dass die Sekundärverarbeitung im Schwerkraftkokillengießverfahren auf etwa 20 Vol.-% Partikelanteil begrenzt ist, da das Fließvermögen bei einem Partikelanteil ≥ 20 Vol.-% drastisch sinkt. Eine vollständige Formfüllung, angetrieben durch die Schwerkraft, konnte im Rahmen der Untersuchungen mit der 20 und der 30 Vol.-% AMC_P -Schmelze nicht erzielt werden. Die druckunterstützte Formfüllung im Druckgießfahren führte zu aufschlussreichen Erkenntnissen. Das geringe Fließvermögen einer AMC_P -Schmelze mit bis zu 30 Vol.-% führte zu keinen Gussfehlern, infolge einer unvollständigen Formfüllung. Damit konnte die formulierte Zielstellung, das geringe Fließvermögen einer mit bis zu 30 Vol.-% verstärkten AMC_P -Schmelze durch die druckunterstützte Formfüllung im Druckgießverfahren zu überwinden, voll erfüllt werden. Die experimentellen Untersuchungen sind als Machbarkeit der Sekundärverarbeitung im HPDC einzuordnen. Des Weiteren zeigen die Ergebnisse, dass die Sekundärverarbeitung von bis zu 30 Vol.-% AMC_P im HPDC

nicht nur möglich ist, sondern die Porosität und die Partikelverteilung verbessert werden können. Damit konnte eine schmelzmetallurgische Prozessroute entwickelt werden, die sich von dem aktuellen Stand des Wissens unterscheidet. Mit den Untersuchungen in Kapitel 7.2 konnte erstmals nachgewiesen werden, dass die Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren eine höhere Prozesssicherheit für die gießtechnologische Sekundärverarbeitung von AMC_P -Schmelze mit bis zu 30 Vol.-% schafft. Nach den Versuchsergebnissen, die in Tabelle 7-6 zusammengefasst sind, muss davon ausgegangen werden, dass eine erhöhte Viskosität der AMC_P -Schmelze zu einer verringerten Porosität, sowie einem erhöhten Benetzungsgrad der Druckgussteile führt.

Nachdem die Machbarkeit der Sekundärverarbeitung im Druckgießverfahren erwiesen wurde, wurden weitere Forschungsfragen zur Steigerung der Qualität der AMC_P -Druckgussteile, sowie zur industriellen Implementierbarkeit formuliert. Im Rahmen von weiterführenden Untersuchungen wurde die Vorbehandlung von SiC-Partikeln durch die passive Oxidation und die Ultraschallbehandlung während der Halbzeugproduktion detailliert untersucht. Ziel dieser zusätzlichen Versuchserien war es, die Halbzeugproduktion zu beschleunigen, den Agglomeratgehalt zu senken, sowie die Bildung von Al_4C_3 zu vermeiden.

Die passive Oxidation diente als Lösungsansatz, um die Benetzung zu beschleunigen, die Grenzflächenverbundfestigkeit zu steigern und die spröde intermetallische Phase Al_4C_3 auch in Serienprozessen zu vermeiden. Drei-Punkt-Biegeversuche haben zu dem Ergebniss geführt, dass die Grenzflächenverbundfestigkeit durch Reduktionsreaktionen zwischen der SiO_2 -Schicht und der Matrix verbessert wurde. Es zeigte sich ein positiver Effekt auf die Biegefestigkeit, die Randfaserdehnung durch die Oxidation, sowie eine verringerte Porosität. Mit den in Tabelle 8-5 zusammengefassten Ergebnissen zu dem Benetzungsgrad, konnte kein eindeutiger Beweis dafür erbracht werden, dass die SiO_2 -Schicht die Benetzung während der Halbzeugproduktion beschleunigt. Es wird davon ausgegangen, dass die Formfüllung sowie das Nachdrücken in der 3. Phase die Messwerte des Benetzungsgrads, mit Hilfe des Linienschnittverfahrens, verfälschen. Zur Klärung der Frage, in welchem genauen Umfang die SiO_2 -Schicht die Benetzung während der Halbzeugproduktion beschleunigt, sollten detaillierte Untersuchungen der Halbzeuge durchgeführt werden. Für industrielle Anwendungen kann die SiO_2 -Schicht, im Sinne einer Diffusionsbarriere, als ein weiteres nützliches Element dienen. Sie ermöglicht längere Verweildauern in Warmhalteöfen und eine Wärmebehandlung der AMC_P -Gussteile, da sie die Bildung von Al_4C_3 unterbindet. Nach den Ergebnissen aus Versuchsreihe 2.1. und 2.3. muss davon ausgegangen werden, dass die Grenzflächenreaktionsprodukte aus Matrix und SiO_2 -Schicht einen signifikanten Einfluss auf das Fließvermögen aufweisen. In Kapitel 9.1.2 wurde der Effekt beschrieben, dass nur bei den oxidierten SiC-Partikeln

Probleme bei der manuellen Zufuhr der AMC_P -Schmelze in die Gießkammer auftraten. Mit diesem Ergebniss konnte ein qualitativer Beweis dafür erbracht werden, dass Grenzflächenreaktionsprodukte, unabhängig von der Zusammensetzung, das Fließvermögen einer AMC_P -Schmelze maßgeblich senken können. Damit konnte die in Kapitel 5 formulierte Zielstellung teilweise erfüllt werden.

Mit dem Ziel einer beschleunigten Halbzeugproduktion, sowie zur Senkung der Porosität und des Agglomeratanteils der AMC_P -Gussteile, wurde die Ultraschallbehandlung während der Halbzeugproduktion angewendet. Um die Effizienz der Ultraschallbehandlung zu erhöhen, wurde die Ultraschallgeometrie mit konstanter Geschwindigkeit im Schmelztiegel angehoben. Mit den Untersuchungen der Versuchsreihe 2.2. und 2.3. in Kapitel 8.4 konnte erstmals nachgewiesen werden, dass die Ultraschallbehandlung während der Halbzeugproduktion, die Porosität von AMC_P -Druckgussteilen senkt, sowie die Makrohärte und den Verschleißwiderstand steigert. Ob und in welchem Ausmaß die mit konstanter Geschwindigkeit angehobene Ultraschallgeometrie die Effizienz der Ultraschallbehandlung gesteigert hat, müssen weitere Untersuchungen zeigen. Die Ergebnisse deuten jedoch darauf hin, dass die Kombination des zeitaufwendigen Rührgießens mit der ebenfalls zeitaufwendigen Ultraschallbehandlung die industrielle Implementierung der Ultraschallbehandlung erleichtern kann.

Die weiterführenden experimentellen Untersuchungen haben effiziente Methoden aufgezeigt, um die Qualität der AMC_P -Druckgussteile zu steigern, die Prozesszeit für die Halbzeugproduktion zukünftig zu verkürzen und die thermodynamische Beständigkeit der SiC_P Verstärkung in industriellen Serienprozessen aufrecht zu erhalten.

Die Nutzung des Rührgießverfahrens zur Produktion der Halbzeuge, erweist sich als vorteilhaft, da es, aufgrund des geringen apparativen Aufwands, einfach in bestehende Gießereien integrierbar ist. Die anschließende Verarbeitung der Halbzeuge unterscheidet sich nur durch den überwachten Aufschmelzprozess von der gießtechnologischen Verarbeitung monolithischer Legierungen. Für den Aufschmelzprozess von AMC_P sind Schutzgas und das mechanische Rühren notwendig. Beides ist ebenfalls Stand der Technik in den Gießereien.

11. Ausblick

In Anbetracht der abgeschlossenen experimentellen Untersuchungen, wurden verschiedene Schwerpunkte ausgemacht, denen im Rahmen von weiterführenden Arbeiten Aufmerksamkeit geschenkt werden sollte. Folgend werden diese relevanten Schwerpunkte beschrieben.

11.1. Validierung der Simulation Partikelverteilung - Modellsuspension

Um den Einfluss der Strömungsbedingungen während des Rührgießverfahrens auf die Partikelverteilung zu untersuchen, bietet sich eine CFD-Simulationsstudie an. Im Rahmen der Arbeit wurde dies durchgeführt. Allerdings ist die Aussagekraft der Ergebnisse als gering einzuschätzen, da die genaue Fließkurven von partikelverstärkten AMC_P -Schmelzen nicht bekannt sind. Daher wurde versucht, eine Validierung der Strömungssimulation mit Hilfe der Ähnlichkeitstheorie durchzuführen. Geplant war ein Modellversuch mit Wasser oder einem anderen geeigneten transparenten Fluid und SiC Partikeln oder einem anderen Material für die Verstärkungsphase. Ziel war es, eine Modellsuspension zu erzeugen, um die Eigenschaften einer AMC_P -Schmelze nachzubilden. Mit Hilfe von optischen Verfahren zur Bestimmung von Geschwindigkeitsfeldern, wie z.B. PIV, könnten somit wertvolle Rückschlüsse auf den Einfluss der Rührgeometrie oder der Prozessparameter auf die Partikelverteilung gezogen werden. Der Einsatz von Schattenbild Untersuchungen ist bei einem transparenten Modellmaterial ebenfalls denkbar. Bei Suspensionen mit hohem Partikelgehalt, wie im Falle dieser Arbeit mit $\varphi = 30\text{Vol.}\%$, ist jedoch keine optische Untersuchung der Strömung möglich. Der Feststoffanteil ist dabei so hoch, dass man makroskopisch ein graues Fluid erkennt und die Verstärkungsphase nicht vom Fluid unterscheiden kann.

Alternativ könnte eine Modellsuspension aus einer niedrigschmelzenden metallischen Legierung (z.B. Rosesche Legierung oder Fieldsches Metall) mit einer geeigneten Verstärkungsphase verwendet werden. Die Schmelztemperatur liegt hier deutlich niedriger (ca. $60\text{-}120^\circ\text{C}$), was rheologische Untersuchungen und Modellversuche deutlich vereinfachen würde. Dabei müssen die Eigenschaften einer Aluminiumschmelze mit SiC-Partikel (Oberflächenspannung, Dichte, Viskosität etc.) möglichst genau nachgebildet werden.

11.2. Weiterentwicklung der Rotorgeometrie

Bei dem Rührgießverfahren sind hohe Scherkräfte bzw. Turbulenzen innerhalb der Schmelze wünschenswert, um Agglomerate aufzubrechen und die Benetzung möglichst schnell zu überwinden. Allerdings bedingt eine Steigerung der Drehzahl zumeist ein vermehrtes Einarbeiten von Oxidhaut und Gasen von der Schmelzbadoberfläche in die Schmelze. Die Entwicklung geeigneter Rührergeometrien, zur gezielten Erzeugung von Turbulenzen innerhalb der Schmelze, birgt großes Potential, die Einarbeitung von Gasen und Oxidhaut zu vermeiden (Abbildung 11-1).

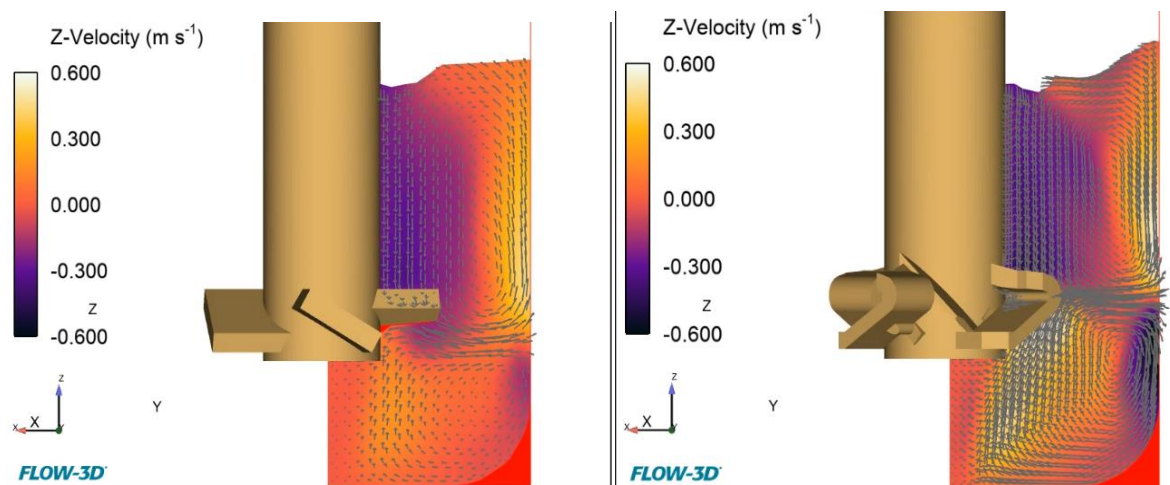


Abbildung 11-1: Simulationsstudie: Einfluss der Rührergeometrie auf die Strömungsbedingungen/ Scherkräfte innerhalb der Schmelze

Der Einsatz verschiedener Rührergeometrien innerhalb eines zweistufigen Rührgießverfahrens erscheint ebenfalls als vielversprechend.

1. Prozessstufe: Einrühren der Partikel mit Strudel zur Vordispersion der Partikel,
2. Prozessstufe: Überwindung der Benetzung, Aufbrechen der Agglomerate bei erhöhter Viskosität.

11.3. Wärmebehandlung von AMC_P-Druckussteilen

Die Vakuumevakuierung des Formhohlraums bzw. das Nachdrücken führen zu einer geringen Porosität der AMC_P-Druckussteile. Daher sind sie für eine anschließende Wärmebehandlung geeignet, um die mechanischen Eigenschaften anzupassen [38]. Eigenschaften wie Dehnung, Härte bzw. Verschleißwiderstand könnten durch eine Wärmebehandlung weiter gesteigert werden. Dabei muss allerdings die Bildung von Grenzflächenreaktionsprodukten beachtet werden. Es besteht die Gefahr, dass bei unbehandelten SiC-

Partikeln die spröde intermetallische Phase Al_4C_3 an der PM_{GA} entsteht. Die Vorteile der Wärmebehandlung würden somit durch die spröde Grenzfläche zunichte gemacht werden.

Die Oxidation der SiC-Partikel verbessert die Ergebnisse einer Wärmebehandlung [186] durch eine erhöhte Grenzflächenverbundfestigkeit [96]. Wie bereits berichtet wurde, verhindert die SiO_2 -Schicht den direkten Kontakt zwischen der Al-Matrix und den SiC-Partikeln, wodurch die Bildung von Al_4C_3 unterbunden wird [43]. Für den Einsatz der AMC_P -Legierung ohne oxidierte Partikel, wird davon berichtet, dass auch bei hohen Betriebstemperaturen die Bildung der intermetallischen Phase Al_4C_3 erfolgen kann [187].

11.4. Industrielle Handhabung einer AMC_P -Schmelze

Der Wärmebehandlungszustand eines monolithischen Gussteils ist reversibel und kann durch verschiedene Glühmethoden oder das Wiederaufschmelzen ausgeglichen werden. Bei Verbundwerkstoffen sind die Grenzflächenreaktionsprodukte jedoch durch besonders hohe Schmelztemperaturen gekennzeichnet. Aufgrund des thermodynamischen Ungleichgewichtes zwischen Matrix und Verstärkung wird eine thermische Energiezufuhr, in Abhängigkeit der Zeit, immer zum Erreichen des thermodynamischen Gleichgewichts respektive zur vollständigen Reaktion der Verstärkungsphase mit der Matrix führen. Ist die Grenzfläche durch eine chemische Reaktion einmal modifiziert, kann der Ausgangszustand des Verbundwerkstoffes zumeist nicht wiederhergestellt werden. Es wird daher angeregt, partikelverstärkte AMC-Gussteile, aufgrund der thermischen Belastung bei schmelzmetallurgischen Prozessen, mit einem Zeit-Temperatur-Historie-Profil zu kennzeichnen, da sonst kein Rückschluss auf die genauen mechanischen Eigenschaften respektive die Grenzflächenreaktionsprodukte möglich ist.

