Projektträger für das

DLR Projektträger

Bundesministerium für Wirtschaft und Energie

INDUSTRIELLE GEMEINSCHAFTSFORSCHUNG

Schlussbericht vom 30.09.2025

zum IGF-Vorhaben 01IF22605N

Thema

Additive Fertigung hochfester Aluminiumlegierungen durch Laser-Pulver-Auftragschweißen (AluLMD)

Berichtszeitraum

01.10.2022 bis 30.04.2025

Forschungsvereinigung

Stifterverband Metalle e.V.
Wallstraße 58/59
10179 Berlin

Forschungseinrichtung(en)

BIAS - Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH
Klagenfurter Str. 5
28359 Bremen

bias

Zusammenfassung

Das Laser-Pulver-Auftragschweißen (LPA) bietet Vorteile wie eine höhere Aufbaurate als Pulverbettverfahren und einen flexibleren Werkstoffeinsatz als eine drahtbasierte additive Fertigung. Die Aluminiumlegierung EN AW-7075 bietet eine hohe spezifische Festigkeit, sodass sie für Leichtbauanwendungen in der Luftfahrt und bei Großwälzlagern in Windrädern geeignet ist. Jedoch ist die Schweißeignung der Legierung niedrig, was eine Verarbeitung durch LPA erschwert, da die Legierung eine hohe Heißrissneigung aufweist. Außerdem brennt ein Teil der festigkeitssteigenden Legierungselemente ab. Die Probleme können adressiert werden, indem der Abbrand ausgeglichen wird und das Erstarrungsgefüge gefeint wird, um die Heißrissneigung zu vermindern.

Ziel war, bislang nicht für die additive Fertigung geeignete hochfeste Aluminiumlegierungen für die additive Fertigung durch LPA verfügbar zu machen. Dazu wurden TiC-Nanopartikel als Keime in der Schmelze eingebracht, die Proben mechanisch angeregt und die abrennenden Legierungselemente Zink und Magnesium über geeignete Zulegierungspulver ergänzt.

Die Ergebnisse zeigen, dass ein Hinzufügen von TiC-Nanopartikeln über ein Vermischen der Pulver möglich ist. Ein Teil der Nanopartikel erreicht dadurch die Schmelze und wirkt als Kornfeiner. Die Korngröße kann stark vermindert werden und ein homogenes Gefüge kann erzeugt werden. Dadurch geht die Anzahl der Heißrisse deutlich zurück und die Zugfestigkeit in der Legierung EN AW-7075 kann deutlich erhöht werden. Die Porosität konnte jedoch kaum vermindert werden. Die Nanoadditivierung ermöglichte das Fertigen eines imperfektionsarmen Funktionsmusters aus der normalerweise schwer schweißbaren Legierung EN AW-7075.

Im Vergleich dazu hat die mechanische Anregung bei etwa 20 kHz nur, wenn die Verfahrrichtung parallel zur Schwingungsrichtung ist, zu einer deutlichen Kornfeinung geführt. Beim senkrechten Fall kam es nur zu einem kleinen Kornfeinungseffekt. Insgesamt blieb die Kornfeinung deutlich hinter der Nanoadditivierung zurück. Es haben sich keine Auswirkungen auf die Porosität gezeigt. Die mechanische Anregung bei etwa 20 kHz bleibt jedoch auf kleine Massen der Probe begrenzt. Eine mechanische Anregung mit 50 Hz zeigt keine Einflüsse auf das Gefüge.

Die Legierungszusammensetzung kann mit dem Ausgleich des Abbrands durch am Markt verfügbare zink- und magnesiumreiche Zulegierungspulver erhalten werden. Dabei wurde eine gleichmäßige Zusammensetzung innerhalb der Proben erreicht. In der Legierung EN AW-7075 haben die Proben, anders als ohne Zulegieren, auf die Wärmebehandlung nach T6 angesprochen und konnten die gleiche Härte wie das Substrat nach der Wärmebehandlung und das Substrat im Anlieferungszustand T641 erreichen.

Die Ergebnisse der Nanoadditivierung, der mechanischen Anregung und des Zulegierens sind für EN AW-7075 und EN AW-5083 ähnlich. Die Kombination der Einzelverfahren zeigte keine Synergieeffekte, aber lassen sich kombinieren, sodass der Abbrand der Legierungselemente und die Nanoadditivierung zur Verminderung der Heißrisse gleichzeitig ausgeführt werden kann.

Der technische Nutzen der Erkenntnisse besteht darin, dass hochfeste Aluminiumlegierungen erstmals mittels LPA mit guten mechanischen Eigenschaften, imperfektionsarm und unter Erhalt der chemischen Zusammensetzung verarbeitet werden können. Dies ermöglicht die Kombination des Leichtbaupotentials der hochfesten Legierung mit der Konstruktionsfreiheit der additiven Fertigung. Das Innovationspotential hinsichtlich einer industriellen Umsetzung wird daher als hoch bewertet.

Danksagung

Das IGF-Projekt mit der IGF-Nr.: 01IF22605N des Stifterverbandes Metalle wurde durch das Bundesministerium für Wirtschaft und Energie (BMWE) auf Grundlage eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert. Wir danken dem BMWE und der IGF für die finanzielle Förderung der durchgeführten Untersuchungen.

Die LUNOVU 835 LMD-Anlage wurde von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) – Projektnr. 434424600 („Laser-Auftragschweißen für Hochdurchsatzuntersuchungen und additive 3-D-Fertigungen komplexer Legierungen und Verbundwerkstoffe“) – gefördert.

Wir danken insbesondere den Mitgliedern des Projektbegleitenden Ausschusses (PA) für die technische Unterstützung, die Bereitstellung von Geräten und Material sowie die intensiven Diskussionen und wertvollen fachlichen Hinweise.

Besonderer Dank gilt weiterhin Anastasiya Tönjes vom Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT für die Durchführung und Interpretation von Mikrosondenuntersuchungen.

INDUSTRIELLE GEMEINSCHAFTSFORSCHUNG

Inhaltsverzeichnis

1 Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse 5

1.1 Arbeitspaket 1: Versuchsaufbau 6

1.2 Arbeitspaket 2: Ex-situ und in-situ Pulvermischung 11

1.3 Arbeitspaket 3: Nanoadditivierung 17

1.4 Arbeitspaket 4: Mechanische Anregung 22

1.5 Arbeitspaket 5: Synergien durch Kombination der Varianten 26

1.6 Arbeitspaket 6: Charakterisierung des Gefüges 29

1.7 Arbeitspaket 7: Funktionsmuster und Handlungsempfehlungen 30

2 Verwendung der Zuwendung 31

3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit 31

4 Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten 32

5 Wissenstransfer in die Wirtschaft 32

6 Durchgeführte Transfermaßnahmen 33

7 Geplante spezifische Transfermaßnahmen nach der Projektlaufzeit 35

8 Literaturverzeichnis 36

1 Durchgeführte Arbeiten und Ergebnisse

Das Laser-Pulver-Auftragschweißen wird für das Beschichten, Reparieren und für die Additive Fertigung eingesetzt. Dabei bietet es eine sehr große Werkstoffvielfalt, kann größere Bauteile als im Pulverbett fertigen und führt zu einem geringeren Wärmeintrag als Lichtbogenverfahren. Wie bei den meisten additiven Fertigungsverfahren für metallische Werkstoffe wird auch beim Laser-Pulver-Auftragschweißen der Stoffzusammenhalt durch Schmelzschweißen erzeugt. Deshalb können besonders Werkstoffe mit guter Schweißeignung imperfektionsarm verarbeitet werden. Leichtbauwerkstoffe, wie die hochfeste Aluminiumlegierung EN AW-7075, weisen jedoch oftmals eine schlechte Schweißeignung auf und können daher schwer additiv verarbeitet werden.

Aluminiumlegierungen wie EN AW-7075 verfügen über eine hohe spezifische Festigkeit und können daher besonders in Kombination mit der hohen konstruktionstechnischen Freiheit der Additiven Fertigung ein hohes Leichtbaupotential entfalten. Mögliche Anwendungsgebiete liegen im Bereich der Automobil- und Luftfahrtbranche sowie der Großwälzlager von Windanlagen (Quitter 2025).

Aber auch Aluminiumlegierungen mit guter Schweißeignung wie EN AW-5083 können während der laserbasierten Verarbeitung herausfordernd sein. Aufgrund der lokal begrenzten Wärmequelle erzeugt der Laserstrahl ein Temperaturfeld mit steilen Temperaturgradienten (Coniglio und Cross 2013). Die hohen Abkühlgeschwindigkeiten führen bei Aluminiumlegierungen und anderen Werkstoffen zu langstängeligen Dendriten, die in Baurichtung gerichtet sind. Diese Kornvergröberung und Kornausrichtung hat einen verstärkenden Einfluss auf die Poren- und Rissbildung während der Erstarrung und beeinflusst mechanische Eigenschaften wie Zugfestigkeit und Dehnung negativ (Martin et al. 2017). Verstärkt wird dieser Effekt zusätzlich durch den lagenweisen Aufbau der Additiven Fertigung, bei dem es durch die Wärmeleitung in Aufbaurichtung zu Kornwachstum über mehrere Ebenen kommt, was zu stark isotropen Eigenschaften führt (Dahmen und Göbel 2016).

Die hohen Temperaturen, die im Zentrum der Laserbestrahlung entstehen, führen dazu, dass flüchtige Legierungselemente unmittelbar verdampfen können. Dieser Vorgang wird beim LPA dadurch begünstigt, dass der Zusatzwerkstoff pulverförmig vorliegt und durch das Verhältnis von Oberfläche zu Volumen besonders schnell erhitzt wird. Bei den Legierungen der 7xxx Serie ist vor allem der Abbrand des Zinks und Magnesiums entscheidend, da die Legierung dadurch erheblich an Härte einbüßt (Singh et al. 2019). Mehrfaches Aufschmelzen beim lagenweisen Aufbau verstärkt genannte Probleme. Grundsätzlich kann der Abbrand von Legierungselementen durch gezieltes Zulegieren kompensiert werden. Eine Möglichkeit besteht in der Verwendung von kommerziellen und nicht-kommerziellen (Vor-)Legierungen mit erhöhtem Anteil der vom Abbrand betroffenen Legierungselemente. Die grundsätzliche Umsetzung konnte bereits für das Laserstrahl-Draht-Auftragschweißen nachgewiesen werden (Brice et al. 2015).

Ziel des Vorhabens ist, bislang nicht- oder schwer schweißbare hochfeste Aluminiumlegierungen für die Additive Fertigung verfügbar zu machen und konkrete Handlungsempfehlungen für Anwender des Verfahrens abzuleiten.

Der Ansatz zum Ausgleichen des Abbrands ist das gezielte Hinzufügen der flüchtigen Legierungselemente Zink und Magnesium. Eine Kornfeinung, welche Heißrisse und Poren vermindern soll, soll mit zwei unterschiedlichen Maßnahmen zur Erstarrungsbeeinflussung herbeigeführt werden: Einerseits durch das Hinzufügen von hochschmelzenden Fremdkeimen, was im Guss und in Pulverbettverfahren bereits erfolgreich war (Martin et al. 2017; Wang et al. 2012), andererseits durch die mechanische Anregung. Die Anregung

soll Dendriten brechen, sodass das Gefüge feiner und homogener wird und die beeinflusste Strömung in der Schmelze sollte das Nachführen der Schmelze zwischen Dendriten verbessern (Radel 2020; Campbell 1981). Außerdem wird untersucht, ob die kombinierte Anwendung der Maßnahmen Synergien aufweist. Zusätzlich zur Legierung EN AW-7075 wurde auf Wunsch des Projektbegleitenden Ausschusses auch die Legierung EN AW-5083 untersucht.

1.1 Arbeitspaket 1: Versuchsaufbau

Schweißanlage und Prozess

LPA-Experimente wurden mit einer LUNOVU 835 LPA-Anlage durchgeführt, die mit einer BLC CNS 37-25-Düse ausgestattet war. Die Anlage umfasste vier Scheibenförderer und zwei Vibrationsförderer. Ein Laserline LDF 4000-40 Diodenlaser mit Wellenlängen im Bereich von 960 bis 1040 nm mit einer 400 µm Lichtleitfaser wurde in Kombination mit einer Laserline OTZ-5 Zoomoptik verwendet. Der Laserspot wies ein Top-Hat-Intensitätsprofil auf.

Es wurde ein Laserspot mit einem Durchmesser von 3 mm verwendet. Die Pulverförderrate der Aluminiumlegierung betrug 9 g/min. Die wichtigsten Prozessparameter für EN AW-7075 waren eine Laserleistung von 1500 W und eine Verfahrgeschwindingkeit von 400 mm/min. Für EN AW-5083 wurde mit einer Laserleistung von 2500 W und einer Verfahrgeschwindigkeit von 800 mm/min gearbeitet. Die weiteren Prozessparameter sind der folgenden Tabelle zu entnehmen.

Tabelle 1: Prozessparameter

Prozessparameter	EN AW-7075	EN AW-5083
Laserleistung	1500 W	2500 W
Verfahrgeschwindigkeit	400 mm/min	800 mm/min
Pulverförderrate für die Aluminiumlegierung	9 g/min	9 g/min
Schutzgasstrom	8 l/min	8 l/min
Trägergasstrom	5 l/min	5 l/min
Laserspotgröße	3 mm	3 mm
Bahnabstand	2,5 mm	2,5 mm

Prozessvideos wurden mit der Kamera iX Camaras i-SPEED 727 aufgenommen. Als Lichtquelle wurden ein Beleuchtungslaser Cavitar CAVILUX HF (810 nm ± 10 nm) verwendet. Die Wellenlängen wurden 810 nm ± 30 nm befiltert.

Pulvermaterialien

Es wurden die Pulver EN AW-7075 (45 µm-106 µm) und EN AW-5083 (45 µm-106 µm) der Firma ECKA Granules Germany GmbH sowie die mechanisch hergestellten Pulver AZ91 (<100 µm) und ZnAl12 (45 µm-150 µm) der Firma NMD New Materials Development GmbH verwendet. Die chemische Zusammensetzung ist der folgenden Tabelle zu entnehmen. Die TiC-Nanopartikel (35 nm-55 nm) stammen von NANOGRAFI Nano Teknoloji A.S.

Tabelle 2: chemische Zusammensetzung der Pulver (in Massen %)

Werkstoff	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Al
EN AW-7075	5,5	2,5	1,6	0,23	0,01	Rest
EN AW-5083	-	4,4	<0,01	0,21	0,8	Rest
AZ91	0,62	Rest	-	-	0,3	9,0
ZnAl12	89,3	-	-	-	-	10,7

Eine Sauerstoffmessung im Pulvertopf eines Scheibenförderes wurde mit einem Sauerstoffsensor Bühler Technologies BA 3 select ZrOx durchgeführt. Dafür wurde vor Beginn der Förderung, während der Förderung und nach der Förderung die Sauerstoffkonzentration vermessen. Der Sensor wurde im oberen Bereich des Pulvertopfes anstatt des Rührermotors montiert.

Die Messung der Sauerstoffkonzentration im Förderer begann vor dem Fördern mit einer Konzentration von 20,9 % Sauerstoff. Mit 30 s Verzögerung zum Beginn der Förderung begann der Saustoffanteil auf 7 % nach 300 s zu fallen. 600 s nach Beginn der Förderung waren 6 % Sauerstoffanteil erreicht. Dann wurde der Förderer ausgeschaltet und 600 s nach dem Ausschalten war der Sauerstoffgehalt wieder nah am der Umgebungssauerstoffkonzentration. Dadurch dass der Sensor oben im Topf angebracht wurde die höchste Sauerstoffkonzentration im Topf gemessen, da Argon dichter als Luft ist. Der schnelle Anstieg der Sauerstoffkonzentration macht die Verwendung von reinem Magnesiumpulver unpraktikabel, da ein pyrophores Verhalten nicht ausgeschlossen werden kann. Daher wurde sich in Ansstimmung mit dem PA für AZ 91 als Zulegierungspulver entschieden, da die Zündtemperatur gemäß Sicherheitsdatenblatt bei 450 °C liegt, und damit eine sichere Handhabung gut in der Praxis umsetzbar ist. Außerdem enthält die Legierung keine Elemente, die in EN AW-7075 nicht enthalten sind, und ist am Markt als Pulver verfügbar. Für das zinkreiche Zulegierungspulver ZnAl12 wurde sich entschieden, weil es am Markt verfügbar ist, und weil es keine Legierungselemente enthält, die nicht in EN AW-7075 enthalten sind.