11.5. Partikelverteilung und Porositätsanteil – Einfluss der Formfüllung und Nachdruck

Mit Hilfe der durchgeführten experimentellen Untersuchungen zu der Sekundärverarbeitung von 30 Vol.-% SiC_P -AMC im HPDC sollten grundsätzliche Erkenntnisse zu der Verarbeitbarkeit generiert werden. Unter sonst gleichen Druckgießparametern, zeigen die Proben mit einer Ultraschallbehandlung bessere Ergebnisse in Bezug auf den Verschleißwiderstand und die Porosität, als die unbehandelten Proben. Aus den Ergebnissen lässt sich daher eine verbesserte Halbzeugqualität der ultraschallbehandelten Proben ableiten. Um den Einfluss der Strömungsbedingungen während der Formfüllung und durch das Nachdrücken auf die Partikelverteilung und den Porositätsanteil zu ermitteln, sollten

hierzu weitere Versuchsreihen durchgeführt werden. Höhere Strömungsgeschwindigkeiten bedingen höhere Scherkräfte an der PM_{GA} , was die Benetzung und den Agglomeratanteil positiv beeinflussen wird. Auch der Einfluss von Formkonturen wie Bögen, Ecken, Bohrungen o.ä. auf die Partikelverteilung sollte näher untersucht werden.

Die Anlagentechnik der Vakuumentlüftung unterliegt fortlaufend neuen Entwicklungen, die den Stand der Technik bzw. die Entlüftung der Gießform verbessern. Eine Messung des Forminnendrucks während der Formfüllung, zeitlich hochaufgelöst in ms, kann daher wertvolle Erkenntnisse zu der Porositätsentwicklung bzw. dem Porositätsabbau von dem AMC_P -Halbzeug während der Formfüllung liefern.

Der Festphasenanteil einer AMC_P -Schmelze ist zu keinem Zeitpunkt der Formfüllung bzw. der Nachdruckphase = 0. Je nach Komplexität und Wandstärke der Druckgießform, besteht daher eine erhöhte Gefahr von Kaltäufen bzw. partiell erstarrter Bereiche des Druckgussteils. Die flüssige Verbindung zwischen dem Gießkolben und einiger Bereiche in der Gießform könnten damit frühzeitig unterbunden werden, was das Nachdrücken verhindert. Weiterführende Untersuchungen zum Einfluss der Gießform sollten daher durchgeführt werden.

11.6. Hydroerosiver Gießformverschleiß – Beschichtungen und Rand-schichthärte

Druckgussbauteile sind durch endkonturnahe, sehr glatte und saubere Oberflächen gekennzeichnet, was den Aufwand für die Nachbearbeitung verringert. Die Oberfläche der Gießformen weisen daher eine besonders gute Oberflächenqualität auf, da sich Gießformverschleißspuren auf der Druckgussteiloberfläche wieder finden lassen [38]. Die Verarbeitung einer AMC_P -Schmelze unterscheidet sich von monolithischen Schmelzen durch den zu jeder Zeit festen Verstärkungsphasenanteil. Bei der Verarbeitung einer AMC_P -Schmelze im Druckgießverfahren, muss daher mit hydroerosivem Verschleiß, als zusätzliche Verschleißerscheinung, gerechnet werden (siehe Abbildung 11-2) [188].

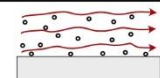
Elemente der Systemstruktur	Tribologische Beanspruchung		Verschleißart	Wirkende Mechanismen			
				● vorherrschend ● untergeordnet			
			Adhäsion	Abrasion	Oberflächen-zerrüttung	Tribochemische Reaktionen	
Flüssigkeit mit Partikeln	Strömen		Hydroerosiv-(hydroabrasiv) verschleiß	●	●	●	●

Abbildung 11-2: Einordnung des hydroerosiven Verschleiß mit den wirkenden Mechanismen, nach [188]

Der Einfluss einer AMC_P -Schmelze auf die Standzeit einer Druckgießform ist von essentieller Bedeutung für die Wirtschaftlichkeit der Prozessroute.

Um die hydroerosive Verschleißwirkung einer AMC_P -Schmelze auf die Oberfläche von Warmarbeitsstählen (WAS) zu untersuchen, kann z.B. das Verschleißtopfverfahren angewendet werden, siehe Abbildung 11-3. Die Warmarbeitsstahlproben werden dabei in die AMC_P -Schmelze eingetaucht, wobei die Schmelze eine bestimmte Rotationsgeschwindigkeit aufweist. Die Verschleißwirkung einer Vielzahl an Gießstücken auf die Oberfläche der Proben kann so „simuliert“ werden. Hierzu sollte ein verschleißbeständiger Rührer, z.B. aus gesintertem SiC, verwendet werden. Die Temperatur und Dauer des Verschleißtopfverfahrens sollten an die Anlassbeständigkeit der Warmarbeitsstähle angepasst werden. Die unbewegte Oberfläche der WAS-Proben stellt dabei vergleichsweise die Oberfläche der Druckgießform dar. Die Topografie und der Masseverlust der WAS-Proben werden vor und nach der Verschleißbeanspruchung ermittelt, um die abrasive Verschleißwirkung der Verstärkungsphase auf die Gießform zu bestimmen [184]. Im Anschluss kann an den WAS-Proben anhaftende AMC_P -Schmelze mit Hilfe von Natriumhydroxid (NaOH) rückstands- und kontaktlos gelöst werden.

Um die ermittelten Ergebnisse besser einordnen zu können, kann der Versuche vergleichend mit einer AlSi18CuNiMg Druckgießlegierung im semisolid Temperaturbereich durchgeführt werden. Die Druckgusslegierung ist durch einen breiten Erstarrungsintervall gekennzeichnet. Industriell wird diese Druckgusslegierung daher bei hohen Temperaturen verarbeitet, da sonst die harten Si-Teilchen eine starke Verschleißwirkung an der Gießform bewirken können. Um den Einfluss der Aluminiumdiffusion von den ermittelten Verschleißergebnissen trennen zu können, können Offset-Referenz-Proben erstellt werden, die lediglich in die AMC-Schmelze gelegt werden.

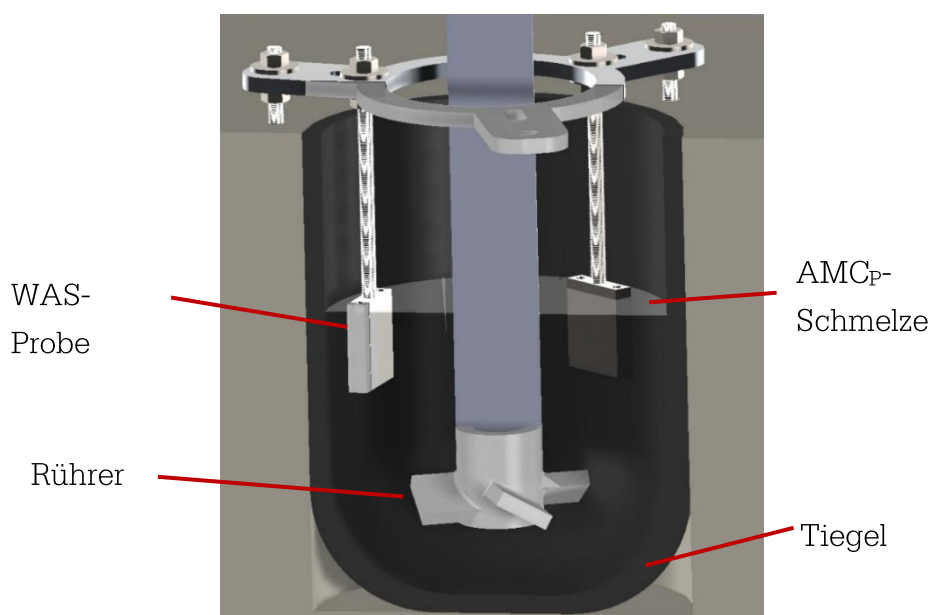


Abbildung 11-3: schematische Darstellung einer potentiellen Untersuchung der hydroerosiven Verschleißwirkung einer AMC_P -Schmelze auf Warmarbeitsstähle im Verschleißtopfverfahren

Um die hydroerosive Verschleißwirkung der AMC_P Schmelze an der Gießform zu verringern, werden folgend zwei verschiedene Ansätze beschrieben:

1. Anpassung des Gießformmaterials (WAS) bzw. Randschichthärtung,
2. Anpassung der Strömungsbedingungen während der Formfüllung.

Anpassung des Gießformmaterials (WAS) bzw. Randschichthärtung

Mit Hilfe der vorher beschriebenen Verschleißuntersuchung kann der Einfluss verschiedener Parameter, wie Härte oder Zähigkeit, durch verschiedene Warmarbeitsstähle oder Vergütungszustände untersucht werden. Für die Gießform werden vorrangig Cr-Mo-Stähle (z.B. X38CrMoV51-H11, X40CrMoV51-H13, X38CrMoV5-3) eingesetzt. Neben der Wahl eines geeigneten Warmarbeitsstahls mit einer ausreichenden Qualität, gilt es ein besonderes Augenmerk auf den Vergütungsprozess der Formgravur zu legen, um die Standzeit des Werkzeuges zu erhöhen. Zudem muss der Einfluss moderner Randschichthärteverfahren wie Plasmanitrieren, Laserhärten oder PVD-Schichten, auf Beständigkeit gegen hydroerosiven verschleiß analysiert werden. Das Laserhärten bietet das Potential, partiell, der Beanspruchung in der Gießform gerecht, die Härte der Randschicht zu erhöhen. Durch PVD-Schichten wie TIGRAL® von der voestalpine eifeler Coating GmbH, können Randschichthärten von 3.300 HV mit einer maximalen Einsatztemperatur von 900 °C generiert werden. Diese Schichten sind bereits im Bereich von Umformwerkzeugen etabliert und eignen sich für den Aluminium-Druckguss [189]. PVD beschichtete Druckgießwerkzeuge zeigen z.T. Abplatzungen in Folge der zyklisch thermischen Belastungen im Serienbetrieb, aufgrund der unterschiedlichen CTE des Grundwerkstoffes im Vergleich zur Beschichtung. Moderne mehrschichtige PVD-Schichtsysteme zeigen jedoch eine verbesserte Beständigkeit gegenüber einer zyklisch thermischen Belastung.

Anpassung der Strömungsbedingungen während der Formfüllung

Die Formfüllung der Gießform kann entweder turbulent oder laminar beim Druckgießen erfolgen. Das Anschnittsystem mit dem Anschnittparameter D und die Strömungsgeschwindigkeit werden für diesen Zweck angepasst. Die Ergebnisse aus Kapitel 7.2.5. deuten darauf hin, dass die hydroerosive Verschleißwirkung der AMC_P -Schmelze von der Strömungsgeschwindigkeit abhängig ist. Daher sollte untersucht werden, ob sich bei einer geringeren Formfüllgeschwindigkeit im laminaren Bereich auch ein geringerer hydroerosiver Verschleiß, als im Vergleich zur turbulenten Formfüllung, an der Gießform einstellt. Durch den angepassten, kompakten Anguss beim laminaren Druckgießen, kann die Nachdruckphase besonders lange aufrechterhalten werden. Mikrolunker und andere schwindungsbedingte Porosität können daher besonders gut unterbunden werden. Es ist davon auszugehen, dass die positiven Effekte der Formfüllung auf die Benetzung und die Agglomeratzerteilung ebenfalls von der Formfüllgeschwindigkeit abhängig sind.

11.7. Fertigung einer AMC_P -Aluminium Hybridverbindung im Druckgießverfahren

Die vorliegende Arbeit untersucht die schmelzmetallurgische Verarbeitung von AMC_P mit einem hohen Verstärkungsanteil von bis zu 30 Vol.-%. Die schmelzmetallurgische Prozessroute im Druckgießverfahren bietet Vorteile in Bezug auf das Fließvermögen, die Partikelverteilung, die Benetzung, sowie die Porosität. Allerdings weist das Druckgießverfahren Einschränkungen in der Formgestaltung auf, weshalb Bauteile mit Hohlräumen und Hinterschneidungen für das Druckgießverfahren zumeist ungeeignet sind.

Die tribologische Verschleißbeanspruchung eines Bauteils ist im Allgemeinen oberflächennah von Relevanz. Dies legt die Überlegung nah, nicht das vollständige Bauteil aus AMC_P im Druckgießverfahren zu fertigen, sondern nur eine dünnwandige AMC_P -Schicht an der Oberfläche eines festen Grundbauteils anzugießen. Zunächst kann zu diesem Zweck ein Grundkörper gefertigt und anschließend in die Druckgießform eingelegt werden. Danach erfolgt z.B. das Angießen einer AMC_P -Schicht auf dem festen Grundkörper. Die minimalen erzielbaren Wandstärken mit AMC_P , sowie notwendige Parameter zu Erzeugung eines stoffschlüssigen Materialverbunds, müssen hierfür im Vorfeld bestimmt werden.

Literaturverzeichnis

- [1] Kainer, K.U. (Ed.), *Metallische Verbundwerkstoffe*, Wiley-VCH, Weinheim 2004.
- [2] Miracle, D., Metal matrix composites – From science to technological significance. *Composites Science and Technology*, 65(15-16), 2526-2540 2005.
- [3] Ajay Kumar, P., Rohatgi, P., Weiss, D., 50 Years of Foundry-Produced Metal Matrix Composites and Future Opportunities. *Inter Metalcast 2020*, 14, 291–317.
- [4] Bracamonte, L., Withers, J., Smith, T., Lightweight, Wear Resistant, High Thermal Conductivity Metal Matrix Composite Brake Rotors 2018.
- [5] Ramanathan, A., Krishnan, P. K., Muraliraja, R., A review on the production of metal matrix composites through stir casting – Furnace design, properties, challenges, and research opportunities. *Journal of Manufacturing Processes* 2019, 42, 213–245.
- [6] Schuster, D. M., The World Won't Beat a Path to Your Door. *KEM* 1992, 77-78, 337–348.
- [7] Ostermann, F., *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin/Heidelberg 2014.
- [8] Zeuner, T., *Entwicklung gegossener, lokal verstärkter Leichtbau-Bremsscheiben für den schnellfahrenden Schienenverkehr*. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 1998. *Forschung, Entwicklung, Ergebnisse / Gießerei-Institut, RWTH Aachen, Bd. 3*, Shaker, Aachen 1998.
- [9] Özer, I., *Legierungstechnische und tribologische Entwicklung von Bremsscheiben aus sprühkompaktierten Aluminium-Matrixkompositen*. Zugl.: Chemnitz, Techn. Univ., Diss., 2013. *Schriftenreihe Werkstoffe und Werkstofftechnische Anwendungen, Vol. 51, TU Lehrstuhl für Verbundwerkstoffe, Chemnitz 2013*.
- [10] Nturanabo, F., Masu, L., Baptist Kirabira, J., Novel Applications of Aluminium Metal Matrix Composites, in: Omar Cooke, K. (Ed.), *Aluminium Alloys and Composites*, IntechOpen, 2020.
- [11] Emamy, M., Razaghian, A., Lashgari, H. R., Abbasi, R., "The effect of Al-5Ti-1B on the microstructure, hardness and tensile properties of Al₂O₃ and SiC-

- containing metal–matrix composites". *Materials Science and Engineering: A* 2008, 485, 210–217.
- [12] Lloyd, D.J., Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites. *International Materials Reviews* 1994, 1–23.
- [13] Ravi, K.R., Pillai, R.M., Amaranathan, K.R., Pai, B.C., Chakraborty, M., "Fluidity of aluminum alloys and composites: A review". *Journal of Alloys and Compounds* 2008, 201–210.
- [14] Surappa, M. K., Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities. *Sadhana* 2003, 28, 319–334.
- [15] Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M., Particle distribution in cast metal matrix composites—Part II. *Journal of Materials Processing Technology* 2002, 123, 258–263.
- [16] Srivivas, P. D., Charoo, M. S., Role of Fabrication Route on the Mechanical and Tribological Behavior of Aluminum Metal Matrix Composites – A Review. *Materials Today: Proceedings* 2018, 5, 20054–20069.
- [17] Kandpal, B.C., Kumar, J., Singh, H., Manufacturing and technological challenges in Stir casting of metal matrix composites– A Review. *Materials Today: Proceedings* 2018, 5–10.
- [18] Laurent, V., Chatain, D., Eustathopoulos, N., Wettability of SiC by aluminium and Al-Si alloys. *Journal of Materials Science* 1987, 244–250.
- [19] Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M., "The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy". *Journal of Materials Processing Technology* 2001, 324–328.
- [20] Ferro, A. C., Derby, B., Wetting behaviour in the AlSi-SiC system: interface reactions and solubility effects. *Acta Metallurgica Materials* 1995, 3061–3073.
- [21] Kim, J. K., Rohatgi, P. K., Nucleation on ceramic particles in cast metal-matrix composites. *Metall and Mat Trans A* 2000, 31, 1295–1304.
- [22] Malaki, M., Xu, W., Kasar, A.K., Menezes, P.L. Dieringa, H., Varma, R.S., Gupta, M., Advanced Metal Matrix Nanocomposites. *MDPI - Metals* 2019.
- [23] Chawla, N., Chawla, K. K., *Metal Matrix Composites*, 2nd Ed., Springer New York, New York, NY, s.l. 2013.
- [24] Surappa, M. K., Microstructure evolution during solidification of DRMMCs (Discontinuously reinforced metal matrix composites): State of art. *Journal of Materials Processing Technology* 1997, 63, 325–333.

- [25] Mavhungu, S. T., Akinlabi, E. T., Onitiri, M. A., Varachia, F. M., Aluminum Matrix Composites for Industrial Use: Advances and Trends. *Procedia Manufacturing* 2017, 7, 178–182.
- [26] Sharma, P., Chauhan, G., Sharma, N., Production of AMC by stir casting – An Overview. *International Journal of Contemporary Practices* 2011, 23–46.
- [27] Gu, M., Mei, Z., Jin, Y., Wu, Z., Structure and Amorphization of the oxide on the silicon carbide surface in an SiCp-Al composite. *Scripta Materialia* 1999, 985–991.
- [28] Schiffl A., Reaktionen von SiC-Partikeln bei der Herstellung von Magnesium- oder Aluminium-MMC. *Gießerei* 2009, 38–45.
- [29] Ballmes H., *Aluminiummatrix-Faserverbundwerkstoffe im Druckgießprozess – Verfahrensgrundlagen und Produkteigenschaften*. Dissertation, Erlangen-Nürnberg 2013.
- [30] Cong, X.S., Shen, P., Wang, Y., Jiang, Q., Wetting of polycrystalline SiC by molten Al and Al–Si alloys [Internet], *Applied Surface Science* 317, 2014.
- [31] Natarajan, N., Krishnaraj, V., Davim, J. P., *Metal Matrix Composites: Synthesis, Wear Characteristics, Machinability Study of MMC Brake Drum*. *SpringerBriefs in Applied Sciences and Technology*, Springer International Publishing, Cham, s.l. 2015.
- [32] Samuel, A. M., Samuel, F. H., Foundry Aspects of Particulate Reinforced Aluminum MMCs: Factors Controlling Composite Quality. *KEM* 1995, 104-107, 65–98.
- [33] McLeod, A. D., Isostructural Viscosity of F3S-Based Duralcan™ Metal Matrix Composites at 700°C. *KEM* 1995, 104-107, 881-0.
- [34] Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M., Particle distribution in cast metal matrix composites—Part I. *Journal of Materials Processing Technology* 2002, 123, 251–257.
- [35] Moon, H. K., *Rheological Behavior and Microstructure of Ceramic Particulate/Aluminum Alloy Composites*. DOCfOR OF PHILOSOPHY, 1990.
- [36] Emamy, M., Abbasi, R., Kaboli, S., Campbell, J., Fluidity of Al based metal matrix composites containing Al₂O₃ and SiC particles. *International Journal of Cast Metals Research* 2009, 22, 430–437.
- [37] Klocke, F., *Gießen und Pulvermetallurgie*. VDI Buch, / Fritz Klocke ; 5, 5th Ed., Springer Vieweg, Berlin 2018.

- [38] Nogowizin, B., *Theorie und Praxis des Druckgusses*, Schiele & Schön, Berlin 2011.
- [39] Li, Q., Rottmair, C. A., Singer, R. F., CNT reinforced light metal composites produced by melt stirring and by high pressure die casting. *Composites Science and Technology* 2010, 70, 2242–2247.
- [40] Hu, Q., Zhao, H., Li, F., "Microstructures and properties of SiC particles reinforced aluminum-matrix composites fabricated by vacuum-assisted high pressure die casting". *Materials Science and Engineering: A* 2017, 680, 270–277.
- [41] Lloyd, D.J., Jin, I., A Method of Assessing the Reactivity between SiC and Molten Al. *Metallurgical Transactions A* 1988, 3107–3109.
- [42] Ureña, A., Escalera, M. D., Gil, L., Oxidation barriers on SiC particles for use in aluminium matrix composites manufactured by casting route: Mechanisms of interfacial protection. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE* 2002, 37, 4633–4643.
- [43] Park, J., Lee, J., Jo, I., Cho, S., Lee, S. K., Lee, S. B., Surface modification effects of SiC tile on the wettability and interfacial bond strength of SiC tile/Al7075-SiCp hybrid composites. *Surface & Coatings Technology* 2016, 399–406.
- [44] Lee, J.C., Ahn, J.P., Shim, J.H., Shi, Z., Control of the interface in SiC/Al composites [Internet], Korea Institute of Science and Technology, Scripta Materialia, Vol. 41 1999.
- [45] Bodunrin, M.O., Alaneme, K.K., Chown, L.H., Aluminium matrix hybrid composites: a review of reinforcement philosophies; mechanical, corrosion and tribological characteristics [Internet], Journal of Materials research and Technology 2015.
- [46] Xiong, B., Xu, Z., Yan, Q., Lu, B., Cai, C., Effects of SiC volume fraction and aluminum particulate size on interfacial reactions in SiC nanoparticulate reinforced aluminum matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds* 2011, 1187–1191.
- [47] Kim, K. H., Formation of endogenous MgO and MgAl₂O particles and their possibility of acting as substrate for heterogeneous nucleation of aluminum grains [Internet], Surface and Interface Analysis, 2014.
- [48] Wanner, A. (Ed.), *Verbundwerkstoffe: Tagungsband*, 2nd Ed., Conventus Congressmanagement & Marketing, Jena 2013.
- [49] Liu, X., *Fundamental Studies on Ultrasonic Cavitation-Assisted Molten Metal Processing of A356-Naocomposites*. Thesis M.Sc., Alabama 2013.

- [50] Ibrahim, I. A., Mohamed, F. A., Lavernia, E. J., Particulate reinforced metal matrix composites — a review. *J Mater Sci* 1991, 26, 1137–1156.
- [51] Saravanan, R., Surappa, M., Fabrication and characterisation of pure magnesium-30 vol.% SiCP particle composite. *Materials Science and Engineering: A* 2000, 276, 108–116.
- [52] Luo, A., Processing, microstructure, and mechanical behavior of cast magnesium metal matrix composites. *Metall and Mat Trans A* 1995, 26, 2445–2455.
- [53] Cai, Y., Tan, M., Shen, G., Su, H., Microstructure and heterogeneous nucleation phenomena in cast SiC particles reinforced magnesium composite. *Materials Science and Engineering: A* 2000, 282, 232–239.
- [54] *Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg 2008.
- [55] He, F., Han, Q., Jackson, M. J., Nanoparticulate reinforced metal matrix nanocomposites – a review. *IJNP* 2008, 1, 301.
- [56] Kar, K. K. (Ed.), *Composite Materials: Processing, Applications, Characterizations*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, s.l. 2017.
- [57] Suresh, V., Future in Metal Matrix Composites for Automotive Industry: A Review. *International Research Journal of Automotive Technology* 2018, 88–100.
- [58] Breuer, B., Bill, K.H. (Ed.), *Bremsenhandbuch: Grundlagen, Komponenten, Systeme, Fahrdynamik. ATZ/MTZ-Fachbuch*, 5th Ed., Springer Vieweg, Wiesbaden 2017.
- [59] Idrisi, A.H., Mourad, A.-H.I., Conventional stir casting versus ultrasonic assisted stir casting process: Mechanical and physical characteristics of AMCs. *Journal of Alloys and Compounds* 2019, 805, 502–508.
- [60] Koli, D.K., Agnihotri, G., Purohit, R., Advanced Aluminium Matrix Composites: The Critical Need of Automotive and Aerospace Engineering Fields. *Materials Today: Proceedings* 2015, 2, 3032–3041.
- [61] Su, B., Yan, H.G., Chen, G., Shi, J.L., Chen, J.H., Zeng, P.L., Study on the preparation of the SiCp/Al-20Si-3Cu functionally graded material using spray deposition. *Materials Science and Engineering: A* 2010, 527, 6660–6665.
- [62] Seyed Reihani, S. M., Processing of squeeze cast Al6061–30vol% SiC composites and their characterization. *Materials & Design* 2006, 27, 216–222.

- [63] Bozic, D., Dimcic, B., Dimcic, O., Stasic, J. et al., Influence of SiC particles distribution on mechanical properties and fracture of DRA alloys. *Materials & Design* 2010, *31*, 134–141.
- [64] Bührig-Polaczek, A., Michaeli, W., Spur, G., *Handbuch Urformen. Edition: Handbuch der Fertigungstechnik, [1]*, 2nd Ed., Hanser, Carl, München 2012.
- [65] Ralph, B., Yuen, H. C., Lee, W. B., The processing of metal matrix composites — an overview. *Journal of Materials Processing Technology* 1997, *63*, 339–353.
- [66] Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M.S.J., The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites [Internet], *Journal of Materials Processing Technology*, 2001.
- [67] Chawla, N., Jones, J. W., Andres, C., Allison, J. E., Effect of SiC volume fraction and particle size on the fatigue resistance of a 2080 Al/SiC p composite. *Metall and Mat Trans A* 1998, *29*, 2843–2854.
- [68] Kouzeli, M., Mortensen, A., Size dependent strengthening in particle reinforced aluminium. *Acta Materialia* 2002, *50*, 39–51.
- [69] Song, S. G., Shi, N., Gray, G. T., Roberts, J. A., Reinforcement shape effects on the fracture behavior and ductility of particulate-reinforced 6061-Al matrix composites. *Metall and Mat Trans A* 1996, *27*, 3739–3746.
- [70] Kouzeli, M., Weber, L., San Marchi, C., Mortensen, A., Influence of damage on the tensile behaviour of pure aluminium reinforced with ≥ 40 vol. pct alumina particles. *Acta Materialia* 2001, *49*, 3699–3709.
- [71] Spowart, J. E., Miracle, D. B., The influence of reinforcement morphology on the tensile response of 6061/SiC/25p discontinuously-reinforced aluminum. *Materials Science and Engineering: A* 2003, *357*, 111–123.
- [72] Lewandowski, J. J., Liu, C., Hunt, W. H., Effects of matrix microstructure and particle distribution on fracture of an aluminum metal matrix composite. *Materials Science and Engineering: A* 1989, *107*, 241–255.
- [73] Prasad, V., Bhat, B., Mahajan, Y., Ramakrishnan, P., Structure–property correlation in discontinuously reinforced aluminium matrix composites as a function of relative particle size ratio. *Materials Science and Engineering: A* 2002, *337*, 179–186.
- [74] Jabbari, A. H., Sedighi, M., Sabet, A. S., Combination of Mechanical and Electromagnetic Stirring to Distribute Nano-Sized Al₂O₃ Particles in Magnesium Matrix Composite. *Powder Metall Met Ceram* 2019, *58*, 361–371.

- [75] Ducret, D., El Guerjouma, R., Guy, P., R'Mili, M. et al., Characterisation of anisotropic elastic constants of continuous alumina fibre reinforced aluminium matrix composite processed by medium pressure infiltration. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2000, 31, 45–55.
- [76] Ganesh, V. V., Chawla, N., Effect of particle orientation anisotropy on the tensile behavior of metal matrix composites: experiments and microstructure-based simulation. *Materials Science and Engineering: A* 2005, 391, 342–353.
- [77] Dash, K., Sukumaran, S., Ray, B. C., The behaviour of aluminium matrix composites under thermal stresses. *Science and Engineering of Composite Materials* 2016, 23, 1–20.
- [78] Tayeh, T., Douin, J., Jouannigot, S., Zakhour, M., Nakhil, M., Silvain, J.-F., Bobet, J.-L., Hardness and Young's modulus behavior of Al composites reinforced by nanometric TiB₂ elaborated by mechanosynthesis [Internet], *Materials Science & Engineering*.
- [79] Prabhu, T. R., Processing and properties evaluation of functionally continuous graded 7075 Al alloy/SiC composites. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 2017, 17, 20–31.
- [80] Alaneme, K. K., Sanusi, K. O., Microstructural characteristics, mechanical and wear behaviour of aluminium matrix hybrid composites reinforced with alumina, rice husk ash and graphite. *Engineering Science and Technology, an International Journal* 2015, 18, 416–422.
- [81] Dieringa, H., Kainer, K. U., Magnesium Matrix Composites: State-of the-Art and what's the Future. *AMR* 2011, 410, 275–278.
- [82] Contreras Cuevas, A., Bedolla Becerril, E., Martínez, M. S., Lemus Ruiz, J., *Metal Matrix Composites*, Springer International Publishing, Cham 2018.
- [83] Petrovic, J. J., Milewski, J. V., Rohr, D. L., Gac, F. D., Tensile mechanical properties of SiC whiskers. *J Mater Sci* 1985, 20, 1167–1177.
- [84] Milewski, J. V., Gac, F. D., Petrovic, J. J., Skaggs, S. R., Growth of beta-silicon carbide whiskers by the VLS process. *J Mater Sci* 1985, 20, 1160–1166.
- [85] Wadsworth, I., Stevens, R., The influence of whisker dimensions on the mechanical properties of cordierite/SiC whisker composites. *Journal of the European Ceramic Society* 1992, 9, 153–163.
- [86] Scheffler, M., Callister, W. D., Rethwisch, D. G. (Eds.), *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik: Eine Einführung*, 1st Ed., Wiley-VCH, Weinheim 2013.