Das Pulver EN AW-7075 weist überwiegend eine rundliche Form auf und zeigt einige größere Satelliten mit einer Größe bis zu 20 µm sowie zahlreiche kleinere Satelliten bis zu 5 µm. Die Pulverpartikel von EN AW-5083 sind weniger sphärisch und zeigen viele große, unregelmäßig geformte Satelliten. Das Pulver ZnAl12 besitzt eine rundliche Form mit glatter Oberfläche, während das mechanisch hergestellte AZ91-Pulver scharfkantige Partikel aufweist. Zudem liegt hier ein sehr feiner Pulveranteil vor. Abbildung 1 zeigt Rasterelektronenmikroskop-Aufnahmen der verwendeten Pulver.

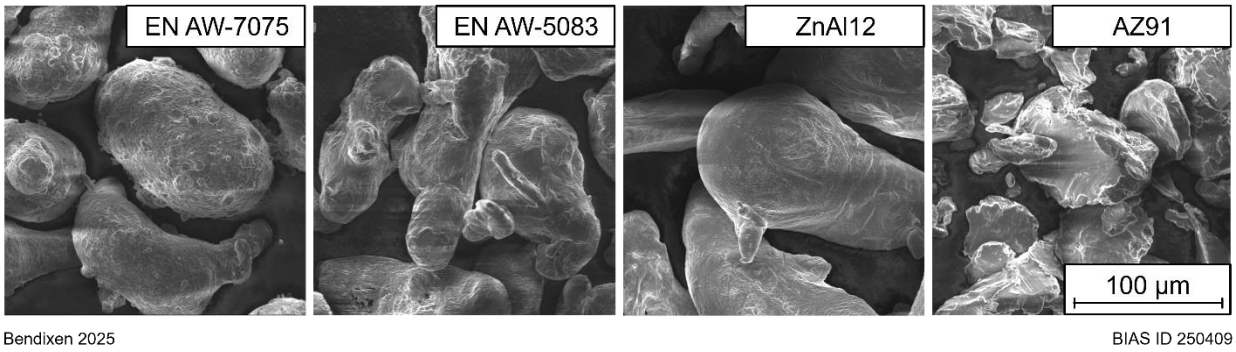

Abbildung 1: REM-Aufnahmen der eingesetzten Metallpulver

Pulvermischungen wurden durch fünfminütiges Rühren hergestellt. In Abbildung 2a-c sind Schüttungen des EN AW-7075 Pulvers, des Gemisches mit 1 Vol.-% TiC und das TiC-Nanopulver gezeigt. Beim Mischen der Legierungen mit 1 Vol.-% TiC zeigt sich für das Auge mit Ausnahme einiger TiC-Agglomerate an der Oberfläche reproduzierbar eine homogene Mischung. In Abbildung 2d wird eine REM-Aufnahme des EN AW-7075 Pulver gezeigt. Abbildung 2e zeigt die Oberfläche eines Pulverpartikels der Aluminiumlegierung, das mit Agglomeraten von TiC bedeckt ist. Das raue Erscheinungsbild der Oberfläche ist auf die Bedeckung mit kleinen TiC-Agglomeraten zurückzuführen. Die hellen Bereiche in der Bildmitte und unten rechts sind größere Agglomerate. Der hohe Bedeckungsgrad der Nanopartikel erklärt die erhöhte Absorption selbst bei einem relativ geringen Zusatz von 1 Vol.-% TiC. Die Agglomerate sind deutlich kleiner als die Oberflächenunebenheiten des Partikels oder die in Abbildung 2d gezeigten Satelliten. Das Mischen hat zu einer gleichmäßigen Bedeckung des Aluminiumpulvers mit TiC geführt. Abbildung 2f zeigt ein kleineres TiC-Agglomerat und einige Partikel.

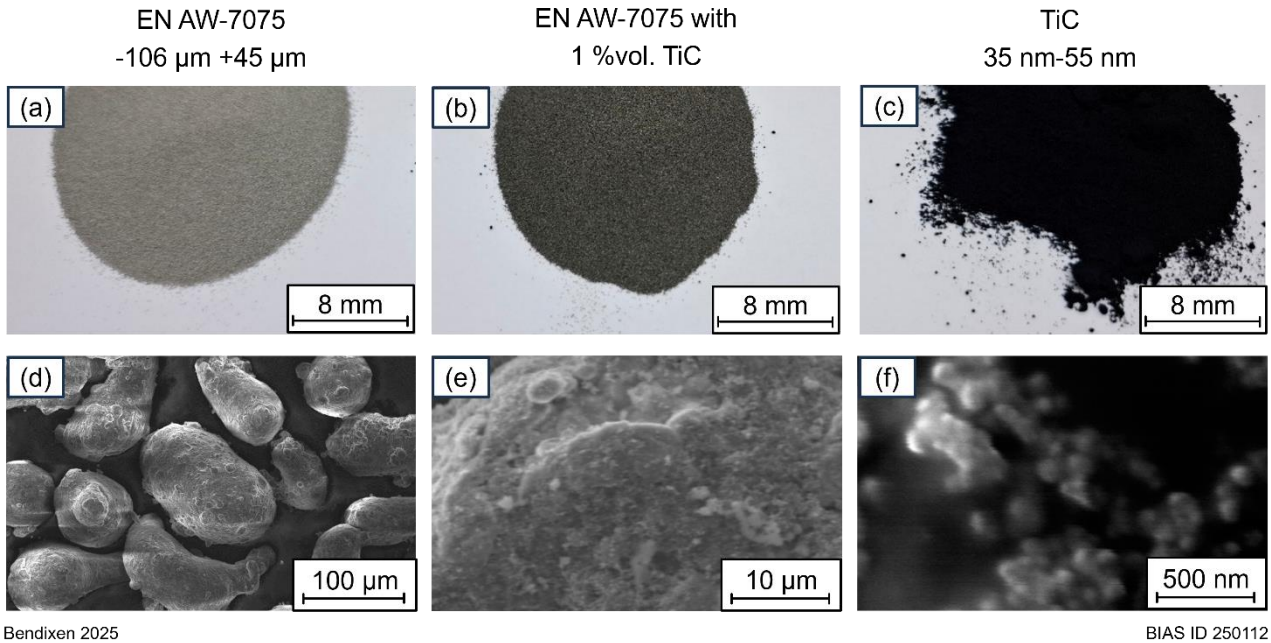

Abbildung 2: a-c) Haufen des EN AW-7075 Pulvers, des Gemisches mit TiC und das TiC-Nanopulver, die mit höherem TiC-Anteil dunkler erscheinen; d - f) zeigen REM-Bilder der Pulver

Die Fließfähigkeit der Pulver wurde in Anlehnung an die Norm EN ISO 4490:2008 charakterisiert, wobei 50 g des Pulvers durch einen Hall-Trichter mit einer Öffnung von 2,5 mm gegeben und die Zeit gemessen wurde. Das Pulver EN AW-7075 weist eine deutlich bessere Fließfähigkeit auf als EN AW-5083 (Tabelle 3). Während das rundliche und dichte ZnAl12-Pulver die kürzeste Durchlaufzeit zeigte, besitzt das mechanisch

hergestellte AZ91-Pulver nach Norm keine ausreichende Fließfähigkeit. Pulvermischungen, die AZ91 enthalten, zeigten eine geringere Fließfähigkeit als die reinen Aluminium-Pulver. Dennoch weisen die vorab gemischten Pulver ein geringeres Risiko auf, einen Pulverförderer zu verstopfen, als der Einsatz von reinem AZ91-Pulver für die in-situ-Mischung.

Tabelle 3: Durchlaufzeiten durch einen Hall-Trichter für die verwendeten Pulver

Pulver	Durchlaufzeit [s]
EN AW-7075	78,6 ± 0,5
EN AW-5083	106,2 ± 0,4
ZnAl12	46,7 ± 0,4
AZ91	Keine Fließfähigkeit nach Norm
TiC	Keine Fließfähigkeit nach Norm
EN AW-7075 + 10 % ZnAl12 + 5 % AZ91	80,5 ± 0,3
EN AW-5083 + 10 % AZ91	122 ± 1,3
EN AW-7075 + 1 Vol.-% TiC	87 ± 1,5

Als Ergebnis der Fließfähigkeitstests mit dem Hall-Trichter zeigte sich auch, dass die Pulver ohne TiC-Zusatz die kürzere Durchlaufzeiten aufwiesen. Die Zugabe von 1 Vol.-% TiC erhöhte die Durchlaufzeit des EN AW-7075 Pulvers auf 87 s ± 1,5 s. Das reine TiC-Pulver weist gemäß Norm keine Fließfähigkeit auf. Die Zugabe der Nanopartikel verursacht in der Praxis kaum zusätzliche Herausforderungen in Bezug auf die Fließfähigkeit des Pulvers.

Frühere Arbeiten, die sich mit der Fließfähigkeit von Pulvern mit sehr glatten Oberflächen in der Größe von Mikrometern befassten, bei denen Nanopartikel und deren Agglomerate über die Rauheitsspitzen hinausragen, haben eine Verbesserung der Fließfähigkeit oder eine Verringerung der Adhäsionskraft bei geringem Einfluss der chemischen Eigenschaften gezeigt. In diesem Fall bestimmen die Nanopartikel den Radius der Rauigkeit, der das benachbarte Partikel berührt, sowie den Abstand zum benachbarten Partikel. Aufgrund des Einflusses des Rührens variierten diese Effekte in ihrer Intensität durch Agglomeration, jedoch ohne Verringerung der Fließfähigkeit oder Erhöhung der Adhäsionskraft (Meyer und Zimmermann 2004; Gärtner et al. 2021). Im Gegensatz dazu nahm die Fließfähigkeit eines weniger sphärischen Pulvers mit Satelliten bei steigenden Nanopartikelgehalten ab (Hentschel et al. 2024).

Die leichte Verschlechterung der Fließfähigkeit durch die Zugabe von TiC-Nanopartikeln stimmt mit den Beobachtungen der Arbeit von (Hentschel et al. 2024) überein. Zudem tritt eine höhere Anzahl nicht-sphärischer Partikel und Satelliten auf den Partikeloberflächen auf. Der Grund könnte darin liegen, dass die unebene Oberfläche der Mikropartikel den Einfluss der Nanopartikel als Abstandshalter mit geringer Kontaktfläche und kleinem Radius reduziert, da ein hoher Anteil der Nanopartikel und ihrer Agglomerate nicht über die Satelliten auf der Partikeloberfläche hinausragt.

Einkopplung und Absorption

Die Absorption des EN AW-7075 Pulvers, des TiC-Nanopulvers und des Gemisches mit einem 1 Vol.-% TiC wurde mit einer Ulbricht-Kugel bei einer Wellenlänge von 1080 nm auf einer dicken Pulverschicht gemessen.

Im EN AW-7075 Pulver stieg die Absorption durch Zugabe von 1 Vol.-% TiC von 82,0 % ± 0,7 % auf 93,0 % ± 0,6 %. Im sichtbaren Bereich zeigt beispielsweise Abbildung 2a-b, dass das Pulvergemsich mit TiC dunkler erscheint als das reine EN AW-7075 Pulver. Zum Vergleich ist in Abb. 3c das TiC-Pulver dargestellt, das im sichtbaren Bereich und bei der Messwellenlänge nahezu das gesamte Licht absorbiert.

Der Einfluss auf den Einkoppelgrad bei dem Aufträge von EN AW-7075 der Zugabe des TiC wird mit folgendem Aufbau untersucht. Das Umschmelzen des Substrates dient als Referenz. In dem Aufbau (Abbildung 3) wurden Hohlzylinder mittig auf dem Substrat aufgebaut. An der Unterseite des Substrats sind Thermoelemente angebracht. Durch die Abstandshalter wird die Wärmeleitung zum Maschinenbett reduziert. Das Substrat mit einer Länge und Breite von 60 mm und einer Dicke von 15 mm ist artgleich. Die Proben haben einen Radius von 20 mm und werden fünf Lagen hoch aufgetragen.

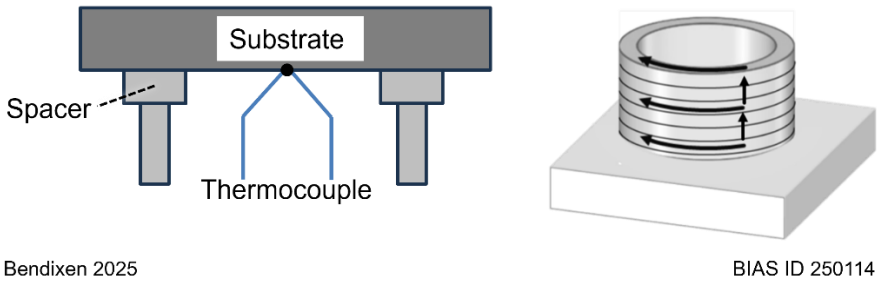

Abbildung 3:Aufbau zur Ermittlung des Einkoppelgrads

Die gemessene Temperaturänderung ΔT wird verwendet, um den Einkoppelgrad $\eta_A$zu berechnen, wenn die Masse m, die Wärmekapazität c, die Laserleistung P_L und die Zeit, in der der Laser eingeschaltet ist, t des Lasers bekannt sind.

$$\eta_A = \frac{m\, c\, \Delta T}{P_L\, t}$$

Der Einkoppelgrad (Abbildung 4) für das Umschmelzen des Substrats aus EN AW-7075 beträgt 34,6 % ± 0,7 %. Der Wert steigt auf 47,4 % ± 0,3 %, wenn EN AW-7075 aufgetragen wird, und erhöht sich weiter auf 51,4 % ± 0,3 %, wenn dem aufgetragenen Pulver TiC zugesetzt wird. Der Anstieg des Einkoppelgrades durch die Zugabe des Metallpulvers entspricht den Erwartungen, da das Pulver ebenfalls einen Teil des Lichts absorbiert und eine deutlich unebenere Oberfläche erzeugt wird (Kaplan 2014). Auch die Zugabe von TiC erhöhte den Einkoppelgrad beim Auftragen von EN AW-7075. Dies lässt sich möglicherweise durch die gute Absorption, den hohen Schmelzpunkt und die Oberflächenbedeckung der Aluminiumpulverpartikel mit TiC-Nanopartikeln erklären.

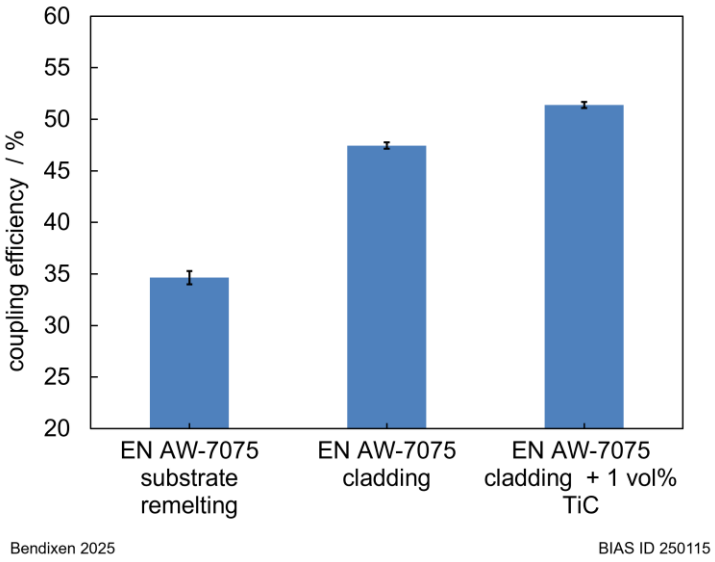

Abbildung 4: Einkoppelgrade der unterschiedlichen Fälle

1.2 Arbeitspaket 2: Ex-situ und in-situ Pulvermischung

Durchführung

In-situ-Mischversuche wurden im Fall von EN AW-7075 durchgeführt, indem ZnAl12 oder AZ91 in 5 %-Schritten bis zu 20 % durch Erhöhung der Pulverzufuhrrate des entsprechenden Pulvers hinzugefügt wurden. Nach der Zugabe nur jeweils eines Legierungselements wurden im nächsten Schritt ZnAl12 und AZ91 gleichzeitig in situ zu EN AW-7075 hinzugefügt. Die Pulver strömen durch einen Pulvermischer und die Gemische werden aufgetragen (Abbildung 5). Im Fall von EN AW-5083 wurde auf gleiche Weise AZ91 hinzugefügt.