- [87] Srinivas, V., Jayaraj, A., Venkataramana, V. S. N., Avinash, T. et al., Effect of Ultrasonic Stir Casting Technique on Mechanical and Tribological Properties of Aluminium–Multi-walled Carbon Nanotube Nanocomposites. *J Bio Tribo Corros* 2020, 6.
- [88] Grilo, J., Carneiro, V. H., Teixeira, J.C. Puga, Hélder, Manufacturing Methodology on Casting-Based Aluminium Matrix Composites: Systematic Review. *Metals* 2021, 11, 436.
- [89] Vinod, B., Ramanathan, S., Anandajothi, M., Effect of Organic and Inorganic Reinforcement on Tribological Behaviour of Aluminium A356 Matrix Hybrid Composite. *J Bio Tribo Corros* 2018, 4.
- [90] Suresh, S., Gowd, G. H., Kumar, M., Mechanical and Wear Characterization of Al/Nano-SiC NMMCs by Liquid State Process. *J Bio Tribo Corros* 2019, 5.
- [91] Gurcan, A. B., Baker, T. N., Wear behaviour of AA6061 aluminium alloy and its composites. *Wear* 1995, 188, 185–191.
- [92] T. Ma, H. Yamaura, D. A. Koss, R.C. Voigt, Dry sliding wear behavior of cast SiC-reinforced Al MMCs. *Materials Science and Engineering A* 2003, 116–125.
- [93] Howell, G. J., Ball, A., Dry sliding wear of particulate-reinforced aluminium alloys against automobile friction materials. *Wear* 1995, 181-183, 379–390.
- [94] Gupta, R., Sharma, S., Nanda, T., Pandey, O. P., "Wear studies of hybrid AMCs reinforced with naturally occurring sillimanite and rutile ceramic particles for brake-rotor applications". *Ceramics International* 2020, 46, 16849–16859.
- [95] Kumar, C., Rajadural, J. S., Influence of rutile (TiO₂) content on wear and micro-hardness characteristics of aluminium-based hybrid composites synthesized by powder metallurgy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2016, 26, 63–73.
- [96] Lee, T., Lee, J., Lee, D., Jo, I. et al., Effects of particle size and surface modification of SiC on the wear behavior of high volume fraction Al/SiCp composites. *Journal of Alloys and Compounds* 2020, 831, 154647.
- [97] Zhang, S., Wang, F., Comparison of friction and wear performances of brake material dry sliding against two aluminum matrix composites reinforced with different SiC particles. *Journal of Materials Processing Technology* 2007, 122–127.
- [98] Özer, I., *Aluminium-Matrixverbundwerkstoff, Halbzeug aus dem Aluminium-matrixverbundwerkstoff und Verfahren zu dessen herstellung*. WO 2012/113428 A1.

- [99] Parsons, I., An Introduction to the Rock-Forming Minerals, 2nd edition. London (Longman Scientific & Technical). *Mineral. mag.* 1992, 56, 617–619.
- [100] Hülsenberg, D., Holze, R., Acheson-Verfahren [Internet], Georg Thieme Verlag, 2012 [modified Dezember 2012; cited 2021 Jun 10]. Available from: <https://ro-emp.thieme.de/lexicon/RD-01-05122>.
- [101] Kriegesmann, J. (Ed.), *Technische keramische Werkstoffe*, Dt. Wirtschaftsdienst, Köln 1989.
- [102] Telle, R., Salmang, H., Scholze, H. (Eds.), *Keramik: Mit 132 Tabellen*, 7th Ed., Springer, Berlin 2007.
- [103] Holleman, A. F., Wiberg, E., Wiberg, N., *Lehrbuch der anorganischen Chemie*, 102nd Ed., de Gruyter, Berlin 2007.
- [104] Schröder, D., *Leistungselektronische Bauelemente für elektrische Antriebe. Springer-Lehrbuch*, 2nd Ed., Springer, Berlin 2006.
- [105] Porz, F., Grathwohl, G., Hamminger, R., Siliziumkarbid als strukturmateriel im bereich der ersten wand von kernfusionsanlagen. *Journal of Nuclear Materials* 1984, 124, 195–214.
- [106] Börner, T., Das richtige Strahlmittel für Metalloberflächen. *J Oberfl Techn* 2017, 57, 50–53.
- [107] Chawla, Luby, *Composite Materials*, 4th Ed., Springer International Publishing, [Place of publication not identified] 2019.
- [108] Sreekumar, V.M., Babu, N.H., Eskin, D.G., Fan, Z., Structure–property analysis of in-situ Al–MgAl₂O₄ metal matrix composites synthesized using ultrasonic cavitation. *Materials Science & Engineering A* 2015, 30–40.
- [109] *CRC handbook of chemistry and physics: A ready-reference book of chemical and physical data*, CRC Press, Boca Raton 2014.
- [110] Chawla, N., Chawla, K. K., *Metal matrix composites*, Springer, New York, NY 2006.
- [111] Pramanik, S., Cherusseri, J., Baban, N.S., Sowntharya, L., Kar, K.K. (Ed.), *Metal Matrix Composites: Theory, Techniques, and Applications*, Springer-Verlag, 2017.
- [112] Gu, M., Jin, Y., Mei, Z., Wu, Z., Wu, R., Effects of reinforcement oxidation on the mechanical properties of SiC particulate reinforced aluminum composites. *Materials Science and Engineering* 1998, 188–198.

- [113] Kim, Y., Lee, J.C., Processing and interfacial bonding strength of 2014 Al matrix composites reinforced with oxidized SiC particles. *Materials Science and Engineering A* 2006, 8–12.
- [114] Sobczak, N., Kudyba, A., Nowak, R., Radziwill, W., Pietrzak, K., Factors affecting wettability and bond strength of solder joint couples. *Pure und Applied Chemistry*, 2007, 1755–1769.
- [115] Eustathopoulos, N., Sobczak, N., Passerone, A., Nogi, K., Measurement of contact angle and work of adhesion at high temperature. *Journal of Materials Science* 2005, 2271–2280.
- [116] Howe, J. M., Bonding, structure, and properties of metal/ceramic interfaces: Part 1 Chemical bonding, chemical reaction, and interfacial structure. *International Materials Reviews* 1993, 38, 233–256.
- [117] Giroto, F. A., Albingre, L., Quenisset, J. M., Naslain, R., Rheocasting Al Matrix Composites. *JOM* 1987, 39, 18–21.
- [118] Gu, D., Chang, F., Dai, D., Selective Laser Melting Additive Manufacturing of Novel Aluminum Based Composites With Multiple Reinforcing Phases. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 2015, 1–11.
- [119] Ravi, K. R., Pillai, R. M., Pai, B. C., Chakraborty, M., A Novel Approach for Extracting and Characterizing Interfacial Reaction Products in Al-SiC p Composites. *Metall and Mat Trans A* 2007, 38, 1666–1670.
- [120] Pai, B., Rohatgi, P., Copper coating on graphite particles. *Materials Science and Engineering* 1975, 21, 161–167.
- [121] Zhou, W., Xu, Z. M., Casting of SiC reinforced metal matrix composites. *Journal of Materials Processing Technology* 1997, 63, 358–363.
- [122] Amateau, M. F., Progress in the Development of Graphite- Aluminum Composites Using Liquid Infiltration Technology. *Journal of Composite Materials* 1976, 10, 279–296.
- [123] Aggour, L., Fitzer, E., Heym, M., Ignatowitz, E., Thin coatings on carbon fibers as diffusion barriers and wetting agents in Al composites. *Thin Solid Films* 1977, 40, 97–105.
- [124] Hanizam, H., Salleh, M.S., Omar, M.Z., Sulong, A.B., Optimisation of mechanical stir casting parameters for fabrication of carbon nanotubes–aluminium alloy composite through Taguchi method. *Journal of Materials Research and Technology* 2019, 8, 2223–2231.

- [125] Mohammadpour, M., Azari Khosroshahi, R., Taherzadeh Mousavian, R., Brabazon, D., Effect of interfacial-active elements addition on the incorporation of micron-sized SiC particles in molten pure aluminum. *Ceramics International* 2014, 40, 8323–8332.
- [126] Pai, B.C., Ramani, G., Pillai, R.M., Satyanarayana, K.G., Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites. *Journal of Materials Science* 1995, 1903–1911.
- [127] Sreekumar, V.M., Ravi, K.R., Pillai, R.M., Pai, B.C., Chakraborty, M., Thermodynamics and Kinetics of the Formation of Al₂O₃/ MgAl₂O₄/MgO in Al-Silica Metal Matrix Composite. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2008.
- [128] Ervin, G., Oxidation Behavior of Silicon Carbide. *Journal of The American Ceramic Society* 1958, 347–352.
- [129] Shi, Z., Ochiai, S., Hojo, M., Lee, J., Gu, M., Lee, H., Wu, R., The oxidation of SiC particles and its interfacial characteristics in Al-matrix composite. *Journal of Materials Science* 2001, 2441–2449.
- [130] Ureña, A., Martínez, E.E., Rodrigo, P., Gil, L., Oxidation treatments for SiC particles used as reinforcement in aluminium matrix composites. *Composites Science and Technology* 2004, 64, 1843–1854.
- [131] Hijikata, Y., Yagi, S., Yaguchi, H., Yoshi, S., Thermal Oxidation Mechanism of Silicon Carbide, in: Hijikata, Y. (Ed.), *Physics and Technology of Silicon Carbide Devices*, InTech, 2012.
- [132] Weiss, J., Lukas, H.L., Lorenz, J., Petzow, G., Krieg, H., Calculation of heterogeneous phase equilibria in oxide-nitride systems. *Calphad* 1981, 5, 125–140.
- [133] Lee, J.C., Ahn, J.P., Shi, Z., Shim, J.H., Lee, H.I., Methodology to Design the Interfaces in SiC/Al Composites. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2001, 1541–1550.
- [134] Vinod Kumar, G.S., Chakraborty, M., Garcia Moreno, F., Banhart, J., Foamability of MgAl₂O₄ (spinel)-reinforced aluminium alloy composites [Internet], TU Berlin, Helmholtz-Zentrum Berlin, Indian Institute of Technology, 2011.
- [135] Tzanakis, I., Lebon, G.S.B., Eskin, D.G., Pericleous, K.A., Characterizing the cavitation development and acoustic spectrum in various liquids [Internet], 2016.
- [136] Eskin, G.I., Eskin, D.G., *Ultrasonic treatment of light alloy melts. Advances in Metallic Alloys, vol. 7*, CRC Press/Taylor & Francis Group, Boca Raton, London, New York 2017.

- [137] Xu, H., Jian, X., Meek, T.T., Han, Q., Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration. *Material Letters* 2004, 3669–3673.
- [138] Puga, H., Costa, S., Barbosa, J., Ribeiro, S., Prokic, M., Influence of ultrasonic melt treatment on microstructure and mechanical properties of AlSi9Cu3 alloy [Internet], 2011.
- [139] Barbosa, J., Puga, H., Ultrasonic melt processing in the low pressure investment casting of Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 2017, 150–156.
- [140] Koch, P., *Partikelmodellierung der Strukturbildung akustischer Kavitationsblasen in Wechselwirkung mit dem Schalldruckfeld: Doktorarbeit*, 2006.
- [141] *Encyclopedia of physical science and technology*, Academic Press, San Diego 2002.
- [142] Li, Z., Jiang, R., Li, X., Jia, X. et al., "Microstructural Evolution and Wear Behavior of SiCp/7085 Composites Manufactured by Ultrasonic Stirring Casting". *Metals* 2020, 10, 1–15.
- [143] Jia, S., Zhang, D., Xuan, Y., Nastac, L., An experimental and modeling investigation of aluminum-based alloys and nanocomposites processed by ultrasonic cavitation processing. *Applied Acoustics* 2016, 226–231.
- [144] Li, X., Yang, Y., Weiss, D., Theoretical and experimental study on ultrasonic dispersion of nanoparticles for strengthening cast Aluminum Alloy A356. *Metallurgical Science and Technology* 2008.
- [145] Wang, X.J., Wang, N.Z., Wang, L.Y., Hu, X.S., Wu, K., Wang, Y.Q., Huang, Y.D., Processing, microstructure and mechanical properties of micro-SiC particles reinforced magnesium matrix composites fabricated by stir casting assisted by ultrasonic treatment processing. *Materials & Design* 2014, 57, 638–645.
- [146] Abbasipour, B., Niroumand, B., Monir Vaghefi, S.M., Compcasting of A356-CNT composite. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2010, 20, 1561–1566.
- [147] Königer, A., Sahm, P.R., *Das Fließvermögen reiner und sauerstoffhaltiger Kupferschmelzen. Forschungsberichte des Landes Nordrhein-Westfalen*, Vol. **1192**, Deutscher Universitätsverlag, Wiesbaden 1963.
- [148] Fleming, M.C., Mollard, F.R., Taylor, H.F., Mold Variables Influence on Fluidity of Aluminum: Doubling Ductility by Fluidity Control. *AFS Transactions* 1961, 566–576.

- [149] Jennings, R., *Rheologisches Verhalten teilerstarrender Metalllegierungen*. Dissertation, 2009.
- [150] Barnes, H.A., Hutton, J.F., Walters, K., *An introduction to rheology. Rheology series, Vol. 3, Elsevier, Amsterdam 2005*.
- [151] Rütten, M., *Verallgemeinerte newtonsche Fluide*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg 2019.
- [152] Schulte, K., Kainer, K.U. (Ed.), *Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Wiley-VCH, Weinheim 1999.
- [153] Song, X., Bian, X., Zhang, J., Zhang, J., Temperature-dependent viscosities of eutectic Al–Si alloys modified with Sr and P. *Journal of Alloys and Compounds* 2009, 479, 670–673.
- [154] Flemings, M. C., Behavior of metal alloys in the semisolid state. *MTA* 1991, 22, 957–981.
- [155] Surappa, M.K., Rohatgi, P.K., Fluidity of Aluminum-Silicon-Alumina Composite. *Metallurgical Transactions B* 1981, 327–332.
- [156] Wang, J., Guo, Q., Nishio, M., Ogawa, H., Shu, D., Li, K., He, S., Sun, B., The apparent viscosity of fine particle reinforced composite melt. *Journal of Materials Processing Technology* 2003, 60–63.
- [157] Li, B., Xu, Q., Li, X., Liu, B., Numerical Simulation of Microstructure of Al–Si/SiCpComposites during Stir Casting Process with Particle Pushing Model. *ISIJ International* 2006, 241–249.
- [158] Karnezis, P.A., Durrant, G., Cantor, B., Characterization of Reinforcement Distribution in Cast Al-Alloy/SiCp Composites. *Materials Characterization* 1998, 40, 97–109.
- [159] Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M., Metal matrix composites: production by the stir casting method. *Journal of Materials Processing Technology* 1999, 92-93, 1–7.
- [160] Sun, C., Shen, R., Song, M., Effects of Sintering and Extrusion on the Microstructures and Mechanical Properties of a SiC/Al-Cu Composite. *J. of Materi Eng and Perform* 2012, 21, 373–381.
- [161] Atkinson, H.V., Zulfia, A., Lima Filho, A., Jones, H., King, S., Hot isostatic processing of metal matrix composites. *Materials & Design* 1997, 18, 243–245.
- [162] Almotairy, S.M., Alharthi, N.H., Abdo, H.S., Regulating Mechanical Properties of Al/SiC by Utilizing Different Ball Milling Speeds. *Crystals* 2020, 10, 332.

- [163] Bhatt, J., Balachander, N., Shekher, S., Karthikeyan, R., Peshwe, D.R., Murty, B.S., Synthesis of nanostructured Al–Mg–SiO₂ metal matrix composites using high-energy ball milling and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds* 2012, 536, S35–S40.
- [164] Razavi, M., Farajipour, A. R., Zakeri, M., Rahimpour, M. R. et al., Production of Al₂O₃–SiC nano-composites by spark plasma sintering. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio* 2017, 56, 186–194.
- [165] Lampke, T., Özer, I., *Herstellungsverfahren für Reibringe mit Kühlkanälen für eine innenbelüftete Brems Scheibe*. DE 102011119760.
- [166] Vishnu Prasad, K., Jayadevan, K. R., Simulation of Stirring in Stir Casting. *Procedia Technology* 2016, 24, 356–363.
- [167] Jebeen Moses, J., Dinaharan, I., Joseph Sekhar, S., Prediction of influence of process parameters on tensile strength of AA6061_TiC aluminum matrix composites produced using stir casting [Internet], 26th Ed., Trans. Nonferrous Met. Soc. China 2016.
- [168] Su, H., Gao, W., Zhang, H., Liu, H., Lu, J., Lu, Z., Optimization of Stirring Parameters Through Numerical Simulation for the Preparation of Aluminum Matrix Composite by Stir Casting Process. *Materials Science and Engineering: A* 2010, 132, 144.
- [169] Sahu, M.K., Sahu, R.K., Optimization of Stirring Parameters Using CFD Simulations for HAMCs Synthesis by Stir Casting Process. *Trans Indian Inst Met* 2017, 70, 2563–2570.
- [170] Sahu, M.K., Sahu, R.K., Fabrication of Aluminum Matrix Composites by Stir Casting Technique and Stirring Process Parameters Optimization, in: Vijayaram, T. (Ed.), *Advanced Casting Technologies*, InTech, 2018.
- [171] Mixing in Solid–Liquid Systems, in: *Solid-Liquid Two Phase Flow*, Elsevier, 2008, pp. 385–438.
- [172] Gaddis, E. S., N3 Wärmeübertragung und Leistungsaufnahme in Rührkesseln, in: Stephan, P., Kabelac, S., Kind, M., Mewes, D. et al. (Eds.), *VDI-Wärmeatlas. Springer Reference Technik*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg 2019, pp. 1895–1935.
- [173] Kraume, M. (Ed.), *Transportvorgänge in der Verfahrenstechnik*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg 2020.
- [174] Metzner, A.B., Otto, R.E., Agitation of non-Newtonian fluids. *AIChE J.* 1957, 3, 3–10.

- [175] Hu, Q., Zhao, H., Li, F., Effects of Manufacturing Processes on Microstructure and Properties of Al/A356–B 4 C Composites. *Materials and Manufacturing Processes* 2016, 31, 1292–1300.
- [176] Bähr, R., Urformen, in: Grote, K.-H., Feldhusen, J. (Eds.), *Dubbel: Taschenbuch für den Maschinenbau*, 24th Ed., Springer Vieweg, Berlin 2014, pp. 1347–1371.
- [177] Miranda, A., Barekar, N., McKay, B.J., MWCNTs and their use in Al-MMCs for ultra-high thermal conductivity applications: A review. *Journal of Alloys and Compounds* 2019, 774, 820–840.
- [178] Bibbó D., Kuhr M., Lange H. (Ed.), *Druckguss aus NE-Metallen: Technische Richtlinien (BDG)*, 2016.
- [179] Fritsche, B., Jung, P., Padovan, S., *Kern für Druckgiessformen*. DE102007015051A1.
- [180] Belov, N.A., Eskin, D.G., Avxentieva, N.N., Constituent phase diagrams of the Al–Cu–Fe–Mg–Ni–Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys. *Acta Materialia* 2005, 53, 4709–4722.
- [181] Brunhuber, E., *Praxis der Druckgussfertigung: (früher: Moderne Druckgussfertigung)*, 3rd Ed., Schiele & Schön, Berlin 1980.
- [182] voestalpine High Performance Metals Deutschland GmbH, Warmarbeitsstähle [Internet] [cited 2021 Jun 10]. Available from: <https://www.uddeholm.com/germany/de/product-category/warmarbeitsstaehle/>.
- [183] Oskar Frech GmbH + Co. KG, Werkzeugtechnologie [Internet] [cited 2021 Jun 10]. Available from: <https://www.frech.com/produkte/werkzeugtechnologie.html>.
- [184] Heid, R., *Vergleichende Untersuchung verschiedener Warmarbeitsstähle unter seriennahen Bedingungen im Aluminiumdruckguss*. Zugl.: Braunschweig, Techn. Univ., Diss., 2015. *Forschungsberichte des Instituts für Füge- und Schweißtechnik*, Vol. 36, Shaker, Aachen 2015.
- [185] Aluminium Rheinfelden Alloys GmbH, Datenblatt - Silafont®-36 [AlSi10MnMg] [Internet] [cited 2021 Jun 2]. Available from: <https://rheinfelden-alloys.eu/legierungen/silafont/#si36>.
- [186] Ribes, H., Sultry, M., L'Espirance, G., Legoux, J.G., Microscopic Examination of the Interface Region in 6061–Al/SiC Composites Reinforced with As-Received and Oxidized SiC Particles [Internet], 21st Ed., METALLURGICAL TRANSACTIONS A 1990.

-
- [187] *SAE Technical Paper Series. Brake Colloquium & Exhibition - 36th Annual*, OCT. 14, 2018. *SAE Technical Paper Series*, SAE International 400 Commonwealth Drive, Warrendale, PA, United States, 2018.
- [188] Sommer, K., Schöfer, J., Heinz, R., *Verschleiß metallischer Werkstoffe: Erscheinungsformen sicher beurteilen*, 3rd Ed., Springer Vieweg, Wiesbaden, Germany 2018.
- [189] voestalpine eifeler Coating GmbH, Produktinformation TIGRAL® [Internet] [cited 2021 Jun 11]. Available from: https://www.eifeler.com/app/uploads/sites/82/2020/11/TIGRAL_DE.pdf.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1: globale MMC Marktübersicht zwischen 2012 bis 2019, nach [3].....	1
Abbildung 1-2: schematischer Gefügeaufbau eines hypoeutektischen partikelverstärkten Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffes	2
Abbildung 1-3: Partikelkonzentration des beim Bremsen erzeugten Feinstaubes; konventionelle Graugusseisen Bremsscheiben im Vergleich zu AMCP-Bremsscheiben, nach [4]	3
Abbildung 1-4: Verschleißrate von AMCP mit Siliziumkarbid-Partikeln (F500) in Abhängigkeit des Verstärkungsanteils	3
Abbildung 1-5: Abhängigkeit des Fließvermögens von dem Partikelvolumenanteil und der Wandstärke, nach [22].....	5
Abbildung 1-6: schematische Darstellung des Kaltkammer Druckgießverfahrens und druckunterstützte Formfüllung infolge der Gießkolbenbewegung	6
Abbildung 2-1: Unterteilung von Verbundwerkstoffen nach der Matrix [1, 10, 48]	8
Abbildung 2-2: Schematische Darstellung der drei Formen metallischer Verbundwerkstoffe: a) Langfaserverstärkung, b) Kurzfaser-/Whiskerverstärkung, c) Partikelverstärkung, nach [24, 81].....	10
Abbildung 2-3: Darstellung der Verschleißrate je Gleitstrecke der Al 6061 Legierung, sowie mit SiCp 20 und 60 Vol.-% verstärkte AMCP gegen einen 1.6511 (36CrNiMo4) Stahl, nach [91]	13
Abbildung 2-4: Darstellung des Wurtzit Gitter (α -SiC) und Zinkblende Gitter (β -SiC), nach [99].....	13
Abbildung 2-5: Schematische Darstellung des Acheson-Verfahrens zur Herstellung von Siliziumkarbid, nach [100].....	14
Abbildung 2-6: <i>Biegespannung und Dehnung von AMCP: a) mit unterschiedlichem Partikelanteil bei 20μm Partikeldurchmesser und b) mit unterschiedlichen Partikeldurchmessern bei einem festen Anteil von 20 Vol.-%, nach [96] ..</i>	18
Abbildung 2-7: a) Oberfläche eines SiC-Partikels, b) gute mechanische Bindung, c) Porosität an Partikel-Matrix-Grenzfläche durch mangelnde Benetzung, nach [107].....	19

- Abbildung 2-8:** Unterteilung von: a) nichtbenetzenden und b) benetzenden Systemen, nach [82]..... 21
- Abbildung 2-9:** a) Al_2O_3 Sperrschicht zwischen der Al-Matrix und den SiC_P , b) Einarbeitung von Agglomeraten in die Matrix, in Folge der Al_2O_3 -Schicht an der Schmelzbadoberfläche..... 22
- Abbildung 2-10:** Grenzflächenzone eines partikelverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffes, mit Bildung von Mischkristallen und intermetallischen Phasen, nach [107] 24
- Abbildung 2-11:** REM Aufnahmen der Topographie von SiC-Partikeln mit der Al_4C_3 -Phase, die aus einem AMC_P gewonnen wurden; a) ohne Wärmebehandlung, nach jeweils 2h Wärmebehandlung b) 710°C , c) 740°C und d) 800°C , nach [119] 25
- Abbildung 2-12:** Anteil an Si, der bei einer bestimmten Temperatur notwendig ist, um in einem AlSi-SiC System die Bildung von Al_4C_3 zu unterbinden, nach [12] 26
- Abbildung 2-13:** Einfluss von Legierungselementen auf die Oberflächenspannung einer Aluminiumlegierung zwischen 700 bis 740°C , nach [82]..... 29
- Abbildung 2-14:** a) SiO_2 -Schichtdicke in Abhängigkeit der Oxidationsrate bei verschiedenen Temperaturen [131], b) TEM-Aufnahme einer SiO_2 -Schicht auf einem SiC-Partikel nach passiver Oxidation 30
- Abbildung 2-15:** a) Entwicklungszyklus der Kavitationsgasblasen, b) gleichgerichtete Diffusion während der Wachstumsphase der Blasen, nach [140] 31
- Abbildung 2-16:** binäres Phasendiagramm mit Erstarrungsintervall für AlSi-Legierungen, nach [7]..... 33
- Abbildung 2-17:** die Einflußgrößen des Fließvermögens von Metallschmelzen, nach [147] 35
- Abbildung 2-18:** a) Veranschaulichung der linearen Viskosität nach dem Zwei-Platten-Modell, nach [151], b) Viskositätseigenschaften newtonsche Fluide, nach [151]..... 36
- Abbildung 2-19:** a) Verlauf der Viskosität einer strukturviskosen Substanz unter variabler Scherungsbeanspruchung, nach [149] und b) schergeschwindigkeitabhängige Viskosität von AMCs mit 20 und 30 Vol.-% SiC-Partikelverstärkung, nach [36]..... 37

Abbildung 2-20: Definition des effektiven Partikelvolumenanteils bei Agglomeraten; Summe des realen Volumenanteils der Partikel und der eingeschlossenen oder anhaftenden (immobilisierten) flüssigen Phase, nach [149].....	39
Abbildung 2-21: <i>Einfluss von Grenzflächenreaktionsprodukten auf das Fließvermögen von Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffen, nach [33]</i>	40
Abbildung 2-22: die Korngröße einer AlMg ₁ SiCu-Matrix im Vergleich mit einem 10 und einem 20 % SiC-AMC _P , nach[24]	41
Abbildung 2-23: Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit respektive des SDAS auf die Partikelverteilung, nach [158]	43
Abbildung 2-24: Porosität in partikelverstärkten AMC: a) Gasporen, b) Blaslunker, c) Mikrolunker an Partikeln, nach [9].....	44
Abbildung 3-1: Übersicht der MMC Prozessrouten, nach [56].....	46
Abbildung 3-2: Gemisch aus metallischem und keramischem Pulver, a) Sekundärelektronen Bild und b) Rückstreuielektronenbild [24]	47
Abbildung 3-3: a) Hochenergie Kugelmahlen in Kugelmühle, nach [163], b) Feld-Aktiviertes Sintern, nach [164]	48
Abbildung 3-4: Übersicht schmelzmetallurgische Verfahren, nach [64].....	49
Abbildung 3-5: druckloses Infiltrationsverfahren zur AMC _P Halbzeugproduktion, nach [24].....	49
Abbildung 3-6: schematische Darstellung des Squeeze-Casting Prozesses, nach [24]	50
Abbildung 3-7: a) schematische Darstellung des Sprühkompaktier-Verfahrens zur Herstellung von AMC _P und Mikrostruktur des AMC _P , b) homogene Partikelverteilung bei der Partikeleinspritzung, während die Matrix im flüssigen Zustand ist, c) Partikel an der Peripherie des Matrixtropfens, aufgrund der Partikelinjektion in die teilerstarten Matrixtopfen [24].....	51
Abbildung 3-8: schematische Darstellung des Rührgießverfahrens	52
Abbildung 3-9: Anzahl der Veröffentlichungen zum Thema Aluminium-Matrix-Verbundwerkstoffe im Zeitraum 2007-2017, nach [5]	53
Abbildung 3-10: Rührgießparamter zur Herstellung eines AMC _P in der Primärverarbeitung, nach [167]	54
Abbildung 3-11: unterschiedliche Rührergeometrien für radiale und axiale Strömung, nach [172].....	54
Abbildung 3-12: a) <i>radiale und axiale Strömung durch Röhreinwirkung, nach [173]...</i>	56

- Abbildung 3-13:** über die Schmelzbadoberfläche eingearbeitetes Gasvolumen in Abhängigkeit des Rührerabstands vom Tiegelboden (Verhältnis zur Schmelzbadhöhe)..... 57
- Abbildung 3-14:** Intensität der intermetallischen Phase Al_4C_3 in Abhängigkeit von der Behandlungsdauer und -temperatur in einem hypoeutektischen AlSi-System, nach [41]..... 58
- Abbildung 3-15:** zweistufiger Prozess mit variabler Temperaturführung, zur Steuerung von $\varphi_{Gesamt}T, t$ 60
- Abbildung 4-1:** Gießverfahren nach DIN 8580, nach [64] 64
- Abbildung 4-2:** hydromechanische Kaltkammerdruckgussmaschine [37] 66
- Abbildung 4-3:** *schematischer Ablauf des Druckgießverfahrens mit horizontaler Kaltkammer: a) einfüllen der Schmelze in die Gießkammer, b) Formfüllung durch die Bewegung des Kolbens, c) öffnen der Gießform und Zurückziehen des Kolbens, d) auswerfen des Druckgussteils, nach [176]* 67
- Abbildung 4-4:** Weg und Geschwindigkeit des Gießkolbens sowie hydraulischer Druck des Antriebszylinders in Abhängigkeit der Zeit, nach [38]..... 68
- Abbildung 4-5:** Vorlaufphase Druckgießen - Gefahr von Lufteinschlüssen; a) Bildung einer Stauwelle, b) $v_k = v_{kritisch}$ bei konstanter Beschleunigung, c) Bildung einer Überschlagswelle, nach [30, 38]..... 69
- Abbildung 4-6:** Formfüllung: Grundsätzlich werden zwei Arten unterschieden, welche als Rücklauffüllung (Staufüllung) und Vorwärtsfüllung bezeichnet werden, nach [30]..... 69
- Abbildung 4-7:** *schematische Darstellung einer Variante des mehrstufigen Vakuum-Druckgießverfahrens, nach [38]* 72
- Abbildung 4-8:** gießverfahrensabhängiger Gasgehalt, nach [64] 72
- Abbildung 4-9:** Strömungsgeschwindigkeit flüssiger Druckgusslegierungen, nach [181]..... 73
- Abbildung 4-10:** das Druckgießwerkzeug: a) beide Formhälften mit Gussteil [182], b) Komplexität eines Druckgießwerkzeuges für die Anlageninstallation [183] 74
- Abbildung 6-1:** technische Zeichnung des Schrägblattrührers [Maße in mm]..... 77
- Abbildung 6-2:** schematische Darstellung Rührgießversuchstand; a) Außenansicht, b) Schnittansicht 78