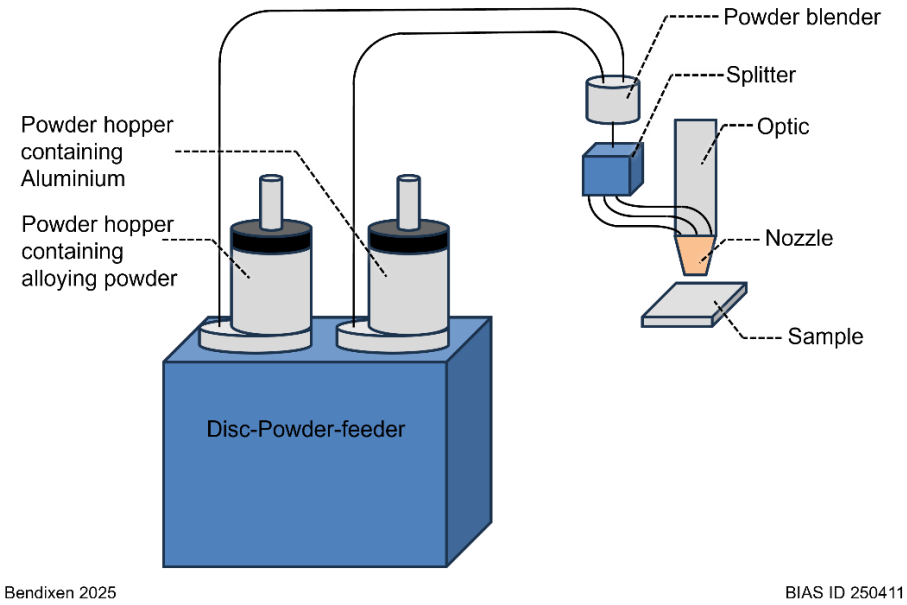

Abbildung 5: Aufbau zum Zulegieren und zur Nanoadditivierung

Die Proben waren 60 mm lang, sechs Spuren breit und 10 Lagen hoch. Eine Lage war bei EN AW-7075 1,6 mm hoch und bei EN AW-5083 1,3 mm hoch. Die quaderförmigen Proben haben einen Spurabstand von 2,5 mm. Das Substrat ist artgleich und hat Abmessungen 140 mm * 60 mm * 15 mm.

Die chemische Zusammensetzung wurde mittels REM-EDX bestimmt. Die Zugabe von Legierungselementen, während der In-situ-Legierung, die zu einer Zusammensetzung führt, die der Zusammensetzung in der Norm am nächsten kommt, wurde zur Herstellung einer Vormischung der Pulver verwendet. Die mit der Vormischung hergestellten Proben wurden mit den in-situ legierten Proben verglichen. Mit vorgemischtem EN AW-7075 Pulver mit 10 % ZnAl12 und 5 % AZ91 wird der Einfluss einer Veränderung der Laserleistung untersucht.

Die mit Zink und Magnesium legierten Proben wurden gemäß T6 wärmebehandelt. Das Lösungsglühen bei 470 °C dauerte 3 Stunden. Die Auslagerung erfolgte in zwei Schritten. Der erste Schritt bei 115 °C dauerte 24 Stunden und der zweite Schritt bei 165 °C dauerte 6 Stunden. Dafür wurde der Ofen Nabertherm N 7/H genutzt.

Charakterisierung und Ausgleich des Abbrands bei EN AW-7075

Während des LPA neigen die flüchtigen Legierungselemente Zink und Magnesium stark zur Verdampfung. Abbildung 6 zeigt exemplarisch die Verdampfung eines ZnAl12-Partikels auf der Oberfläche des Schmelzbades. Es wurde beobachtet, dass ein großer Teil des Aluminiumpulvers bereits aufgeschmolzen ist, wenn er das Zentrum des Schmelzbades erreicht. Gleiches gilt für die meisten Zink- und Magnesiumpulverpartikel. Einige Partikel verdampfen bereits während des Fluges oder zerplatzen, andere prallen vom Schmelzbad ab, und ein Teil verbleibt auf der Oberfläche und verdampft, bevor er in die Schmelze inkoperiert wird, wodurch die Effizienz bei der Zugabe dieser Elemente gering bleibt. Das auf der Oberfläche verbleiben tritt im Zentrum seltener auf als am Rand des Schmelzbades. Am Ende des Schmelzbades bildet sich zudem eine deckende Pulverschicht.

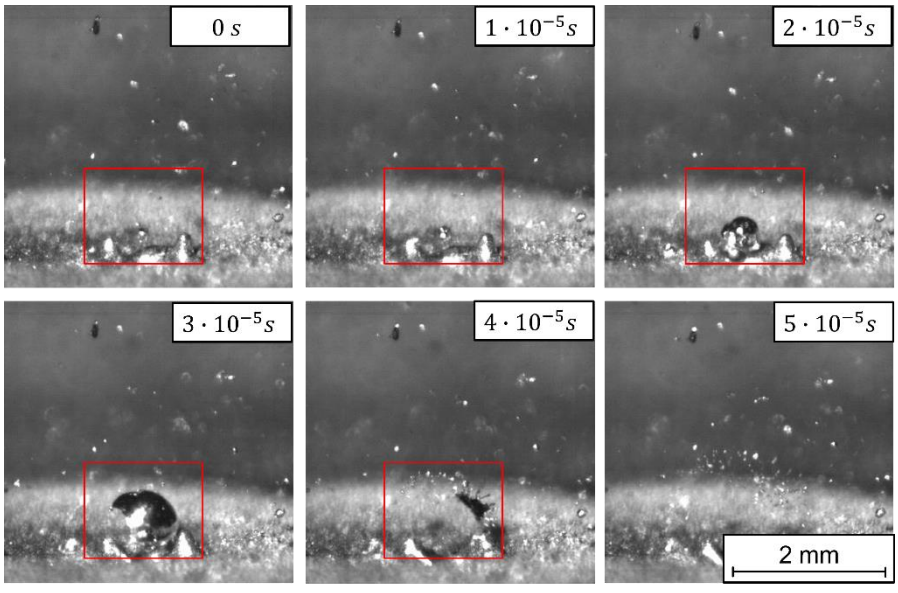

Abbildung 6: Verdampfung eines ZnAl12-Partikels auf der Schmelzbadoberfläche

Das Schmelzbad zeigt häufige und unterbrochene Siedevorgänge. Die dabei entstehenden Blasen haben eine Lebensdauer von bis zu $6 \cdot 10^{-5}$ s (zeitliche Auflösung: $1 \cdot 10^{-5}$ s). Das Sieden verursacht zahlreiche

Spritzer. Wird zinkreiches Pulver zugegeben, beginnt das Schmelzbad häufig an den Stellen zu sieden, an denen ein Zinktröpfen in das Schmelzbades gelangt. Der Zeitabstand nach Zugabe von Zink beträgt weniger als $4 \cdot 10^{-5}$ s. Die verdampfenden Partikel erzeugen eine ungleichmäßige Schmelzoberfläche, da das verdampfende Volumen größer ist als das ursprüngliche Pulverteilchen.

Abbildung 7 zeigt den Anstieg des Zinkgehalts in den EN AW-7075-Proben bei zunehmender Zugabe von ZnAl12 durch in-situ-Mischung. Ohne ZnAl12-Zugabe enthalten die Proben nur 1,9 % ± 0,2 % Zink, was einem Verlust von ca. 65 % des ursprünglichen Gehalts entspricht. Durch Zugabe von 10 % ZnAl12 wird der Sollwert erreicht. Bei maximal 20 % ZnAl12 beträgt der Zinkgehalt 10,6 % ± 0,9 %, was zeigt, dass mehr als 50 % des zugesetzten Zinks während des Prozesses verdampft sind.

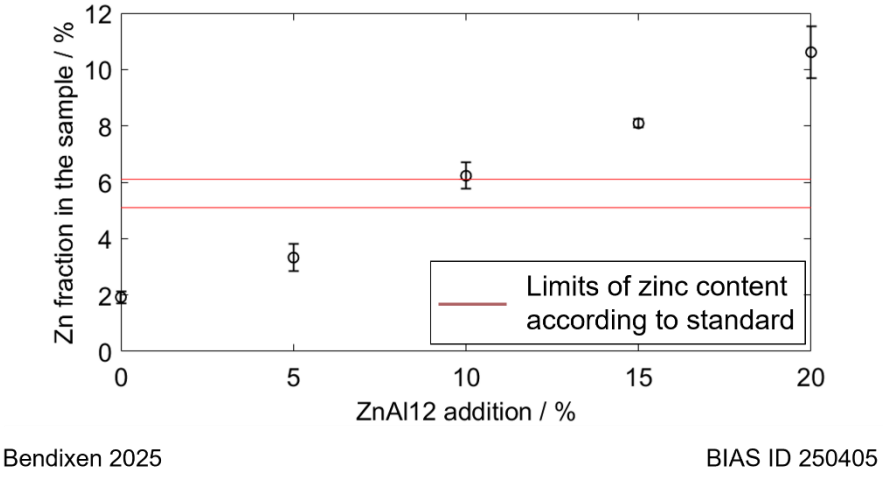

Abbildung 7: In-situ-Legierung von EN AW-7075 mit ZnAl12

Abbildung 8 zeigt den Anstieg des Magnesiumgehalts in EN AW-7075-Proben bei Zugabe von AZ91. Ohne AZ91 enthalten die Proben nur 1,0 % ± 0,15 % Magnesium, entsprechend einem Verlust von 60 % des ursprünglichen Gehalts. Mit einer Zugabe von ca. 5 % AZ91 wird der Sollwert erreicht. Bei maximal 20 % AZ91 enthalten die Proben 5,0 % ± 0,15 % Magnesium.

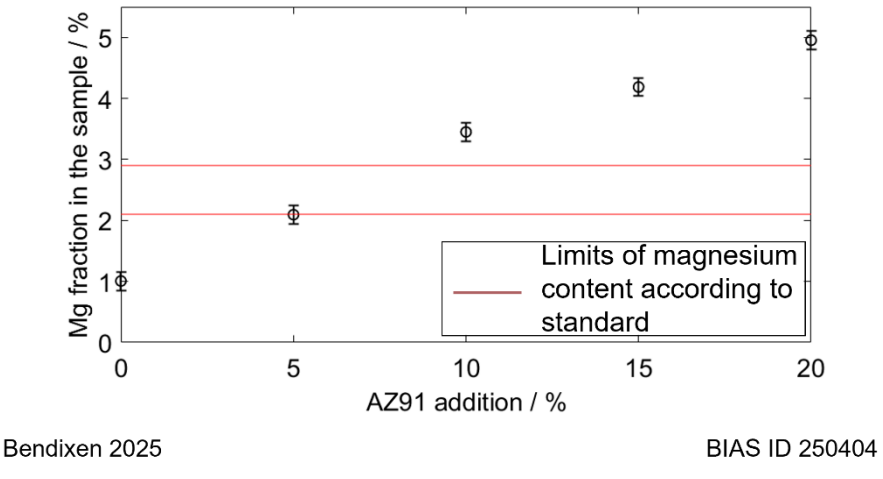

Abbildung 8: In-situ-Legierung von EN AW-7075 mit AZ91

Bei gleichzeitiger Zugabe von 10 % ZnAl12 und 5 % AZ91 zu der Legierung EN AW-7075 wurden 5,9 % ± 0,8 % Zink (Norm: 5,1 % – 6,1 %) und 3,1 % ± 0,2 % Magnesium (Norm: 2,1 % – 2,9 %) erreicht. Die Zulegierung

führte zu keiner unzulässigen Verdünnung der Elemente Kupfer und Chrom; der zusätzliche Mangangehalt durch AZ91 war vernachlässigbar. Dies ist in Abbildung 9 dargestellt.

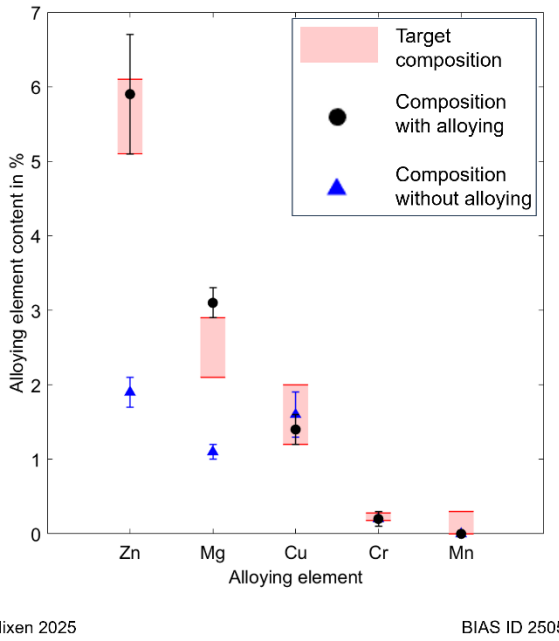

Abbildung 9: Zusammensetzung von EN AW-7075 mit in-situ-Zulegierung mit 10 % ZnAl12 + 5 % AZ91 im Vergleich zu Proben ohne Zulegierung

Die chemische Zusammensetzung von ex-situ legierten Proben (Vormischung von EN AW-7075 mit 10 % ZnAl12 + 5 % AZ91) unterschied sich von den in-situ legierten Proben lediglich durch einen um 0,5 % niedrigeren Magnesiumgehalt. Für beide Legierungselemente zeigen sich in den Proben keine makroskopischen Konzentrationsgradienten. Der Abbrand nimmt mit zunehmender Laserleistung zu. Mit einer Laserleistung von 1000 W enthält die Probe 6,3 % ± 1,2 % Zink. Bei 1500 W liegt der Anteil bei 5,5 % ± 0,5 % und bei 2000 W liegt der Anteil bei 4,2 % ± 0,7 %. Bei Magnesium verhält es sich ähnlich. Mit in gleichen Schritten steigender Leistung liegt der Magnesiumanteil tendenziell niedriger. So liegen die Werte bei 2,6 % ± 0,5 %, 2,1 % ± 0,2 % und 1,9 % ± 0,2 %.

Die hohen Verluste sind auf die niedrigen Siedepunkte und Verdampfungsenthalpien von Zink und Magnesium zurückzuführen. Der Siedepunkt von Zink beträgt 907 °C bei einer Verdampfungsenthalpie von 115 kJ/mol, für Magnesium liegen die Werte bei 1090 °C und 127 kJ/mol. Zudem erklärt dies, warum das Schmelzbad zu sieden beginnt, wenn ein Legierungspartikel im Zentrum eingebracht wird: Das Pulver wird über den Siedepunkt hinaus erhitzt, bevor es sich vollständig in der Schmelze löst.

Die Mikrosondenanalyse zeigte eine homogene Verteilung der Hauptlegierungselemente in allen untersuchten Proben (Abbildung 10). Die niedrigschmelzenden zink- und magnesiumreichen Phasen treten in den Dendritenzwischenräumen auf. Diese Phasen sind durch das Zulegieren mit Zink und Magnesium häufiger. Ohne Zulegieren ist die Zinkkonzentration so niedrig, dass das Zink mehrheitlich in der Aluminiummatrix gelöst ist. Mit Zulegieren ist die Konzentration dafür zu hoch. Die weitestgehend homogene Verteilung bestätigt, dass die gewählte Mischstrategie geeignet ist, die Verdampfungsverluste während des Prozesses zu kompensieren.

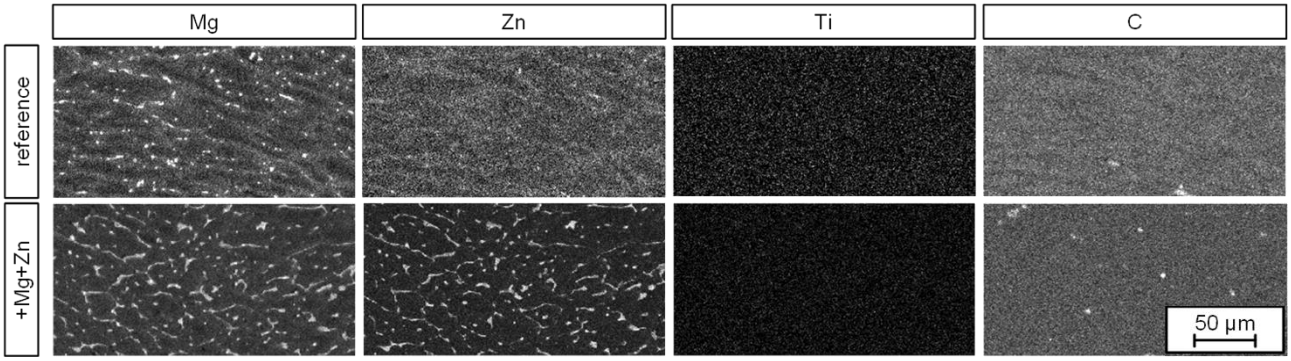

Abbildung 10: Mikrosondenanalyse von EN AW-7075 mit und ohne Zulegieren (je Reihe eine Zusammensetzung, je Spalte ein Element; relative Graustufen zur veranschaulichten Darstellung)

Ansprechverhalten auf eine Wärmebehandlung

Abbildung 11 zeigt die Härte von EN AW-7075-Proben nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen. Links ist die Härte der Substrate dargestellt. Nach vollständiger Wärmebehandlung (Lösungsglühen (SA) + Abschrecken in Wasser (Q) + Auslagern (A)) wurde die Härte des Substrates mit 188 HV 0,2 ± 14 HV 0,2 wieder auf den Ausgangswert des gelieferten Zustands T641 (186 HV 0,2 ± 4 HV 0,2) eingestellt.