Abbildung 6-3: Korngrößenverteilung des verwendeten SiC-Pulvers (F500)	80
Abbildung 6-4: Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen des verwendeten SiC-Pulvers (F500).....	80
Abbildung 6-5: Schmelzetemperatur-Zeit-Verlauf der AMC _P -Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren	81
Abbildung 6-6: a) Eindruck des Rührgießversuchsstands, b) SiC-Partikelförderung (Körnung F500) bei 50 g/min, c) abgießen der AMC _P -Halbzeuge in Massel	82
Abbildung 6-7: Schmelzbadoberfläche während der AMC _P -Halbzeugproduktion mit 1000 u/min, a) zu Beginn der Partikelzufuhr, b) bei 25 Vol.-% SiC _P (über mehrere Sekunden beständige Strömungslinien – rote Pfeile)	82
Abbildung 7-1: Konstruktionszeichnung der Dauerform für das Schwerkraftkokillengießen	84
Abbildung 7-2: a) aufschmelzen der AMC _P -Halbzeuge unter Schutzgas und mit mechanischem Rühren, b) Formhälfte der Kokille mit Arbeitsschichte, c) gießen der 30Vol.-% AMC _P -Schmelze im SKKG (1. Abguss).....	85
Abbildung 7-3: Druckgießanlage: a) Vakuumentlüftung und Hydraulik zur Bewegung des Gießstempels, b) Kühlkreislauf der Formhälften und Hydraulik der beweglichen Formhälfte.....	86
Abbildung 7-4: a) bewegliche Gießformhälfte, b) gerendertes Druckgussteil mit Anschnitt und Überläufen.....	87
Abbildung 7-5: HPDC-Gießzyklus: a) aufschmelzen der AMC _P -Halbzeuge unter Schutzgas und Rührwirkung, b) auftragen von Formtrennmittel durch sprühen per Handdosierung, c) Überführung der Schmelze in die Gießkelle durch umschöpfen, d) manuelle Befüllung der Gießkammer	89
Abbildung 7-6: Schliffprobenentnahme für die Gefügeuntersuchung: a) am Schwerkraftkokillengussteil, b) am Druckgussteil.....	89
Abbildung 7-7: schematische Anordnung der analysierten Teilbilder nach dem Linienschnittverfahren zur Bestimmung des Benetzungsgrads.....	91
Abbildung 7-8: AMC _P -Gussteile aus dem Schwerkraftkokillengießverfahren: a) SKKG 20 Vol.-% SiC _P , b) SKKG 30 Vol.-% SiC _P	92
Abbildung 7-9: lichtmikroskopische Schliffbilder (weiße Pfeile: Blaslunker, weiß gestrichelt: eingekapselte Agglomerate): a) SKKG 20 Vol.-% SiC _P , b) SKKG 30 Vol.-% SiC _P	93

- Abbildung 7-10:** AMC_P-Gussteile aus dem Druckgießverfahren: a) HPDC 20 Vol.-% SiC_P, b) HPDC 30 Vol.-% SiC_P..... 94
- Abbildung 7-11:** Beschaffenheit der festen Formhälfte nach dem Abguss eines 30 Vol.-% SiC_P AMC..... 95
- Abbildung 7-12:** lichtmikroskopische Schliffbilder (rote Pfeile: Mikrolunker): a) HPDC 20 Vol.-% SiC_P, b) HPDC 30 Vol.-% SiC_P..... 96
- Abbildung 8-1:** schematischer Aufbau der passiven Oxidation im Drehrohrofen 100
- Abbildung 8-2:** a) Batchzylinder mit radial zulaufenden Hubschaufeln, b) Ofeneinlaufkopf mit radialer Thermolanze, c) Batchzylinder nach Befüllung, d) Gesamtansicht des Drehrohrofens..... 101
- Abbildung 8-3:** a) Ofenauslaufseite während der passiven Oxidation mit Deckel, Distanzstück und Batchzylinder, b) Innenraum des auf 1050 °C erwärmten Batchzylinders mit Thermoelement..... 102
- Abbildung 8-4:** Transmissionselektronenmikroskop-Aufnahme eines passiv oxidierten SiC-Partikels mit SiO₂-Schicht..... 103
- Abbildung 8-5:** Korngrößenverteilung des oxidierten SiC-pulvers im Vergleich zum unbehandelten SiC-Pulver (F500)..... 103
- Abbildung 8-6:** Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen des oxidierten SiC-Pulvers (F500)..... 104
- Abbildung 8-7:** Ultraschallbehandlung der AMC_P-Halbzeuge: a) Ultraschallwandler und Sonotrode (konzentrisch über dem Tiegel) an höhenverstellbarer Vorrichtung, b) Ultraschallsonotrode innerhalb der AMC_P-Schmelze, c) Steuereinheit der Höhenverstellung (links) und Ultraschall-Generator (rechts) 105
- Abbildung 8-8:** Schmelztemperatur-Zeit-Verlauf der AMC_P-Halbzeugproduktion im Rührgießverfahren; mit und ohne anschließende Ultraschallbehandlung 106
- Abbildung 8-9:** Probenentnahme der Druckgussteile: Metallographieprobe (rot), Biegeproben (gelb), Härteprobe (grün) und Verschleißprobe (blau): a) Perspektive, b) Draufsicht 107
- Abbildung 8-10:** Einordnung der Variable σ_{ref} : Anordnung der Partikel 108
- Abbildung 8-11:** 30 Vol.-% AMC_P-Schliffbild mit MATLAB gerendert; Einfärbung der 100 Teilbilder nach σ_{ref} (logarithmisch aufgetragen), Partikel weiß eingefärbt..... 109

- Abbildung 8-12:** Einordnung der Variable ΔN_{achbar} : a) Ermittlung des nächstgelegenen Nachbar für jeden Partikel, b) mittlerer Partikelabstand bei idealer Partikelverteilung 109
- Abbildung 8-13:** Anordnung der 5 Härtemessungen je Härteprobe 110
- Abbildung 8-14:** Versuchsaufbau der tribologischen Verschleißmessungen (Pin-on-Disk)..... 112
- Abbildung 8-15:** Gefügebildaufnahme der Versuchsreihe 1.4 (30 Vol.-% SiC_P)..... 113
- Abbildung 8-16:** Gefügebildaufnahme der Versuchsreihe 2.1. (30 Vol.-% SiC_P- oxidiert).. 114
- Abbildung 8-17:** Gefügebildaufnahme der Versuchsreihe 2.2. (30 Vol.-% SiC_P– ultraschallbehandelt) 114
- Abbildung 8-18:** Gefügebildaufnahme der Versuchsreihe 2.3. (30 Vol.-% SiC_P– oxidiert und ultraschallbehandelt)..... 115
- Abbildung 8-19:** grafische Darstellung der Partikelverteilung nach σ_{ref} und ΔN_{achbar} 116
- Abbildung 8-20:** grafische Darstellung der Biegefestigkeit bzw. der Randfaserdehnung in Abhängigkeit der Prozessroute (Versuchsreihe 2 und 1.4.)..... 117
- Abbildung 8-21:** Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen der Bruchflächen aus dem Drei-Punkt-Biegeversuch: a) Versuchsreihe 1.4. (30 Vol.-% SiC_P), b) Versuchsreihe 2.1. (30 Vol.-% SiC_P- oxidiert), c) Versuchsreihe 2.2. (30 Vol.-% SiC_P- ultraschallbehandelt), d) Versuchsreihe 2.3. (30 Vol.-% SiC_P– oxidiert und ultraschallbehandelt)..... 119
- Abbildung 8-22:** grafische Darstellung der Makrohrate HV30 in Abhängigkeit der Prozessroute (Versuchsreihe 1.4. und 2)..... 119
- Abbildung 8-23:** grafische Darstellung des Verschleißwiderstandes in Abhängigkeit der Prozessroute (Versuchsreihe 1.4. und 2) 120
- Abbildung 8-24:** Oberfläche der AMC_P-Pins der Pin-on-Disk Untersuchung: a) Versuchsreihe 1.4. (30 Vol.-% SiC_P), b) Versuchsreihe 2.1. (30 Vol.-% SiC_P- oxidiert), c) Versuchsreihe 2.2. (30 Vol.-% SiC_P- ultraschallbehandelt), d) Versuchsreihe 2.3. (30 Vol.-% SiC_P– oxidiert und ultraschallbehandelt). 121
- Abbildung 9-1:** Grafische Zusammenfassung der normierten experimentellen Ergebnisse aus den Versuchsreihen 1.4. und 2 (1 - schlecht bis 10 - sehr gut) 122
- Abbildung 9-2:** Auswirkung einer AMC_P Schmelze mit Grenzflächenreaktionsprodukten: a) Materialanhäufung nach dem

manuellen Einfüllen des Materials, b) Auswurf der AMCP-Schmelze aus Gießkammer durch Kolbenbewegung	125
Abbildung 11-1: Simulationsstudie: Einfluss der Rührergeometrie auf die Strömungsbedingungen/ Scherkräfte innerhalb der Schmelze.....	133
Abbildung 11-2: Einordnung des hydroerosiven Verschleiß mit den wirkenden Mechanismen, nach [188]	135
Abbildung 11-3: schematische Darstellung einer potentiellen Untersuchung der hydroerosiven Verschleißwirkung einer AMCP-Schmelze auf Warmarbeitsstähle im Verschleißtopfverfahren.....	136
Abbildung A-1: schematischer Versuchsaufbau zur Bestimmung des Massestroms sowie der Partikeltemperatur	172
Abbildung B-1: Gießkurve– AMCP-30Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.3.).....	175
Abbildung B-2: Gießkurve– AMCP-30Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.4.).....	176
Abbildung B-3: Gießkurve– AMCP-30Vol.-% oxidierte SiCP (Versuchsreihe 2.1.).....	177
Abbildung B-4: Gießkurve– AMCP-30Vol.-% SiCP ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.2.).....	178
Abbildung B-5: Gießkurve– AMCP-30Vol.-% oxidierte SiCP und ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.3.)	179

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Art, Aspektverhältnis, Durchmesser und Werkstoffe typischer Verstärkungsphasen in Metall-Matrix-Verbundwerkstoffen [24, 64].....	10
Tabelle 2-2: Eigenschaften unterschiedlicher Materialien für eine Partikelverstärkung von Metallen [1, 23, 26]	12
Tabelle 2-3: Grenzflächenreaktionsprodukte einiger wichtiger MMCs [107]	23
Tabelle 3-1: eine vergleichende Bewertung der Verfahren zur Herstellung von AMC _P [25–27]	62
Tabelle 6-1: Masse von Al-Matrix und SiC-Verstärkung je Charge	79
Tabelle 6-2: chemische Zusammensetzung der AlSi10MnMg Matrixlegierung (mit Al50/Mg50 und AlTi5B1 Masteralloys) [Gew.-%].....	79
Tabelle 7-1: Versuchsübersicht zur Sekundärverarbeitung von AMC _P -Halbzeugen im SKKG	84
Tabelle 7-2: Versuchsübersicht zur Sekundärverarbeitung von AMC _P -Halbzeugen im HPDC.....	88
Tabelle 7-3: wesentliche Parameter des Druckgießprozess zur Verarbeitung der AMC _P -Halbzeuge	88
Tabelle 7-4: Füllniveau der AMC _P -Schwerkraftkokillengussteile	92
Tabelle 7-5: Porosität und Benetzungsgrad der Schwerkraftkokillengussteile aus Versuchsreihe 1.....	92
Tabelle 7-6: Porosität und Benetzungsgrad der Druckgussteile aus Versuchsreihe 1..	95
Tabelle 8-1: Versuchsübersicht: Einfluss der passiven Oxidation sowie der Ultraschallbehandlung der AMC _P -Schmelze auf die Qualität der AMC _P -Druckgussteile.....	99
Tabelle 8-2: Parameter und Kennwerte der passiven Oxidation von SiC-Partikeln im Drehrohrofen.....	101

Tabelle 8-3: Parameter für die Ultraschallbehandlung der AMCP-Halbzeuge.....	106
Tabelle 8-4: Parameter der tribologischen Verschleißmessung (Pin-on-Disk).....	112
Tabelle 8-5: Porosität und Benetzungsgrad der Druckgussteile aus Versuchsreihe 1.4. und 2.....	113
Tabelle 8-6: Messwerte der Drei-Punkt-Biegeversuche.....	117
Tabelle 9-1: Bewertungsmatrix - Summe der normierten Einzelwerte.....	123
Tabelle A-1: Pulvertemperatur und Massestrom des unbehandelten SiC-Pulvers (F500).....	173
Tabelle A-2: Pulvertemperatur und Massestrom des oxidierten SiC-Pulvers (F500)...	173
Tabelle B-1: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-20Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.3.).....	175
Tabelle B-2: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.4.).....	176
Tabelle B-3: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% oxidierte SiCP (Versuchsreihe 2.1.).....	177
Tabelle B-4: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% SiCP ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.2.).....	178
Tabelle B-5: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% oxidierte SiCP und ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.3.).....	179

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
Al	Aluminium
Al ₄ C ₃	Aluminiumkarbid
Al ₃ FeSi	intermetallische Aluminium-Eisen-Silizium β -Phase
Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	intermetallische Aluminium-Eisen-Mangan-Silizium α -Phase
Al(OH) ₃	Aluminiumhydroxid
AlN	Aluminiumnitrid
Al ₂ O ₃	Aluminiumoxid
AlTi ₅ B1	Aluminium-Titan-Bor Vorlegierung
Al ₂ TiO ₅	Aluminiumtitanat
B	Bor
B ₄ C	Borkarbid
BN	Bornitrid
AMC	Aluminium-Matrix-Composite
AMC _P	partikelverstärkter Aluminium-Matrix-Composite
C	Kohlenstoff
CO	Kohlenstoffmonoxid
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
CTE	Wärmeausdehnungskoeffizienten
CVD	chemische Gasphasenabscheidung
Cu	Kupfer
ESK	Elektroschmelze Kempton-Verfahren
Fe	Eisen

Abkürzung	Bedeutung
H ₂ O	Wasser
H ₃ PO ₄	Phosphorsäure
HPDC	high pressure die casting
Mg	Magnesium
MgAl ₂ O ₄	Magnesiumspinnell
MgO	Magnesiumoxid
MMC	Metall-Matrix-Composite
MMC _P	partikelverstärkter Metall-Matrix-Composite
Mn	Mangan
N ₂	Stickstoff
NaOH	Natriumhydroxid
NbTi	Niob-Titan
Nb ₃ Sn	Niobzinn
Ni	Nickel
NiAl ₃	Nickel-Aluminid
O ₂	Sauerstoff
PIV	Particle Image Velocimetry
PM _{GA}	Partikel-Matrix-Grenzfläche
PVD	physikalische Gasphasenabscheidung
Re	Reynoldszahl
r _n	Normalradius Gasblase
Si	Silizium
SiC	Siliziumkarbid
SiC _P	Siliziumkarbid in Partikelform
Si ₃ N ₄	Siliziumnitrid
SiO ₂	Siliziumdioxid

Abkürzung	Bedeutung
SKKG	Schwerkraftkokillengießen
Ti	Titan
TiB ₂	Titandiborid
TiC	Titankarbid
TiO ₂	Titandioxid
Ti ₅ Si ₃	Titansilizid
UST	Ultraschall-Behandlung, engl. Ultrasonic Treatment
Vol.-%	Volumenprozent
<i>VP_{effektiv}</i>	effektive Partikelvolumenanteil
W	Wolfram
Wa	Adhäsionsarbeit
WAS	Warmarbeitsstahl
WC	Wolframkarbid
wt.-%	Gewichtsprozent
Y ₂ O ₃	Yttriumoxid
Zn	Zink
ZrAl ₃	Zirkon-Aluminid
ZrO ₂	Zirkonoxid

Formelzeichen und Symbole

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
A	m ²	Fläche
A _P	μm ²	Partikeloberfläche
b		Burgers-Vektor der Matrixlegierung
b _b	mm	Breite der Biegeproben
b _h	mm	Höhe der Biegeproben
C _P	J g ^{°C} ⁻¹	spezifische Wärme der flüssigen Legierungen
D	μm	Dicke der Grenzflächen-Reaktionszone
D _R	mm	Durchmesser des Schrägblattrührers
D _T	mm	Durchmesser des Tiegels
d	cm	Dicke der Spiralprobe
d _A	μm	mittlerer Agglomeratdurchmesser
d _K	μm	mittlerer Korndurchmesser
d _p	μm	mittlerer Partikeldurchmesser
F	N	Kraft
F _{Scher}	N	Scherkraft F_{Scher} an der Partikel-Matrix-Grenzfläche
G _M	Pa	Schermodul der Matrix
h	W cm ² °C ⁻¹	Wärmeübergangskoeffizient zwischen Kokille und Metall
K		Korngrenzenwiderstand
K _M	W cm ^{°C} ⁻¹	Wärmeleitfähigkeit der Kokille
k _{MO}		Metzner-Otto-Konstante
L _F	mm	Fließlänge