Bei den aufgetragenen Proben ohne Legierungszugabe stieg die Härte durch Auslagern von 80 HV 0,2 ± 12 HV 0,2 auf 114 HV 0,2 ± 25 HV 0,2. Diese Werte stimmen mit Literaturangaben zu mittels LPA gefertigtem und ausgelagertem EN AW-7075 überein (Langebeck et al. 2021).

Die in-situ legierten Proben zeigten eine Härtesteigerung von 127 HV 0,2 ± 13 HV 0,2 im Zustand SA+Q auf 184 HV 0,2 ± 19 HV 0,2 im Zustand SA+Q+A. Ex-situ und in-situ legierte Proben unterschieden sich dabei nicht signifikant. Damit konnte gezeigt werden, dass die Proben nach dem Zulegieren für eine T6-Wärmebehandlung geeignet sind und Härtewerte erreichen, die im Rahmen der Messunsicherheit mit dem Substrat im Zustand T641 übereinstimmen.

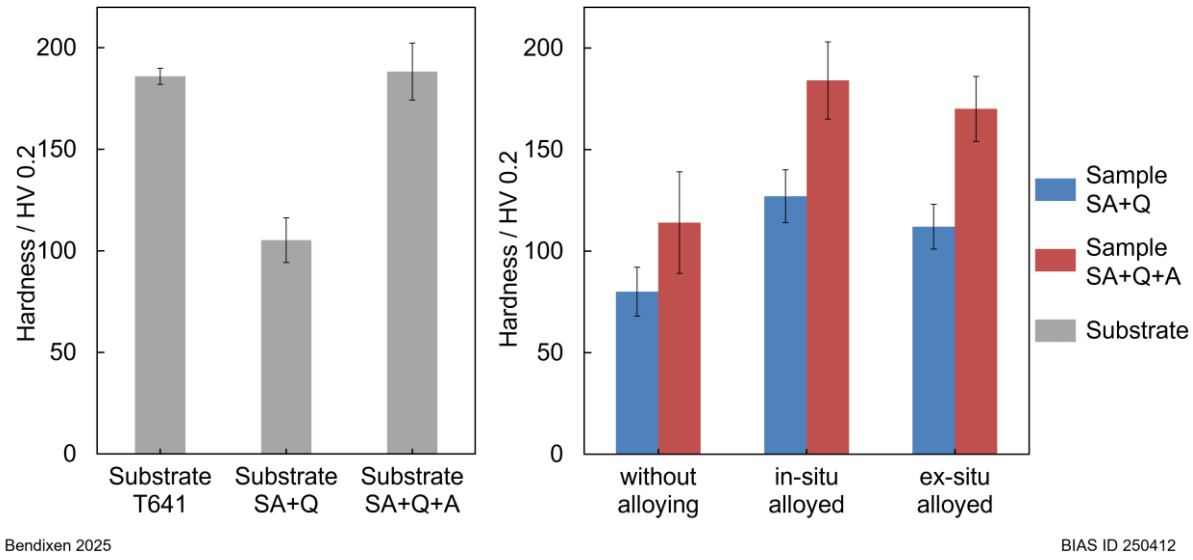

Abbildung 11: Härte der aufgetragenen EN AW-7075-Proben in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen und mit unterschiedlichen Zulegierungsstrategien; SA+Q = Lösungsglühen + Abschrecken in Wasser, A = Auslagern

Ausgleich des Abbrands bei EN AW-5083

Für die Legierung EN AW-5083 zeigt Abbildung 12, dass der Magnesiumgehalt bei Zugabe von AZ91 ansteigt. Ohne AZ91 liegt der Gehalt bei 2,8 % ± 0,15 %, entsprechend einem Verlust von mehr als 35 % des ursprünglichen Magnesiums. Mit 10 % AZ91 wird der Sollwert erreicht. Bei 20 % AZ91 enthalten die Proben 6,0 % ± 0,15 % Magnesium, was zeigt, dass ein wiederum Großteil des zugegebenen Magnesiums während des Prozesses verdampft ist.

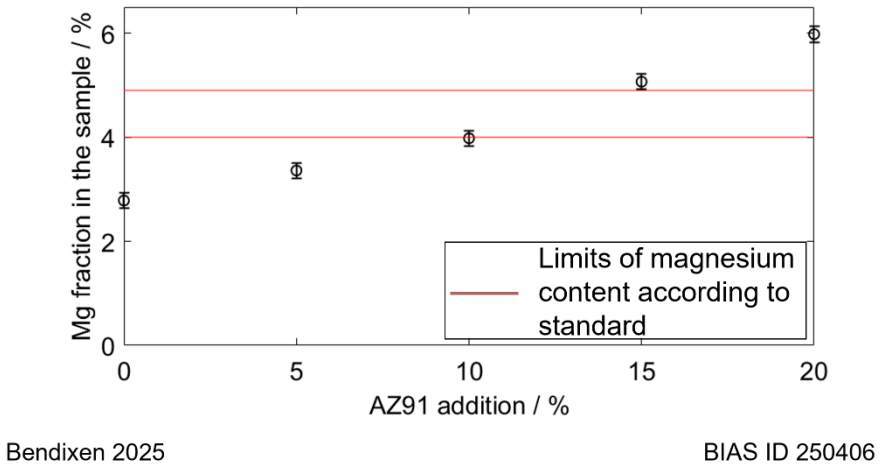

Abbildung 12: In-situ-Legierung von EN AW-5083 mit AZ91

Mit der Zugabe von 10 % AZ91 zu EN AW-5083 wurde ein Magnesiumgehalt von 4,0 % ± 0,2 % erreicht (Norm: 4,0 % – 4,9 %). Auch hier traten keine unzulässige Verdünnung von Mangan auf; der zusätzliche Zinkgehalt durch AZ91 lag unter dem Grenzwert von 0,25 %. Dies zeigt Abbildung 13.

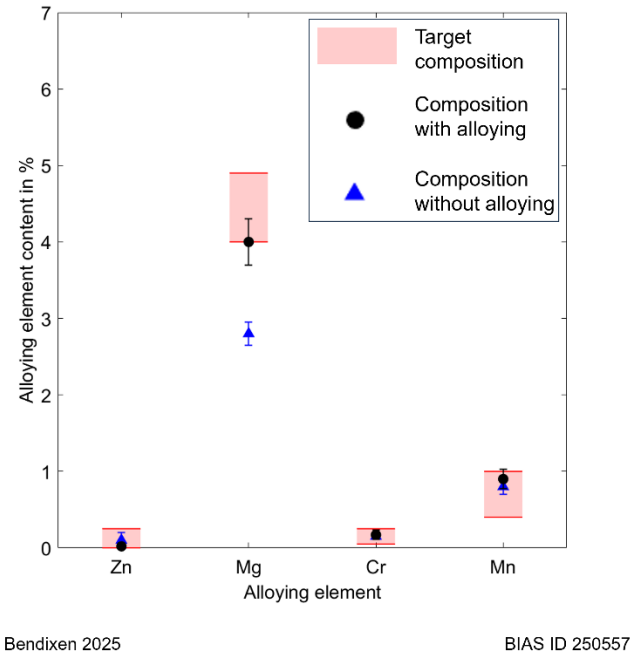

Abbildung 13: Zusammensetzung von EN AW-5083 bei in-situ-Zulegierung mit 10 % AZ91, im Vergleich zu Proben ohne Zulegierung

Durch das Zulegieren der Legierung EN AW-5083 steigt die Härte der Proben im Zustand as-build von 73 HV 0,2 ± 3 HV 0,2 ohne Zulegieren auf 85 HV 0,2 ± 7 HV 0,2, wenn die Legierungszusammensetzung erhalten wird. Die Härte des Substartes liegt bei 83 HV 0,2 ± 8 HV 0,2.

1.3 Arbeitspaket 3: Nanoadditivierung

Durchführung

Nanopartikelkonzentrationen von weniger als 1 Vol.-% wurden erreicht, indem EN AW-7075-Pulver ohne TiC und vorgemischtes EN AW-7075-Pulver mit 1 Vol.-% parallel in unterschiedlichen Verhältnissen durch einen Pulvermischer zugeführt und dann auf die Probe aufgetragen wurden (Abbildung 5). In gleicher Weise wurde für EN AW-5083 vorgegangen.

Die Proben für die Messung der Korngröße waren 60 mm lang, sechs Spuren breit und zehn Lagen hoch. Eine Lage war bei EN AW-7075 1,6 mm hoch und bei EN AW-5083 1,3 mm hoch. Die quaderförmigen Proben haben einen Spurversatz von 2,5 mm. Die Proben für die Herstellung der Zugproben waren 140 mm lang, sieben Spuren breit und sieben Lagen hoch. Es wurden quaderförmige Proben mit einem Spurversatz von 2,5 mm und einem Lagenversatz von mit der Hälfte der Spurbreite aufgetragen. Das Substrat mit einer Länge von 140 mm oder 160 mm und eine Breite von 60 mm und eine Dicke von 15 mm ist artgleich.

Einfluss auf die Mikrostruktur

Die Nanopartikel erzielen in EN AW-7075 eine Kornfeinung, die mit zunehmendem TiC-Anteil zunimmt (Abbildung 14). Der Medianwert der Korngröße fällt von 278 µm ohne TiC auf 12 µm mit 1 Vol.-% TiC. Außerdem sinkt der Abstand der Ausreißer hin zu großen Körnern.

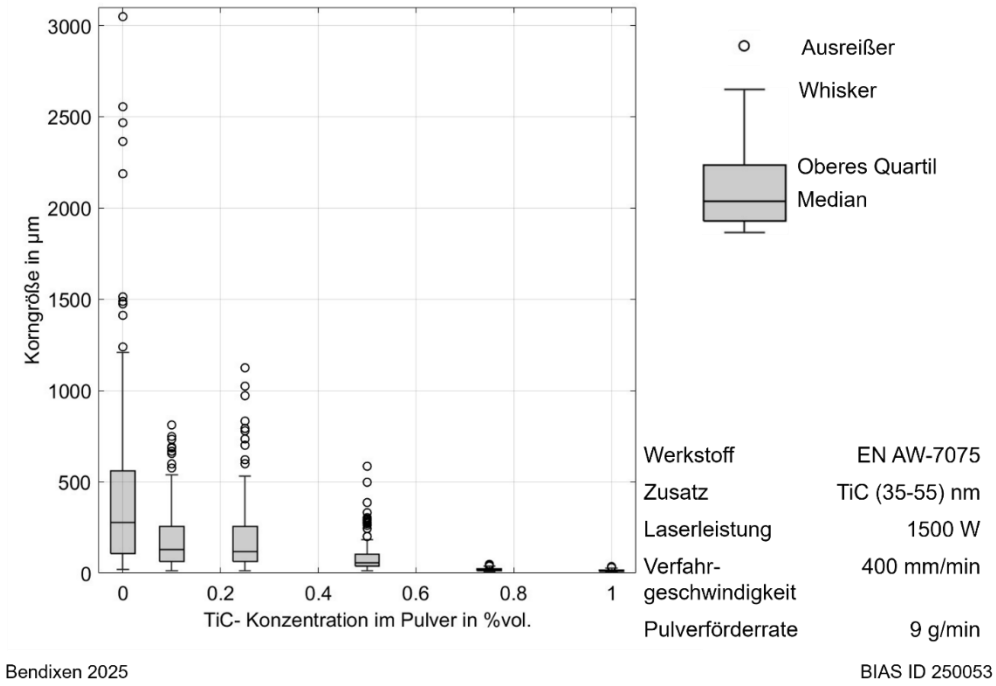

Abbildung 14: Korngröße in EN AW-7075 in Abhängigkeit der Zugabe von TiC-Nanopartikeln

Das Gefüge wird zuerst feiner und es treten zunehmend ungerichtete Bereiche auf, bevor bei 0,75 Vol.-% das Gefüge vollständig gefeint und ungerichtet ist (Abbildung 15). Das gefeinte Gefüge zeigt bei 1 Vol.-% TiC kein Wachstum grober Körner.

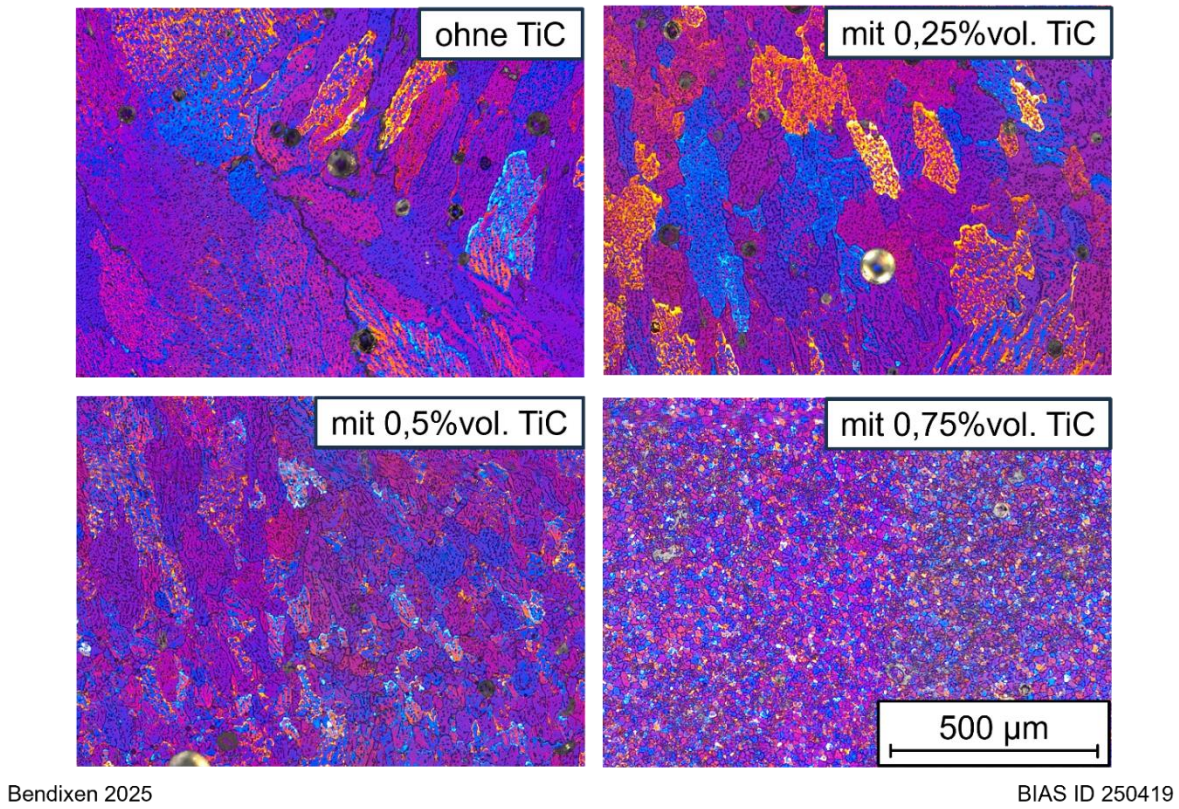

Abbildung 15: Querschliffe von EN AW-7075 mit TiC-Nanopartikeln

Bei zunehmender Zugabe von TiC steigt der Anteil der Poren von etwa 2,5 % ohne TiC auf etwa 6,5 % mit 0,5 Vol.-% TiC, um dann wieder auf das Niveau der Referenz abzufallen (Abbildung 16). Bei einer Zugabe von 1 Vol.-% ist die Anzahl der Poren in den ersten Lagen deutlich höher als in den höheren Lagen. Bei Zugaben von 0,75 Vol.-% und höhere kommt es zu vermehrt zu Benetzungsfehlern. Bei einem Anteil von 1 Vol.-% TiC ist der Anteil von Benetzungsfehlern und TiC-Agglomeraten in den ersten Lagen deutlich geringer als in den höheren Lagen.