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
l_v	mm	Abstand der Auflager des Drei-Punkt-Biegeversuchs
N		Anzahl
\bar{N}		mittlere Partikelanzahl je Teilbild
N_i		Index Teilbilder
N_{Partikel}		Gesamtanzahl der detektierten Partikel
n	rad	Drehzahl
n_i		Partikelanzahl je Benetzungsklasse
nn_i		Index Partikelabstand zum nächstgelegenen Partikel
\bar{nn}		Mittlerwert Partikelabstand zum nächstgelegenen Partikel
P_A	μm	mittlerer Teilchen- bzw. Partikelabstand
p	Pa	Strömungsdruck
v	cm s^{-1}	Fließgeschwindigkeit der Schmelze
V_r	m^3	Volumenanteil der Verstärkungsphase
V_P	m^3	Volumenanteil der Partikel
v_P	cm s^{-1}	Sinkgeschwindigkeit der Partikel
v_S	cm s^{-1}	Stokes Geschwindigkeit
α		Konstante
α_K	$\text{m}^2 \text{s}^{-1}$	Temperaturleitfähigkeit der Kokille
$\dot{\gamma}$	s^{-1}	Schergeschwindigkeit
$\dot{\gamma}_{\text{eff}}$	s^{-1}	effektive Scherrate
γ_{SV}	J m^{-2}	Grenzflächenenergi zwischen fest/ gas
γ_{SL}	J m^{-2}	Grenzflächenenergi zwischen fest/ flüssig
γ_{LV}	J m^{-2}	Grenzflächenenergi zwischen flüssig/ gas
Δ_{CTE}		Differenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten
ΔQ	kJ mol^{-1}	Aktivierungsenergie der Phasenumwandlung

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
ΔH	J g^{-1}	Schmelzwärme der Legierung
Δ_{Nachbar}		Variable der Partikelverteilung: Agglomerationsneigung der Partikel
ΔT	$^{\circ}\text{C}$	Überhitzung
Δx	cm	Länge der Zone an der Spitze des fließenden Stroms, in der es zu einer Drosselung kommt
Δ_{ideal}		mittlerer Abstand der Partikel bei idealer Verteilung
Δ_z	mm	gemessene Durchbiegung der Biegeprobe
ρ_c	kg m^{-3}	Dichte des Verbundwerkstoffes
ρ_{CTE}		Dichte der Versetzungen in der Matrix
ρ_m	kg m^{-3}	Dichte des Matrixmaterials
ρ_f	kg m^{-3}	Dichte der Druckgusslegierung
ρ_r	kg m^{-3}	Dichte der Verstärkungsphase
σ_B	MPa	Biegespannung
σ_{CTE}	MPa	Zunahme der Streckgrenze in Folge von Spannungen aus den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten
σ_{KF}	MPa	Zunahme der Streckgrenze in Folge der Kornfeinung
σ_{Last}	MPa	Festigkeitsbeitrag, der aufgrund der höheren Festigkeit der Verstärkungsphase bei guter Einbindung in die Matrix entsteht
σ_{Matrix}	MPa	Streckgrenze der Matrixlegierung
σ_0	MPa	Zunahme der Streckgrenze in Folge des Orowan Mechanismus
$\sigma_{\Delta E\text{-Modul}}$	MPa	Eigenstressungen, durch unterschiedliche Elastizitätsmodule in Umformprozessen
σ_{ref}		Variable der Partikelverteilung: Anordnung der Partikel

Symbol	SI-Einheit	Bedeutung
ε_B		Randfaserdehnung
η	Pa s	dynamische Viskosität
η_M	Pa s	dynamische Viskosität der Matrix
θ	rad	Kontaktwinkel
τ	Pa	Schubspannung
φ		Festphasenanteil
$\varphi_{effektiv}(T, t)$		temperatur- und zeitabhängiger effektiver Festphasenanteil
$\varphi_{Matrix}(T)$		temperaturabhängiger Festphasenanteil der Aluminiummatrix
$\varphi_{Partikel}(t)$		zeitabhängiger Partikelanteil der Verstärkung
μ_V	g cms ⁻¹	scheinbare Viskosität der Verbundwerkstoff-Schmelze
μ_M	g cms ⁻¹	Viskosität der Flüssigkeit ohne Feststoffanteile
ξ		Partikelaspektverhältnis
$\Psi_{Benetzung}$		mittlerer Benetzungsgrad

A. Bestimmung des Massestroms sowie der Temperatur der SiC_P für die Schüttrinne

Für die Messungen der Partikeltemperatur und des Massestroms wurde die Abdeckung der Partikelzufuhreinheit abgenommen. Die Schüttrinne wurde bei 800 °C für 30 min vorgeheizt. Unterhalb des Trichters wurde ein Gefäß positioniert, das auf einer Waage platziert wurde. Die Pulvertemperatur wurde nun mit Hilfe von zwei Thermoelementen Typ-K mit einem Manteldurchmesser von 1,5 mm bestimmt. Hierzu wurde ein Thermoelement unmittelbar unter dem Trichter, am Auslass, positioniert. Das zweite Thermoelement wurde in dem Gefäß positioniert. Zusätzlich wurde mit einer Wärmebildkamera während der Partikelförderung der Versuchsaufbau aufgezeichnet. Der Versuchsaufbau kann der entnommen werden.

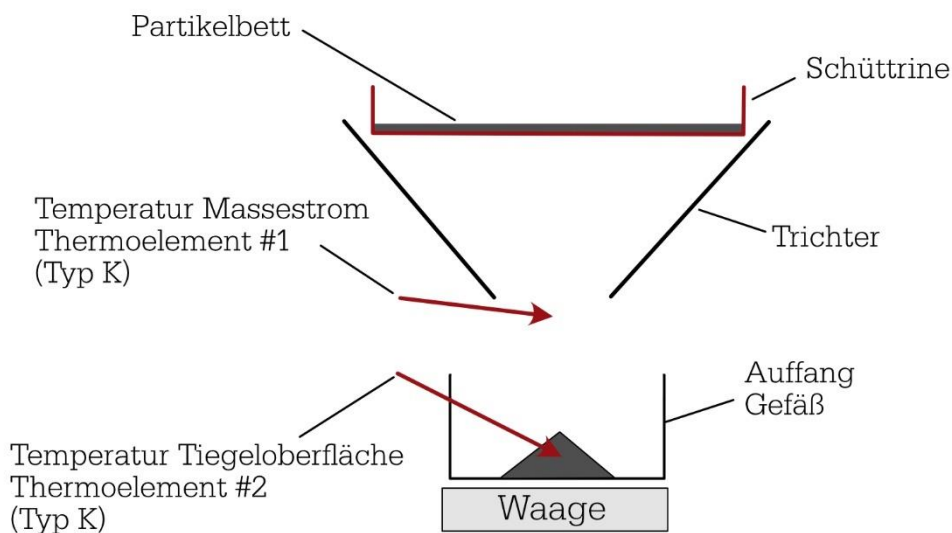


Abbildung A-1: schematischer Versuchsaufbau zur Bestimmung des Massestroms sowie der Partikeltemperatur

Zu Beginn jeder Messung wurde der Partikeltrichter mit 1000 g SiC -Partikeln (F500 bzw. oxidiertes F500) befüllt. Die Massestrom-Messungen wurden jeweils 1 Minuten durchgeführt. Anschließend wurde neues Pulver im Partikelbehälter auf 1000 g aufgefüllt. Die Messungen wurden insgesamt 6-mal wiederholt.

Tabelle A-1: Pulvertemperatur und Massestrom des unbehandelten SiC-Pulvers (F500)

	Nr.	Pulvertemperatur im Tiegel [°C]	Pulvertemperatur am Auslass [°C]	Ermittelter Massestrom [g/min]
SiC F500-DW	1	185	204	53
Potentiometer: 2,8	2	173	188	55
Förderzeit: 1 min	3	176	194	48
Regler: 800°C	4	180	198	49
Trichterfüllung:1 kg	5	165	180	45
	6	171	192	52

Tabelle A-2: Pulvertemperatur und Massestrom des oxidierten SiC-Pulvers (F500)

	Nr.	Pulvertemperatur im Tiegel [°C]	Pulvertemperatur am Auslass [°C]	Ermittelter Massestrom [g/min]
SiC F500-DW	1	180	210	50
Potentiometer: 4,5	2	164	192	52
Förderzeit: 1 min	3	178	208	49
Regler: 800°C	4	185	214	55
Trichterfüllung:1 kg	5	175	204	45
	6	168	196	49

B. Gießkurven und Prozessgrößen der Versuchsreihen 1 und 2 im HPDC

In den Abbildungen B-1 bis B-5 ist für jede Versuchsreihe jeilweils eine Gießkurve exemplarisch dargestellt, die im Druckgießverfahren verarbeitet wurden. Die Tabellen B-1 bis B-5 listen detailliert die einzelnen Prozessgrößen der jeweiligen Gießversuche auf. Folgend ist die Beschreibung der Abkürzungen aufgelistet.

Abkürzung der Prozessgrößen:

V1 - Geschwindigkeit 1. Phase

US - Lage des Umschaltpunktes 2. Phase

TG - Formfüllzeit

VA - Geschwindigkeit im Anschnitt

PN - Nachdruckhöhe

PS - Spezifischer Preßdruck

SK - Sprengkraft

PXN - Nachdruck 2

V2 - Geschwindigkeit 2. Phase

H2 - Hub in der 2. Phase

DR - Dicke Preßrest

FB - Errechneter Formfüllbeginn

TN - Nachdruckaufbauzeit

TZ - Zykluszeit

H3 - Hub in der 3.Phase

SG - Gesamtweg des Gieskolbens

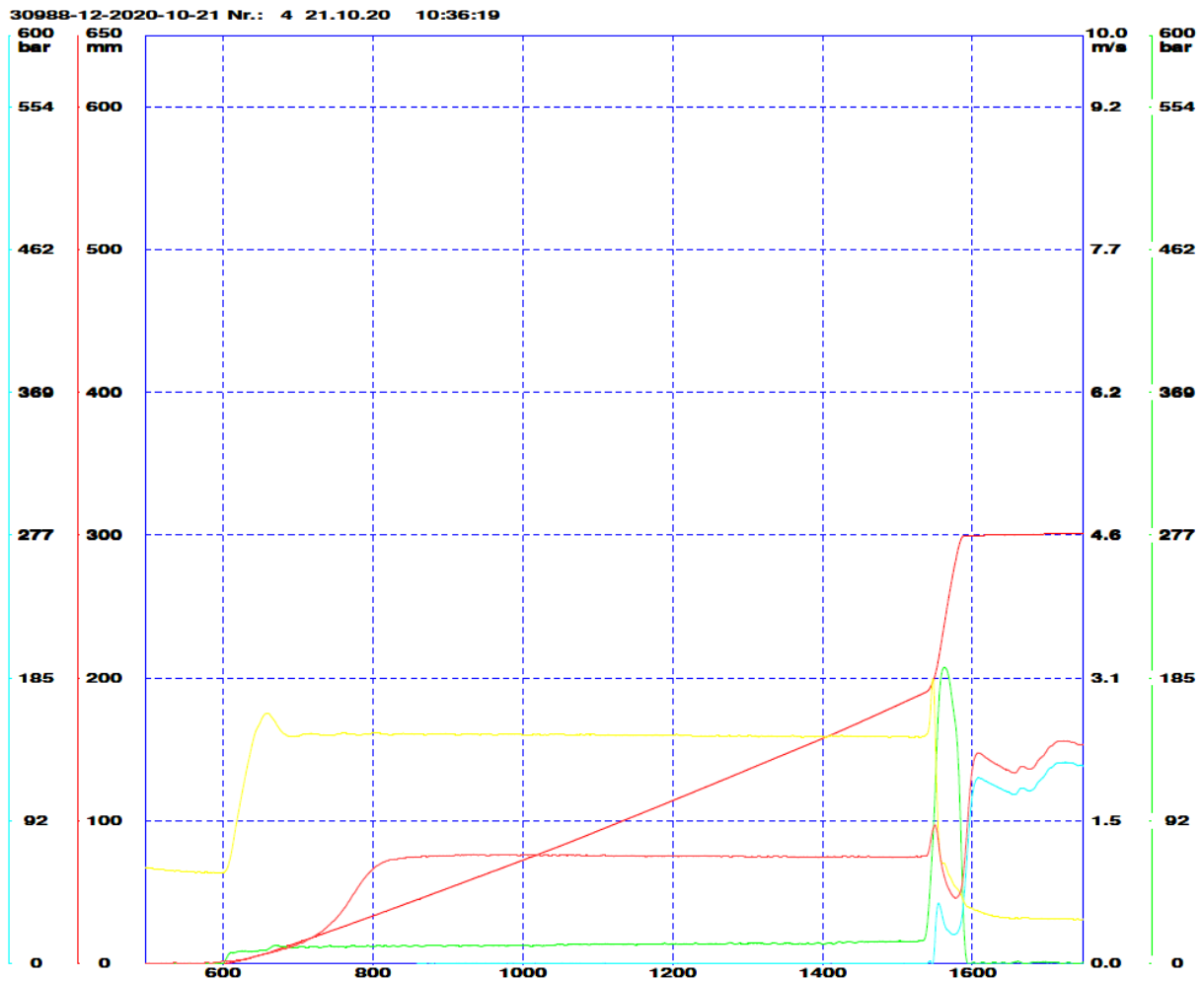


Abbildung B-1: Gießkurve- AMCP-30Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.3.)

Tabelle B-1: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-20Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.3.)