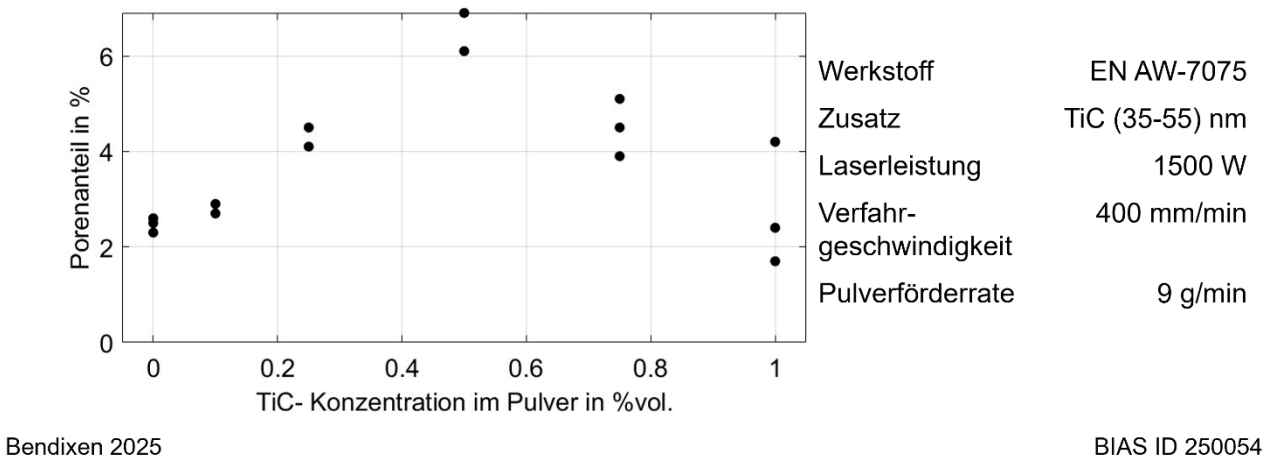

Abbildung 16: Anteil der Poren in EN AW-7075 in Abhängigkeit der Zugabe von TiC-Nanopartikeln

Die Nanopartikel erzielen auch in der Legierung EN AW-5083 eine Kornfeinung, die mit zunehmendem Anteil zunimmt (Abbildung 17). Der Medianwert der Korngröße in EN AW-5083 fällt von 229 µm auf 26 µm mit 1 Vol.-% TiC. Mit zunehmendem TiC-Anteil fällt auch der Abstand der sehr großen Körner vom Medianwert.

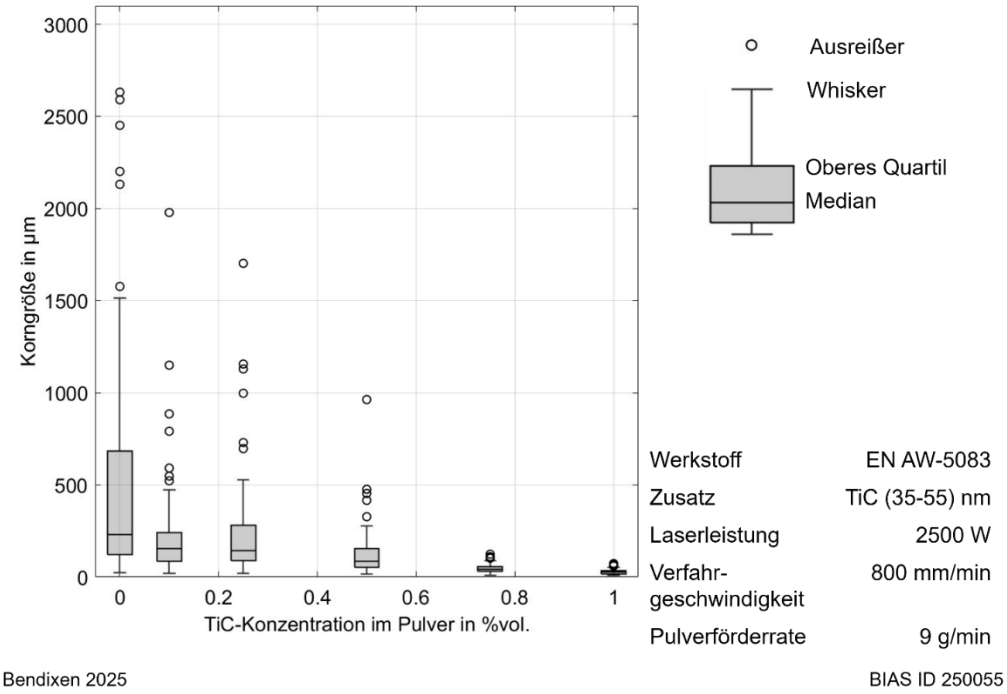

Abbildung 17: Korngröße in EN AW-5083 in Abhängigkeit der Zugabe von TiC-Nanopartikeln

Das Gefüge wird mit zunehmender Zugabe von TiC feiner und ungerichteter (Abbildung 18). Zunächst wird das Gefüge feiner und bei höheren Konzentrationen treten zunehmend ungerichtete Bereiche auf. Das Verhalten von EN AW-5083 gleicht dem Verhalten von EN AW-7075.

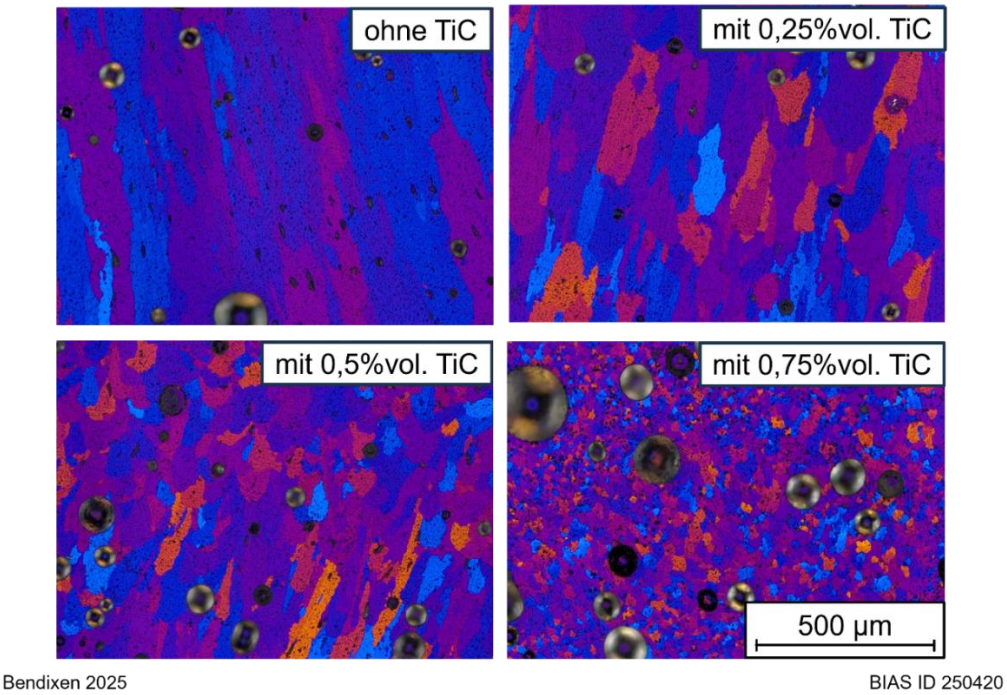

Abbildung 18: Querschliffe von EN AW-5083 mit TiC-Nanopartikeln

Bei zunehmender Zugabe bis 0,25 Vol.-% TiC weicht der Anteil der Poren nicht deutlich von 7 % ab (Abbildung 19). Ab Zugaben von 0,5 Vol.-% TiC steigt der Porenanateil bis auf 17 % bei 0,75 % vol. TiC. Bei 1 Vol.-% TiC fällt der Anteil der Poren auf 7,6%. Es treten auch Benetzungfehler auf.

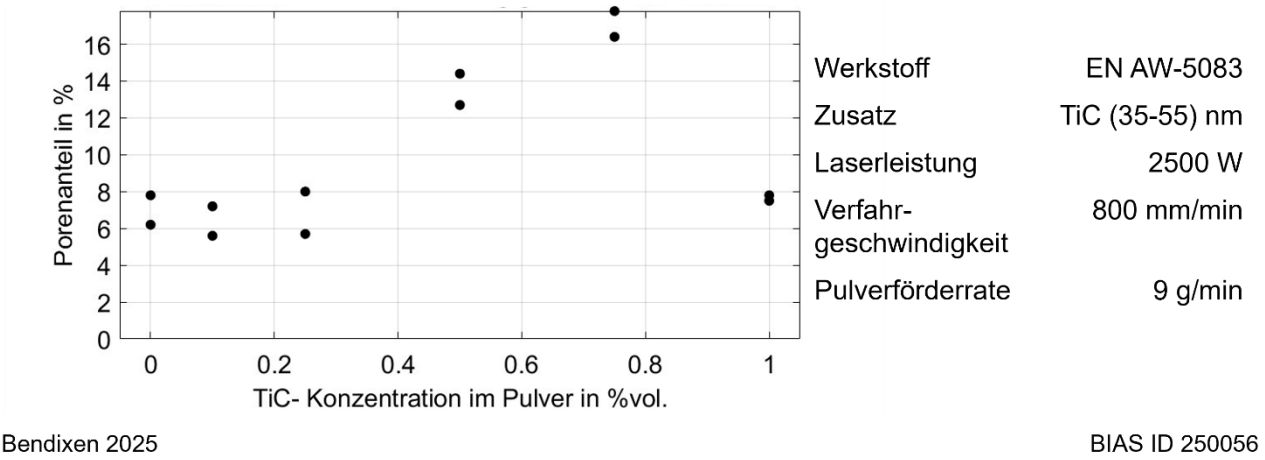

Abbildung 19:Anteil der Poren in EN AW-5083 in Abhängigkeit der Zugabe von TiC-Nanopartikeln

Damit konnte gezeigt werden, dass beim Laser-Pulver-Autragschweißen für beide Legierungen eine Kornfeinung durch die Hinzugabe von TiC-Nanopartikeln erreicht werden kann, wie sie auch in der klassischen Metallurgie und bei Pulverbettverfahren erzielt werden kann (McCartney 1989; Martin et al. 2017). Der Einfluss auf das Gefüge zeigt, dass ein Teil der TiC-Partikel das Schmelzbad erreicht, eingebunden wird und als Keimbildner wirkt. Außerdem ist die Bedeckung der groben Pulver im Vergleich zu Pulverbettverfahren beim LPA ausreichend und homogen genug, um eine über die Probe gleichmäßige Kornfeinung zu erzielen.

Einfluss auf mechanische Eigenschaften und Risse

Die Zugfestigkeit in EN AW-7075 nimmt mit zunehmendem Anteil von TiC zu (Abbildung 20). In der Referenzprobe liegt die Zugfestigkeit bei 143 MPa ± 28 MPa und steigt bei 2,5 Gew.-% TiC auf 367 MPa ± 28 MPa. Das Bruchverhalten der Proben wird mit zunehmendem Anteil von TiC zunehmend duktil. Die Proben ohne TiC versagen nicht duktil. Die Proben mit TiC bleiben dennoch hinter der Festigkeit des Plattenmaterials im Zustand T641 zurück. Das ist mit den verbleibenden Imperfektionen, an denen die Bruchfläche verläuft, dem Abbrand der Legierungselemente und der fehlenden thermomechanischen Behandlung zu erklären.

Die Proben zeigen Imperfektionen wie Benetzungsfehler und Poren in den Bruchflächen. In der Bruchfläche der Proben mit 0,5 Vol.-% zeigen sich am meisten Poren in den Bruchflächen. Dies ist in Übereinstimmung mit den Untersuchungen der Porosität. Die Proben ohne TiC versagen nicht duktil, da an den Spitzen der Heißrisse zu einer Spannungsüberhöhung kommt. Dass das Versagen durch die Spannungsüberhöhung an den Spitzen der Heißrisse bei Zugabe von TiC weniger dominant wird, was an der niedrigeren Streuung der Zugfestigkeiten und dem duktileren Bruchverhalten erkennbar ist, deutet auf eine niedrige Anzahl oder Größe von Heißrissen hin.

Neben den Bruchverhalten der Proben geht die geminderte Rissneigung auch aus der Untersuchung der Querschliffe hervor. Ohne TiC-Zugabe werden in jeder Probe Heißrisse in Querschliffen gefunden. Es ist eine Minderung der Länge und Anzahl der Heißrisse durch die Zugabe von 0,5 Gew.-% TiC in Vergleich zur

Referenz zu erkennen (Abbildung 21). Bei höheren TiC-Anteilen sind in dieser Auswertung keine Heißrisse aufgetreten.

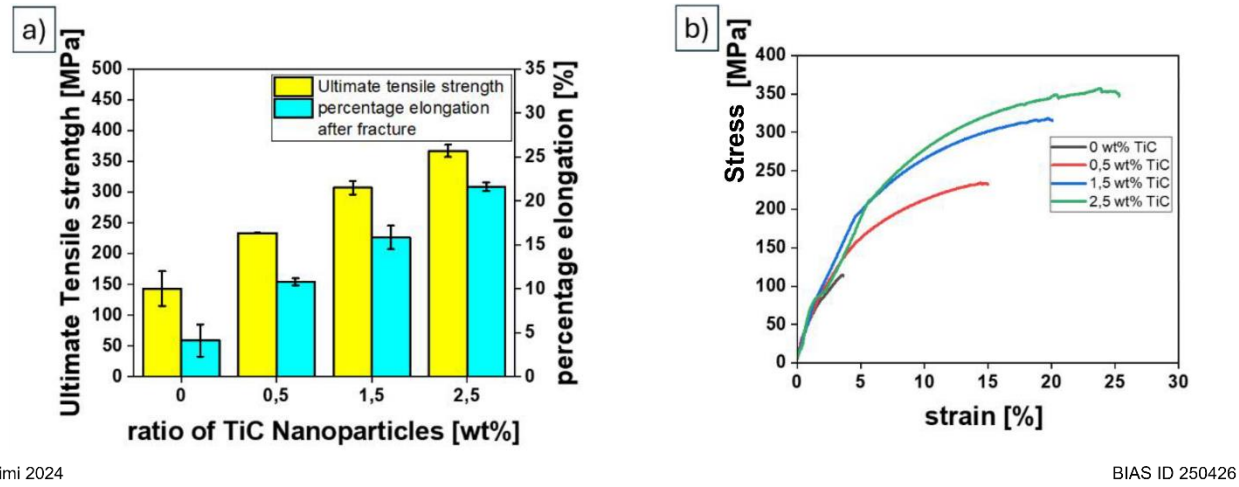

Abbildung 20: Ergebnisse der Zugversuche mit unterschiedlichen TiC-Zugaben; a) Zusammenfassung der Zugversuche; b) beispielhafte Spannungs-Dehnungs-Kurven

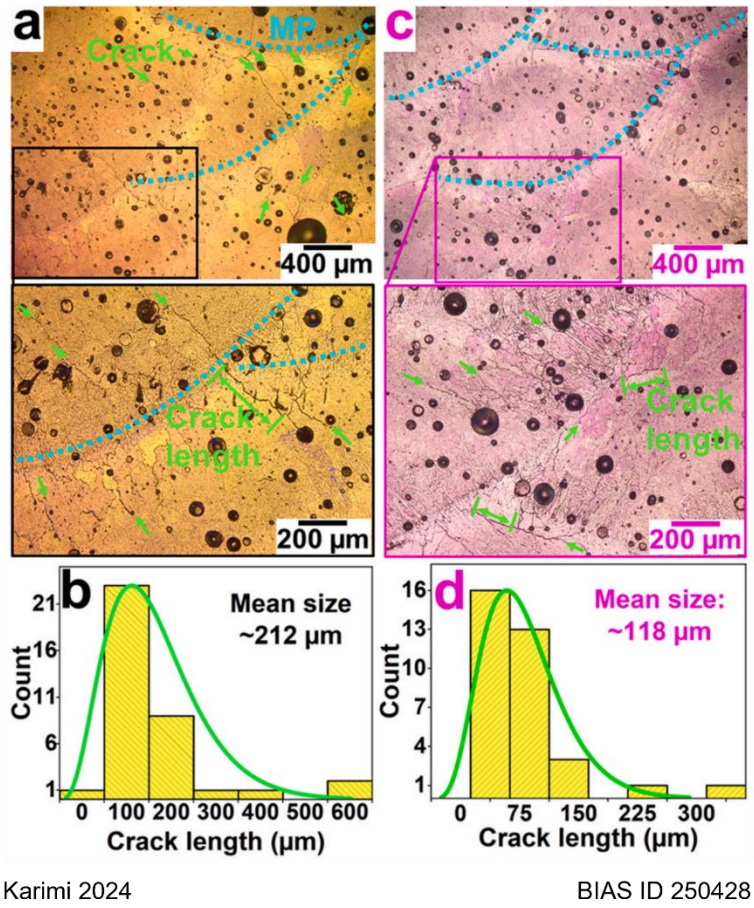

Abbildung 21: Häufigkeit des Auftretens von Rissen in EN AW-7075: EN AW-7075 in a) sowie die Größenverteilung der Risse in b); EN AW-7075 mit 0,5 Gew.-% TiC in c) sowie die Größenverteilung der Risse in d); Es ist zu beachten, dass LPA EN AW-7075 mit 1,5 und 2,5 Gew.-% TiC-Nanopartikeln rissfrei war. Die LPA EN AW-7075-Proben wurden mit einer Laserleistung von 1500 W, einer Vorschubgeschwindigkeit von 500 mm/min und einer Pulverzufuhr von 6 g/min hergestellt.

1.4 Arbeitspaket 4: Mechanische Anregung

Durchführung

Für die mechanische Anregung im Ultraschallbereich wurde ein Schunk Ultraschall Rollnahtsystem mit einem Schunk Ultrasonic Generator 20 kHz SP 20 RLN mit einer Leistung von 3000 W verwendet. Die Probe schwingt mit einer Frequenz von 20,4 kHz und einer Amplitude von 3 µm ± 1 µm. Die maximale Beschleunigung bei einer sinusförmigen Schwingung würde damit bei 5200 $\frac{m}{s^2}$ + 2800 $\frac{m}{s^2}$ -1300 $\frac{m}{s^2}$ liegen. Die Abmessungen des Substrats sind 30mm * 15mm * 15 mm. Zwei unterschiedliche Substratformen bieten die Möglichkeit, die Probe parallel oder senkrecht zur Verfahrrichtung während des Schweißes anzuregen. Das ist in Abbildung 22 gezeigt. Auf den artgleichen Substraten wurden mittels LPA eine Spur breite und zwei Lagen hohe Proben mit einer Länge von 20 mm aufgebaut.

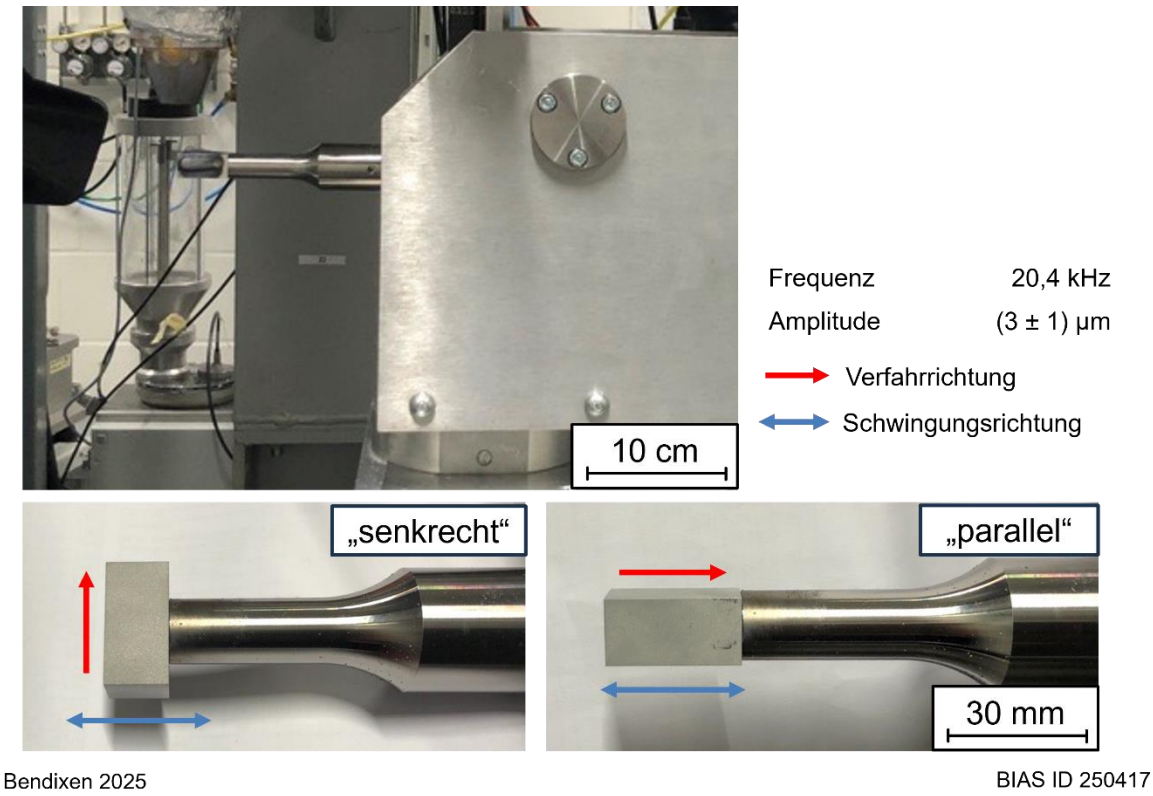

Abbildung 22:Aufbau für die mechanische Anregung mit 20kHz

Der Projektbegleitende Ausschuss legte fest, dass das Arbeitsprogramm um Untersuchungen bei einer niedrigen Anregungsfrequenz von 50 Hz erweitert werden soll, um auch Proben mit größeren Massen, bis hin zu praxisrelevanten Bauteilgrößen, mechanisch anregen zu können (PA-Sitzung vom 04.10.2023). Die Planung, Konstruktion, Materialbeschaffung, der Aufbau und die Charakterisierung für einen Unwuchtaufbau wurde durchgeführt (Abbildung 23). In diesem Aufbau wird die lineare Schwingung durch zwei gegenläufig drehende Unwuchtmotoren mit gleichen Unwuchten und Drehzahlen und parallelen Wellen erzeugt. In der ersten Anordnung kann der Aufbau lineare Schwingungen in der Ebene des Maschinentisches erzeugen. Die Frequenz ist bis 50 Hz steuerbar und die maximale Last wird durch die Gummidämpfer und die Unterkonstruktion begrenzt. Durch LPA wurden Hohlzylinder aufgetragen, um in einer Probe eine senkrechte und eine parallele Schwingungsrichtung zur Verfahrrichtung zu untersuchen. Die Proben haben einen Radius

der inneren Bahn von 20 mm und werden zwei Bahnen breit vier Lagen hoch aufgetragen. Das Substrat mit einer Länge von und Breite von 60 mm und einer Dicke von 15 mm ist artgleich.

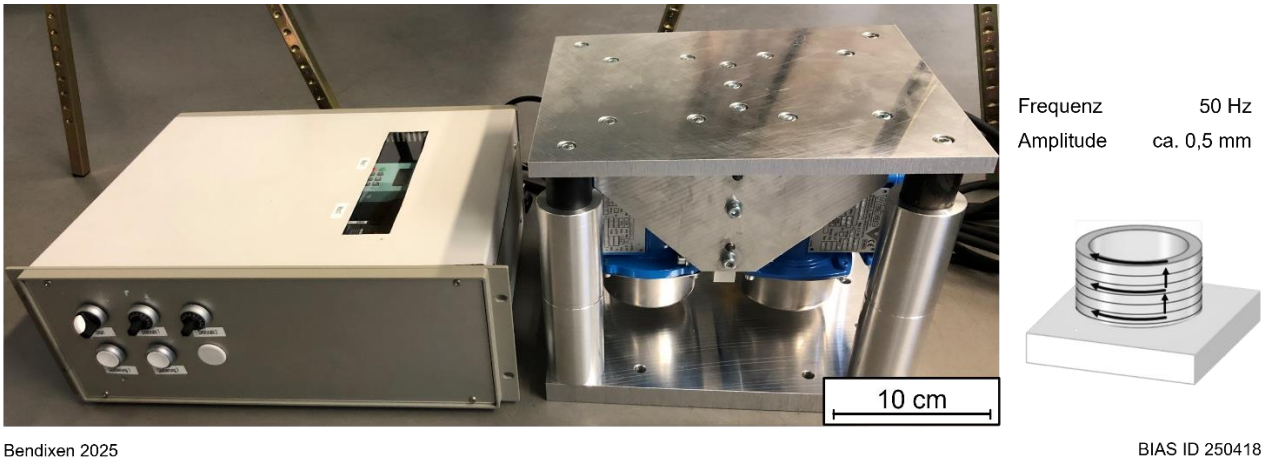

Abbildung 23:Schwingungsaufbau für 50 Hz

Einfluss einer mechanischen Anregung mit Ultraschall

In der Referenzprobe ohne mechanische Anregung aus EN AW-7075 ist die Ausdehnung der Körner in vertikaler Richtung im Median 1230 µm und in horizontaler Richtung 96 µm. Die Körner sind lang und stängelig. Das Gefüge in der Referenz der Legierung EN AW-7075 ist deutlich gröber als in der Referenz der Proben der Nanoadditivierung, weil das kleine Substrat für die mechanische Anregung sich durch die niedrige Masse und die schlechte Wärmeabfuhr über den Ultraschallschwinger stark aufwärmt.

Bei einer Anregung mit 20 kHz senkrecht zur Verfahrrichtung in der Ebene des Substrats fällt die Ausdehnung der Körner im Median in vertikaler Messrichtung auf 492 µm und in horizontaler Messrichtung auf 71 µm. Viele Körner sind weiterhin gerichtet, es gibt aber auch einige äquiaxiale Körner. Bei einer Anregung mit 20 kHz parallel zur Verfahrrichtung fällt die Ausdehnung der Körner in vertikaler Messrichtung auf 96 µm und in horizontaler Messrichtung verbleibt sie bei 94 µm. Damit wird das Gefüge durch die mechanische Anregung feiner. Fast alle Körner zeigen keine Ausrichtung. Die Längsschliffe sind in Abbildung 24 auf der linken Seite zu sehen und die rechte Seite zeigt die Kastendiagramme der Korngröße in Abhängigkeit der Richtung.

In der Referenzprobe aus EN AW-5083 ist die Ausdehnung der Körner in vertikaler Richtung im Median 1936 µm und in horizontaler Richtung 91 µm. Die Körner sind lang und stängelig. Auch in der Legierung EN AW-5083 ist die große Korngröße in der Referenz im Vergleich zur Referenz der Nanoadditivierung mit der Erwärmung des Substrats zu begründen. Bei einer Anregung mit 20 kHz senkrecht zur Verfahrrichtung in der Ebene des Substrats fällt die Ausdehnung der Körner im Median in vertikaler Messrichtung auf 1198 µm und steigt in horizontaler Messrichtung auf 132 µm. Viele Körner sind weiterhin gerichtet. Es gibt wenige nicht stängelige Körner. Bei einer Anregung mit 20 kHz parallel zur Verfahrrichtung fällt die Ausdehnung der Körner in vertikaler Messrichtung auf 176 µm und in horizontaler Messrichtung verbleibt sie bei 97 µm. Damit wird das Gefüge durch die mechanische Anregung parallel zur Verfahrrichtung deutlich feiner. Fast alle Körner zeigen keine Ausrichtung. Die Längsschliffe sind in Abbildung 25 auf der linken Seite zu sehen und die rechte Seite zeigt die Kastendiagramme der Korngröße in Abhängigkeit der Richtung.

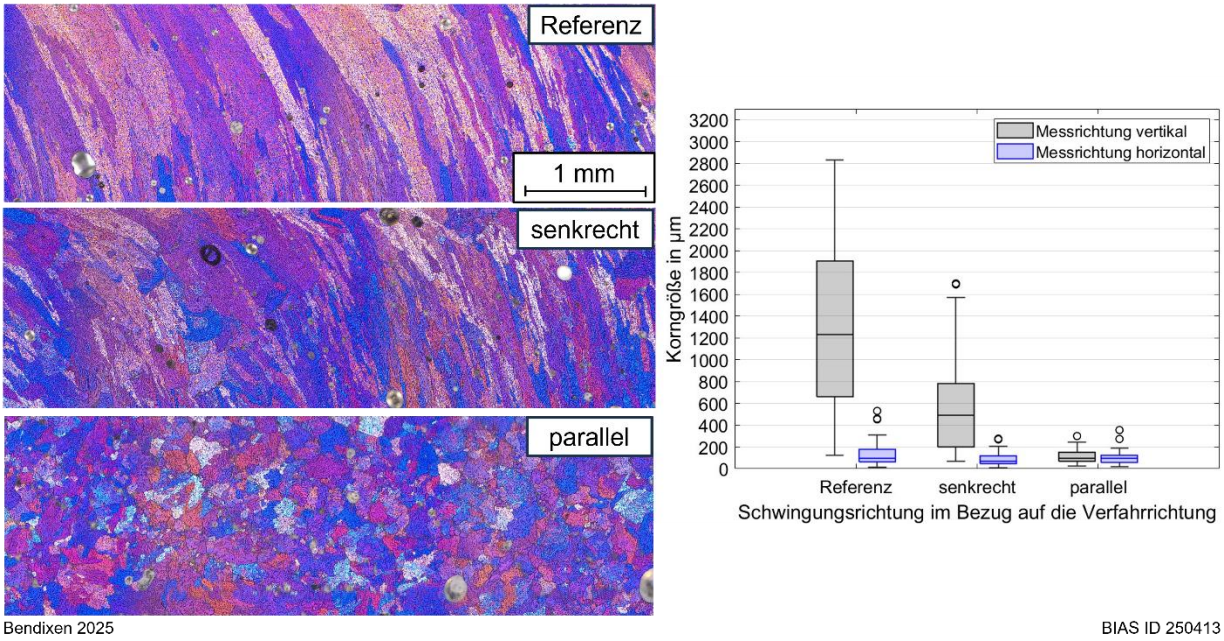

Abbildung 24: Einfluss der mechanischen Anregung mit 20 kHz auf die Korngröße in Abhängigkeit der Schwingungs- und Messrichtung für EN AW-7075

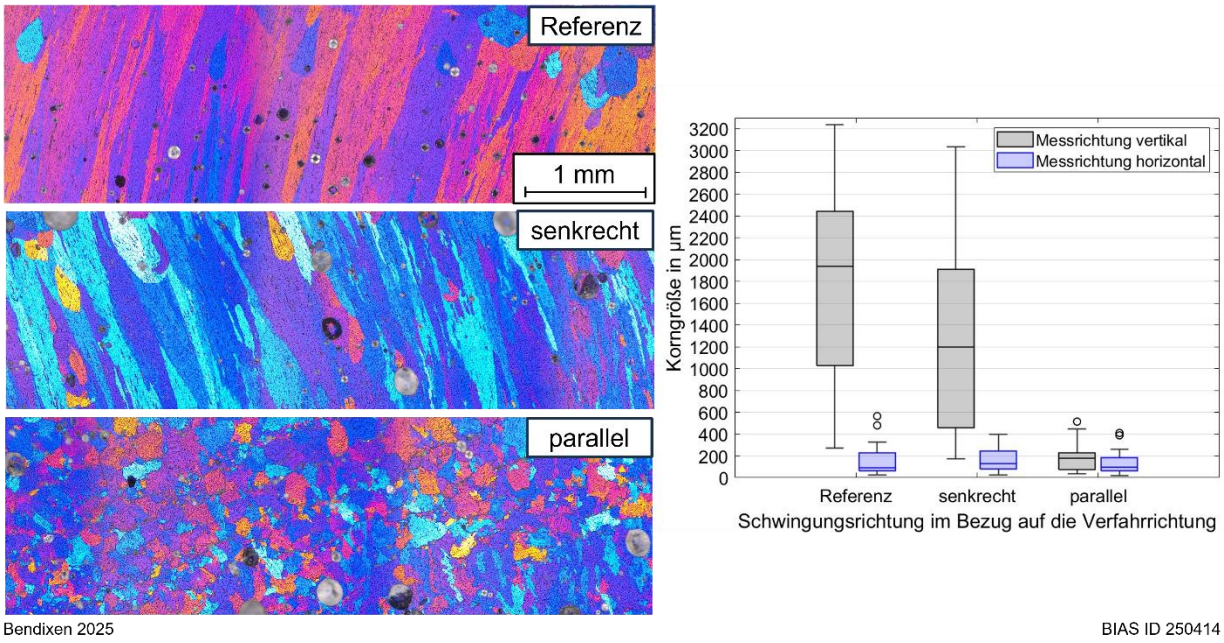

Abbildung 25:Einfluss der mechanischen Anregung mit 20 kHz auf die Korngröße in Abhängigkeit der Schwingungs- und Messrichtung für EN AW-5083

In (Radel 2020) konnte gezeigt werden, dass der Mechanismus des Brechens der Dendriten der ausschlaggebende Mechanismus zur Kornfeinung beim Laserstrahltiefschweißen der Aluminiumlegierung EN AW-5083 ist. Um die dafür notwendige Biegespannung durch die Bewegung der Schmelze zu erfahren, müssen die Dendriten zumindest teilweise eine Orientierung senkrecht zur Schwingungsrichtung haben. Wenn die Schwingung parallel zur Verfahrrichtung ist und die Dendriten senkrecht auf der Erstarrungsfront stehen, tritt dieser Fall an allen Seiten des Schmelzbades außer an dessen Ende auf. Wenn die Schwingung hingegen senkrecht zur Verfahrrichtung ist und bei den niedrigen verwendeten Verfahrgeschwindigkeiten ein ovales Schmelzbad auftritt, ist diese Bedingung eher am Ende des Schmelzbades erfüllt. Damit ist der

Bereich, in dem die Schwingung einen großen senkrechten Anteil auf die Ausrichtung der Dendriten hat, im parallelen Fall größer und die Kornfeinung ist ausgeprägter.