V1 [m/s]	V2 [m/s]	US [mm]	H2 [mm]	TG [ms]	DR [mm]	VA [m/s]	FB [mm]	PN [bar]	TN [ms]
0,213	2,72	189	112	37	54	25	197	135	361

PS [bar]	TZ [s]	SK [kN]	H3 [mm]	PXN [bar]	SG [mm]
872	238	3836	5	142	306

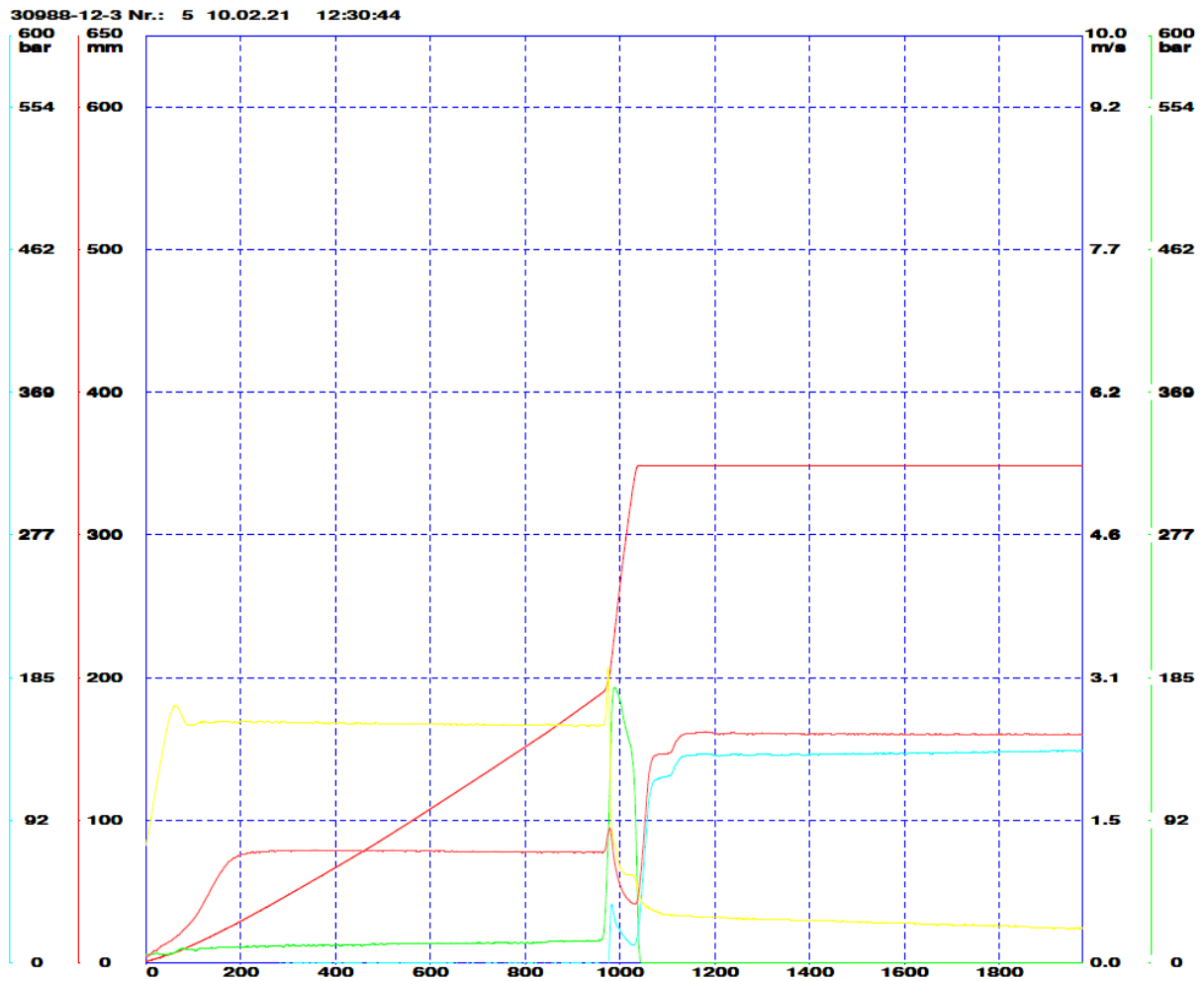


Abbildung B-2: Gießkurve- AMCP-30Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.4.)

Tabelle B-2: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% SiCP (Versuchsreihe 1.4.)

V1 [m/s]	V2 [m/s]	US [mm]	H2 [mm]	TG [ms]	DR [mm]	VA [m/s]	FB [mm]	PN [bar]	TN [ms]
0,212	2,735	188	159	38	12	23	243	138	101

PS [bar]	TZ [s]	SK [kN]	H3 [mm]	PXN [bar]	SG [mm]
887	236	3905	0	143	348

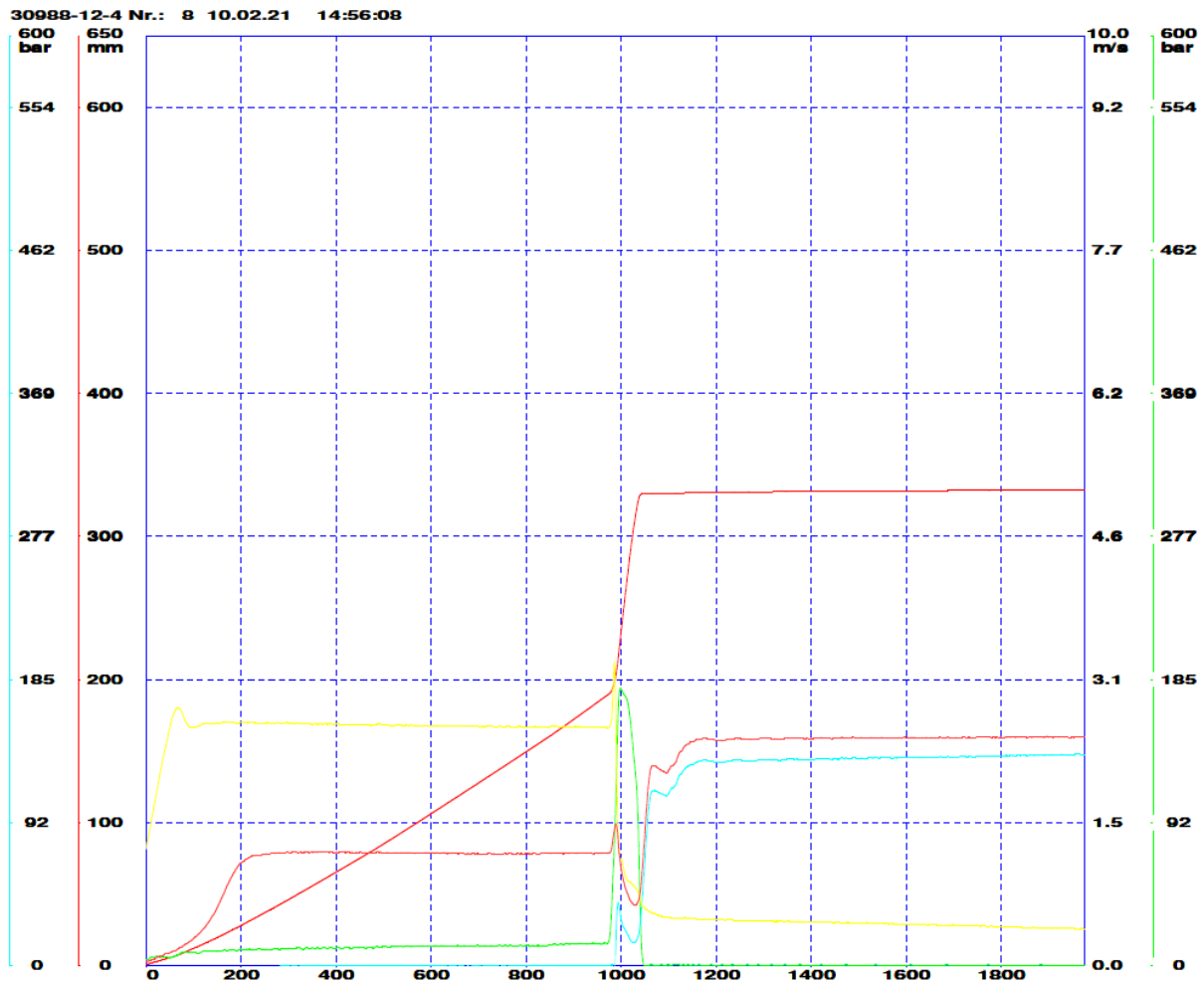


Abbildung B-3: Gießkurve – AMCP-30Vol.-% oxidierte SiCP (Versuchsreihe 2.1.)

Tabelle B-3: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% oxidierte SiCP (Versuchsreihe 2.1.)

V1 [m/s]	V2 [m/s]	US [mm]	H2 [mm]	TG [ms]	DR [mm]	VA [m/s]	FB [mm]	PN [bar]	TN [ms]
0,212	2,795	189	143	36	27	23	228	137	315

PS [bar]	TZ [s]	SK [kN]	H3 [mm]	PXN [bar]	SG [mm]
883	210	3884	1	144	333

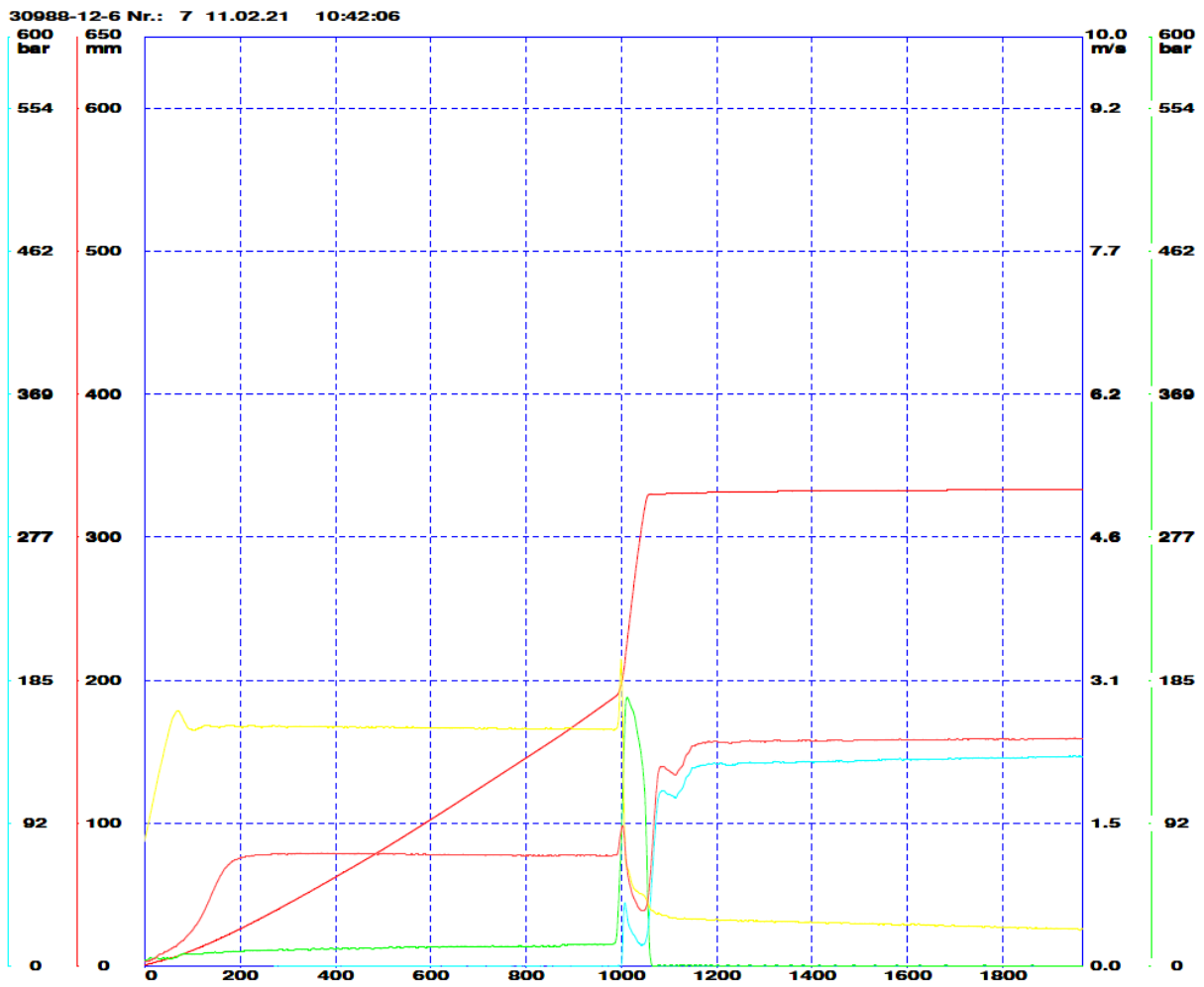


Abbildung B-4: Gießkurve– AMCP-30Vol.-% SiCP ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.2.)

Tabelle B-4: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% SiCP ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.2.)

V1 [m/s]	V2 [m/s]	US [mm]	H2 [mm]	TG [ms]	DR [mm]	VA [m/s]	FB [mm]	PN [bar]	TN [ms]
0,211	2,67	187	145	39	26	22	229	137	486

PS [bar]	TZ [s]	SK [kN]	H3 [mm]	PXN [bar]	SG [mm]
880	303	3870	1	144	334

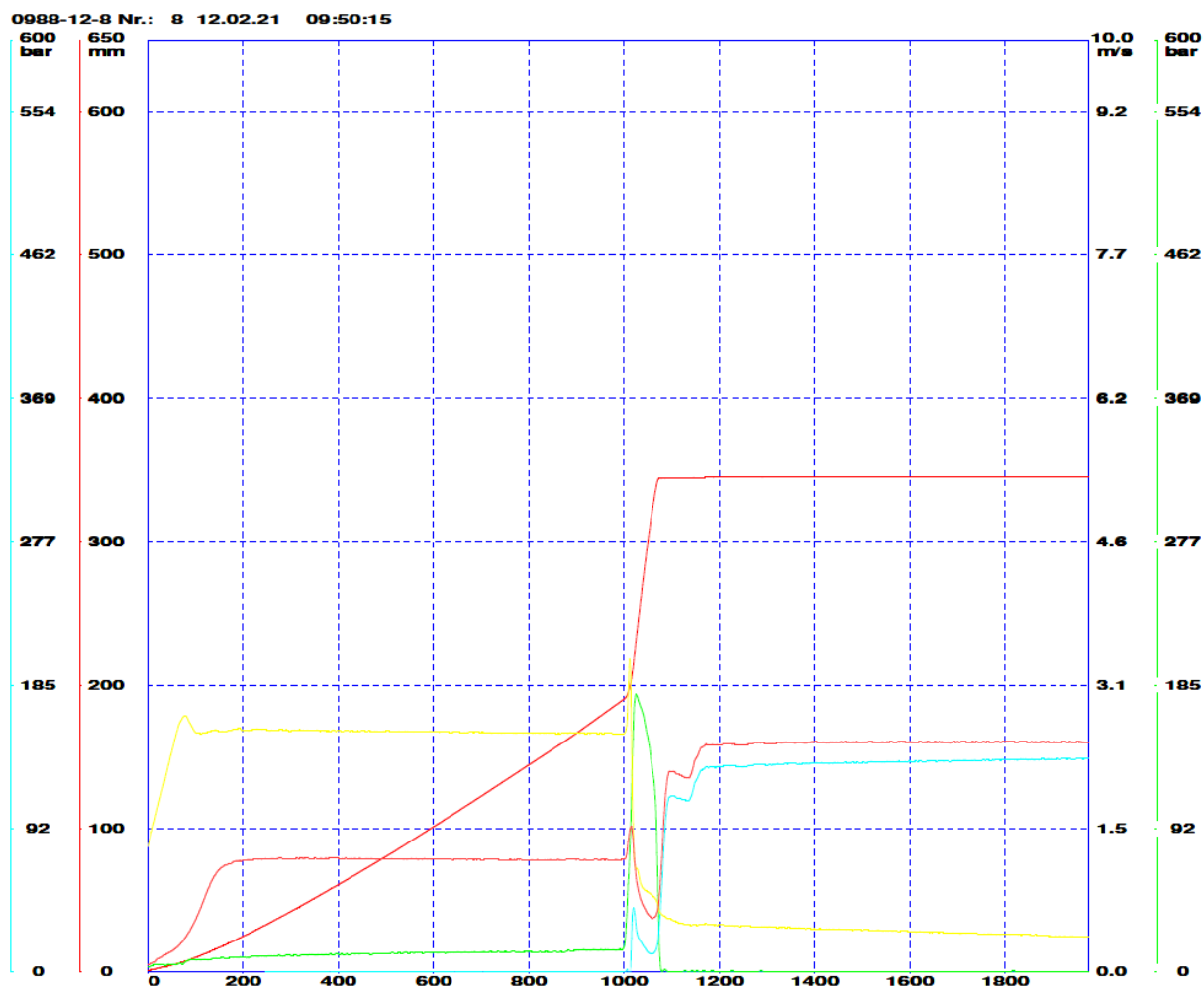


Abbildung B-5: Gießkurve – AMCP-30Vol.-% oxidierte SiC_P und ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.3.)

Tabelle B-5: Prozessgrößen Druckgießverfahren – AMCP-30Vol.-% oxidierte SiC_P und ultraschallbehandelt (Versuchsreihe 2.3.)

V1 [m/s]	V2 [m/s]	US [mm]	H2 [mm]	TG [ms]	DR [mm]	VA [m/s]	FB [mm]	PN [bar]	TN [ms]
0,212	2,707	189	156	38	15	22	241	138	271

PS [bar]	TZ [s]	SK [kN]	H3 [mm]	PXN [bar]	SG [mm]
889	166	3912	0	144	345