Die mechanische Anregung führt zu einer Deformation der Poren. Dies ist auf der rechten Seite der Abbildung 26 zu erkennen. Eine solche Deformation erfordert eine hohe Beschleunigung, da der Innendruck der Poren erhöht ist. (Israelachvili 2011; Leitner et al. 2017) Der Ultraschallschwinger liefert sehr hohe Beschleunigungen.

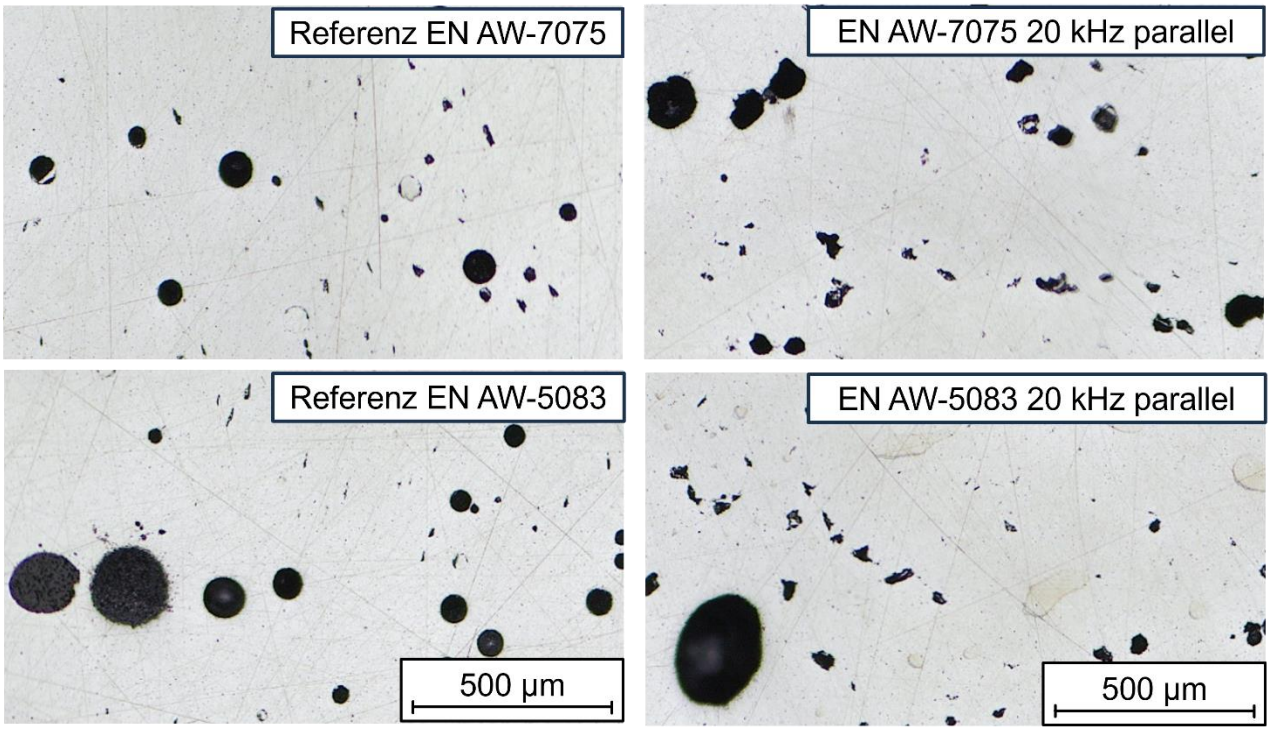

Abbildung 26: Deformation der Gasporen bei einer mechanischen Anregung mit 20 kHz

Die mechanische Anregung mit 20 kHz hat jedoch keinen Einfluss auf den Porenanteil in den Proben. Bei EN AW-7075 verbleibt der Anteil der Poren bei etwa 5 % und bei EN AW-5083 ist die Tendenz in Richtung etwas niedrigerer Porosität. Bei der Anregung senkrecht zur Verfahrrichtung sinkt der Porenanteil tendenziell etwas und bei der Anregung zeigt sich möglicherweise eine Verminderung.

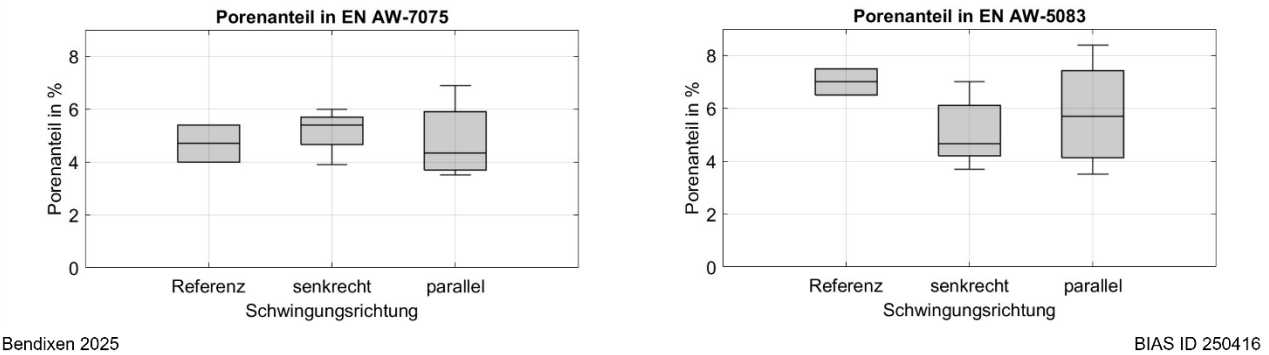

Abbildung 27: Einfluss auf den Porenanteil 20 kHz

Einfluss der mechanischen Anregung mit 50 Hz

Die mechanisch Anregungen 50 Hz führt zu einem welligen oder schuppigen äußeren Erscheinungsbild der Raupen. Es treten einige Einkerbungen an der Oberfläche (Abbildung 28, oben rechts) auf. Es wurde keine Kornfeinung erreicht. Die mechanische Anregung bis 50 Hz hat auch keinen Einfluss auf den Porenanteil. Das ist nach Schwingungsrichtung aufgeteilt in Abbildung 29 gezeigt. Damit ist die mechanische Anregung mit 50 Hz für das LPA von hochfesten Aluminiumlegierungen nicht zielführend.

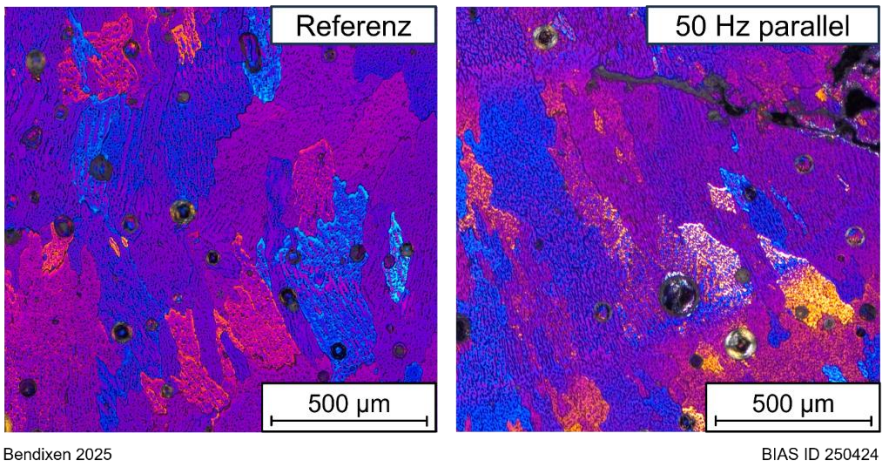

Abbildung 28: Einfluss der mechanischen Anregung mit 50 Hz auf das Gefüge in EN AW-7075

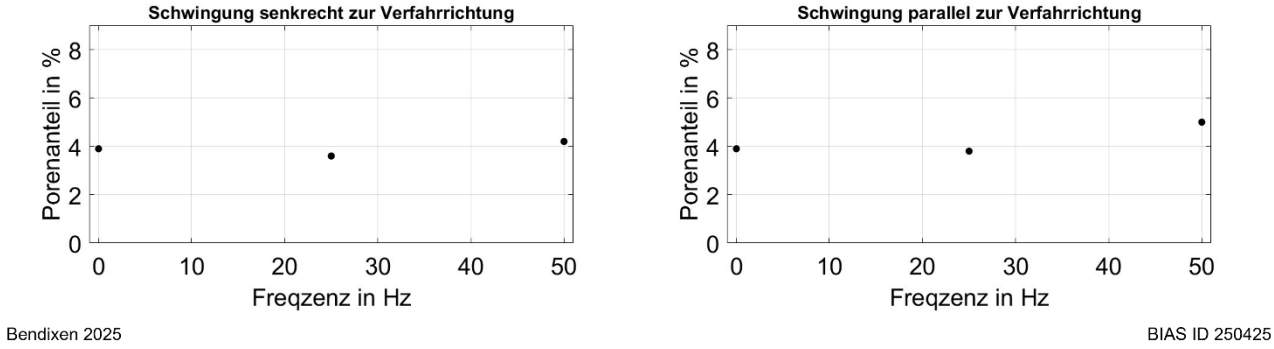

Abbildung 29: Einfluss der mechanischen Anregung bis 50 Hz auf den Porenanteil in EN AW-7075

1.5 Arbeitspaket 5: Synergien durch Kombination der Varianten

Die gleichzeitige Nanoadditivierung und mechanische Anregung wurde untersucht und ebenso das gleichzeitige Zulegieren und Nanoadditivierung. Bei den Versuchen mit mechanischer Anregung wurden die Probengrößen wie in AP4 gewählt, andernfalls wie in AP3. Die Substrate waren artgleich zu den Proben.

Synergien von mechanischer Anregung und Nanoadditivierung

Im Vergleich wirkt die Nanoadditivierung deutlich stärker auf die Korngröße als die mechanische Anregung bei 20 kHz. Die Kombination der mechanischen Anregung mit 20 kHz mit der Nanoadditivierung zeigt, dass die Nanoadditivierung nicht von der mechanischen Anregung beeinflusst wird. Das ist in Abbildung 30 gezeigt. Dabei ist bemerkenswert, dass die Korngröße auf den Substraten mit der schlechteren Wärmeabfuhr ähnlich zu den Korngrößen führt, wie auf den größeren Substraten ist, während die Korngröße in der

Referenz sich deutlich unterscheidet. Die Querschliffe für die Legierung EN AW-5083 sind in Abbildung 31 gezeigt. Die Ergebnisse für EN AW-7075 und EN AW-5083 gleichen sich in diesem Fall.

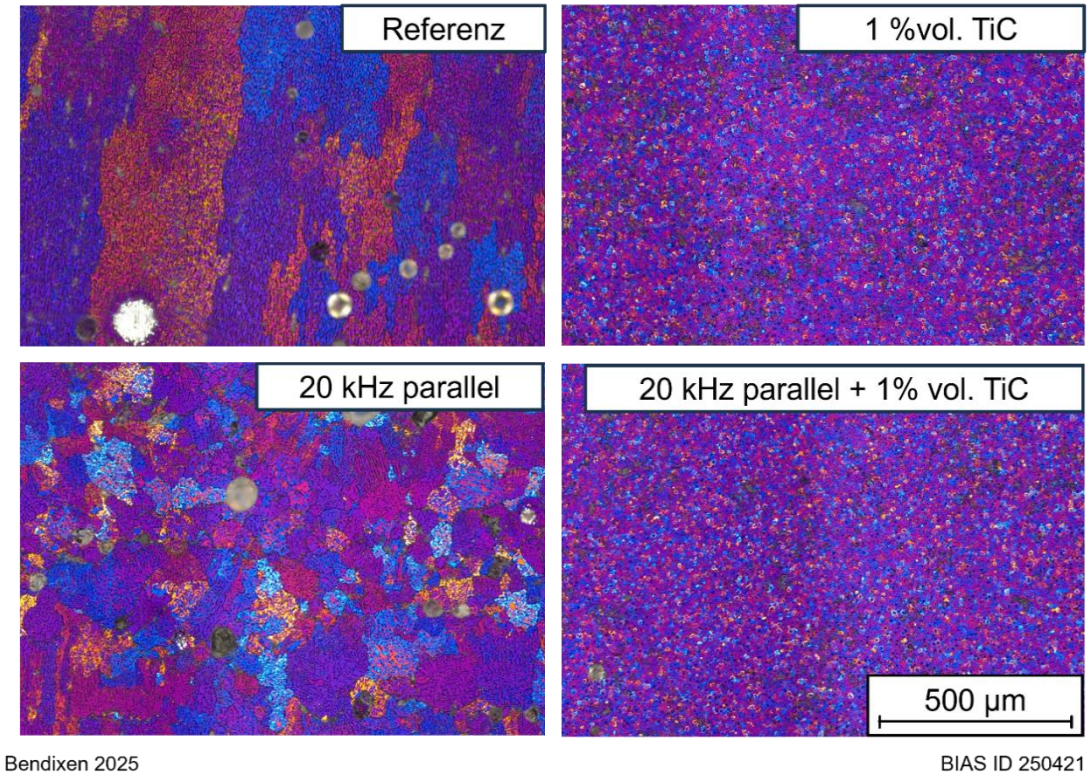

Abbildung 30: Kombination der mechanischen Anregung mit 20 kHz und TiC Nanoadditivierung in EN AW-7075

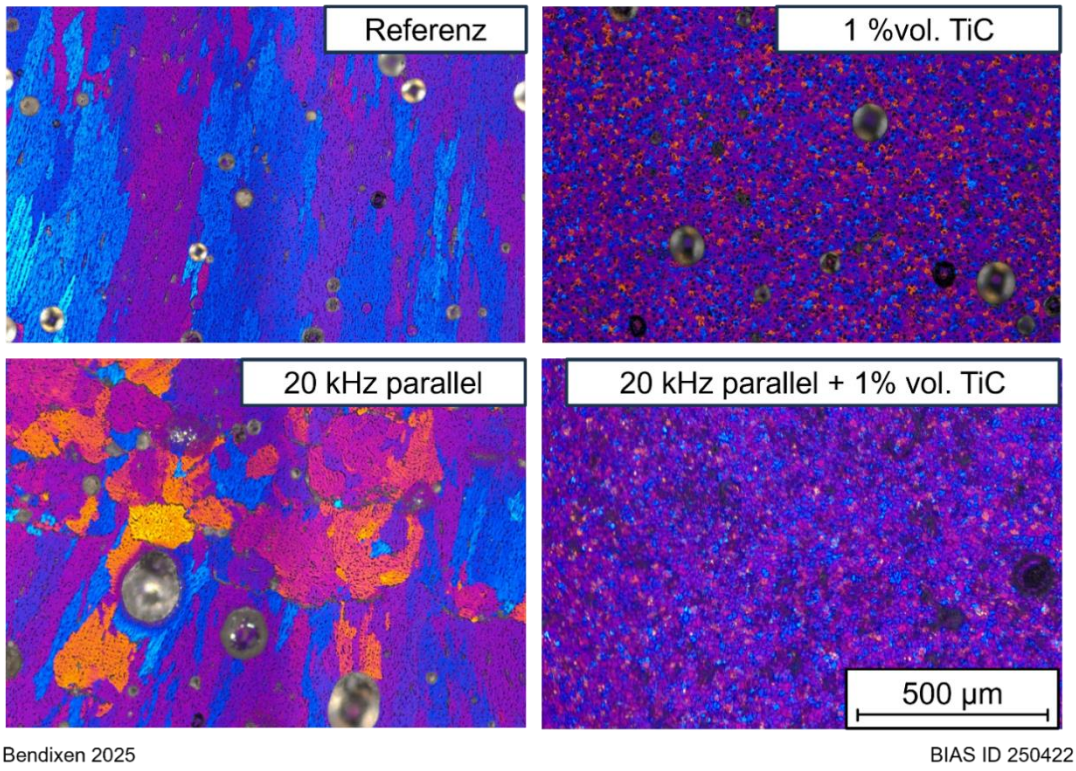

Abbildung 31: Kombination der mechanischen Anregung mit 20 kHz und TiC Nanoadditivierung in EN AW-5083

Bei der mechanischen Anregung mit 50 Hz in Kombination mit der Nanoadditivierung zeigt sich, dass die Nanoadditivierung nicht von der mechanischen Anregung beeinflusst wird (Abbildung 32).

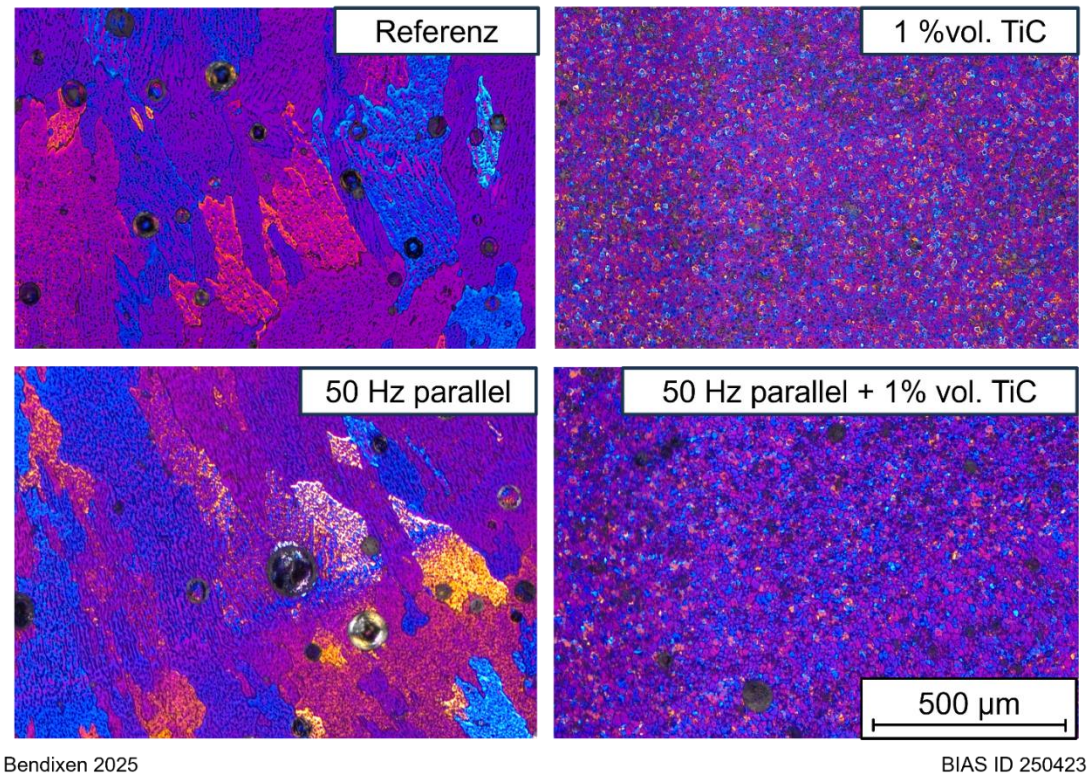

Abbildung 32: Kombination der mechanischen Anregung mit 50 Hz und TiC Nanoadditivierung in EN AW-7075

Synergien von Nanoadditivierung und Zulegieren

Die gleichzeitige Nanoadditivierung und das Zulegieren hat keinen Einfluss auf die Korngröße, jedoch nimmt der Abbrand zu. So fällt der Zinkanteil von 5,9 % ± 0,8 % auf 3,7 % ± 0,2% und der Magnesiumanteil fällt von 3,1 % ± 0,2 % auf 2,1 % ± 0,2%. Das ist damit zu begründen, dass durch einen verbesserten Einkoppelgrad der Prozess heißer wird und der Abbrand damit erhöht. Die Nanoadditivierung führt zu einer feineren und weniger gerichteten Verteilung der Legierungselemente Zink und Magnesium, während sich unabhängig von dem Zulegieren größere TiC-Agglomerate, begleitet von lokal angereicherten Bereichen von Titan und Kohlenstoff, bilden. Während die zink- und magnesiumreichen Phasen ohne Nanoadditivierung in den Dendritenzwischenräumen liegen, liegen sie bei nanoadditivierten Proben in den Korngrenzen. Das ist in Abbildung 33 gezeigt. Das Vorhandensein der TiC-Agglomerate bestätigt, dass die TiC-Partikel überwiegend in Karbidform verblieben und sich nicht vollständig in der Aluminium-Matrix lösten. Dies weist auf eine begrenzte Löslichkeit und Benetzbarkeit unter den gegebenen Prozessbedingungen hin (Contreras et al. 2004; Leon et al. 2002).

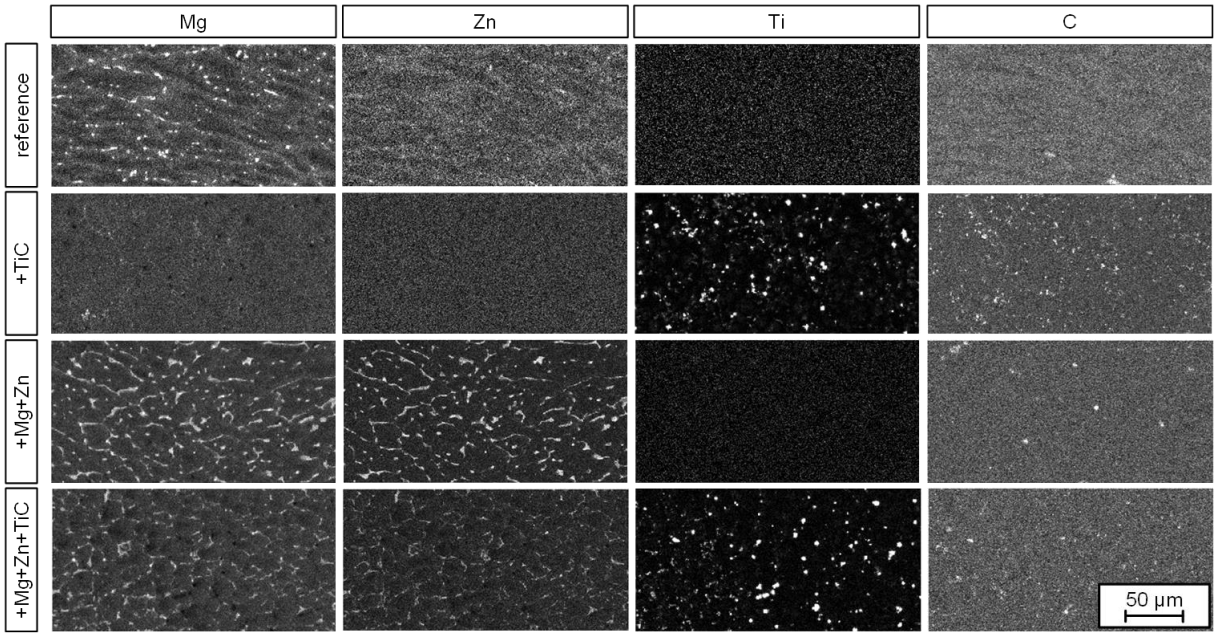

Abbildung 33: Mikrosondenanalyse von EN AW-7075 (je Reihe eine Zusammensetzung, je Spalte ein Element; relative Graustufen zur veranschaulichten Darstellung)

1.6 Arbeitspaket 6: Charakterisierung des Gefüges

Die Struktur der Pulver wurde mit einem REM Zeiss EVO MA 10 untersucht. Außerdem wurden Schliffe des Pulvers angefertigt und mit dem Lichtmikroskop untersucht.

Die Charakterisierung des Gefüges erfolgte anhand von Querschliffen, die poliert und nach Barker geätzt wurden. Die Querschliffe wurden unter dem Lichtmikroskop betrachtet. Die Korngröße in den Proben wurde in Querschliffen mit einem Linienschnittverfahren mit einer senkrechten und einer waagerechten Linie erfasst. In den mechanisch angeregten Proben wurde die Charakterisierung des Gefüges in Längsschliffen durchgeführt.

Eine Untersuchung einiger polierter Querschliffe erfolgte mit dem REM. Die chemischen Zusammensetzungen wurden in Querschliffen mittels REM EDX (Bruker Quantax EDS X-Flash Detector 610 M) in verschiedenen Höhen der Proben ermittelt. Zur Bestimmung der Elementverteilung kam eine Elektronenstrahl-Mikrosonde (EPMA) JOEL JXA-S200 zum Einsatz. Untersucht wurden Al, Zn, Mg, Ti und C in einem Bereich von 250 µm × 125 µm bei einer Schrittweite von 0,5 µm. Die Messzeit betrug 0,02 s pro Punkt, die Beschleunigungsspannung 15,0 kV. Die Proben wurden hierfür eingebettet, geschliffen und poliert.

Die Härteprüfungen HV 0,2 an den wärmebehandelten Proben wurden in einem Raster mit einem x- und y-Abstand von 0,5 mm durchgeführt. Die Härte wurde mit dem Härteprüfer Struers DuraScan 50G5 ermittelt.

Die CT-Untersuchungen wurden mit dem Röntgen-CT GE phoenix v/tome/xm mit 180 kV/20 W Nanofokus-Röntgenröhre durchgeführt.

Zugproben wurden flach liegend aus den Quadern entnommen, sodass die Richtung der Bahnen parallel mit der späteren Zugrichtung lag. Die Zugproben waren an die Norm DIN 50125:2009-07 angelehnt und hatten die Form DIN 50125 - E 4 x 10 x 35. Die Zugversuche waren an EN ISO 6892-1:2009 angelehnt. Mit dem REM wurde eine Bruchflächenuntersuchung durchgeführt.

1.7 Arbeitspaket 7: Funktionsmuster und Handlungsempfehlungen

Funktionsmuster

Mithilfe der Nanoadditivierung mit 1 Vol.-% TiC konnten Hohlzylinder aus EN AW-7075 aufgetragen werden, die nicht durch Heißrisse versagen (Abbildung 34). Die Röntgen CT-Untersuchung zeigen, dass in den unteren Lagen einige Imperfektion wie Poren auftreten, die in den höheren Lagen deutlich seltener werden. Im aufgefrästen Zustand lassen sich dementsprechend keine Imperfektionen entdecken.

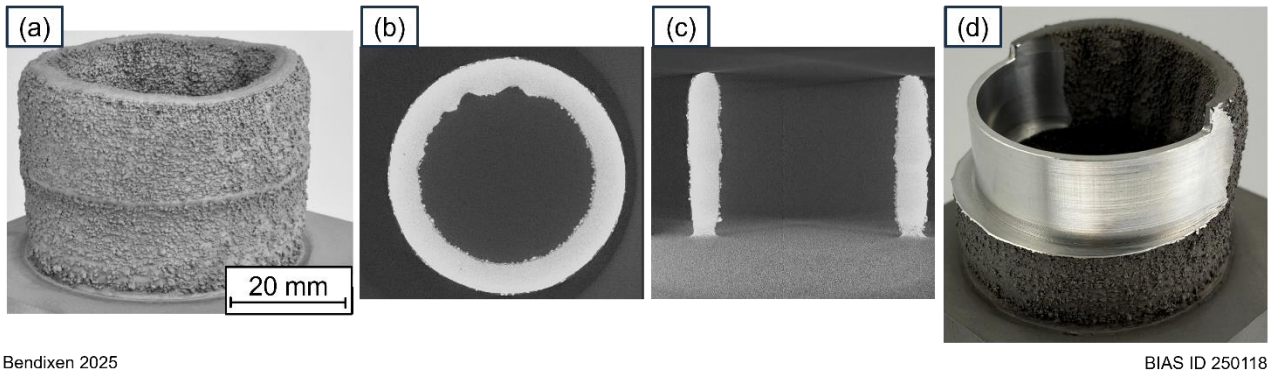

Abbildung 34: Hohlzylinder aus EN AW-7075 mit 1 Vol.-% TiC: (a) as printed; (b) Ebene aus einer CT-Untersuchung parallel zur Substratebene; (c) Ebene aus einer CT-Untersuchung senkrecht zur Substratebene; teilweise übergefräst

Handlungsempfehlungen

Zulegieren

Es wurde gezeigt, dass die Legierungszusammensetzung von EN AW-7075 und EN AW-5083 durch das in-situ und ex-situ Zulegieren von ZnAl12 und AZ91 erhalten werden kann. Der Abbrand ist abhängig von den Prozessparametern, beispielsweise der Laserleistung. Die Zulegierung, die notwendig ist, damit das Bauteil der chemischen Zusammensetzung entsprechend der Norm hat, muss deshalb über schrittweise angehobene Zugaben ermittelt werden. Wenn eine für die Prozessparameter passende Zusammensetzung gefunden wurde, kann eine entsprechende Vormischung angefertigt werden. Dieses ex-situ Mischen hat in der Praxis den Vorteil, dass nur ein Pulvertopf benötigt wird und dass die Herausforderungen, die einzelne Pulver zum Beispiel in Bezug auf die Fließfähigkeit haben, in der Vormischung weniger ins Gewicht fallen.

Bei den hier verwendeten Prozessparametern kann die Zusammensetzung der Legierung EN AW-7075 bei einer Zugabe von 10 % ZnAl12 und 5 % AZ91 erhalten werden. Die Legierungszusammensetzung von EN AW-5083 konnte mit einer Zugabe von 10 % AZ91 erhalten werden.

Nanoadditivierung

Im Projekt wurde gezeigt, dass eine zunehmende Nanoadditivierung mit TiC zu einer zunehmenden Kornfeinung führt. Deshalb wird empfohlen, bei der Additiven Fertigung von EN AW-7075 mittels Laser-Pulver-Auftragschweißen 0,75 Vol.-% - 1 Vol.-% TiC-Nanopartikel einzusetzen, damit eine vollständige Kornfeinung erreicht wird. Wenn ein entsprechend feinkörniges Bauteil aus EN AW-5083 gefertigt werden soll, sollte auch 1 Vol.-% TiC verwendet werden, damit weniger Poren auftreten.

Das Zulegieren und die Nanoadditivierung sind gleichzeitig möglich. Eine Kombination ermöglicht eine gleichzeitige Kornfeinung und den Erhalt der Legierungszusammensetzung. Eine Kombination ist empfohlen.

Mischen und Handhabung der Pulver

Beim ex-situ Mischen der Pulver hat sich ein Mischen durch Umrühren für die Zulegierungspulver und das TiC als wirksam erwiesen, um eine homogene Verteilung der Nanopartikel und eine gleichmäßige Legierungszusammensetzung zu erreichen. Daher sind Trommelrührer oder aufwändige Wärmebehandlungen der Pulver nicht notwendig.

Es sollte kein reines Magnesiumpulver verwendet werden, weil es bei der Verwendung in nicht angepassten Umgebungen wie einem Pulverförderer und beim Lagern in Kontakt mit Luft ein Brandrisiko darstellen kann.

Mechanische Anregung

Die mechanische Anregung mit 20 kHz führt nur dann zu einem feinen ungerichteten Gefüge, wenn die Schwingungsrichtung und Verfahrrichtung parallel zueinander stehen. Diese Richtungsabhängigkeit und die Limitierung auf sehr kleine Bauteilmassen schränken die praktische Anwendbarkeit der mechanischen Anregung mit einem am Erreger befestigten Substrat für die praktische Anwendung stark ein.

2 Verwendung der Zuwendung

Verwendung der Zuwendung für das wissenschaftlich-technische Personal an der Forschungseinrichtung erfolgte entsprechend dem Einzelansatz A des Gesamtfinanzierungsplans (GFP). Während der Projektlaufzeit wurden antragsgemäß keine Geräte (Einzelansatz B des GFP) angeschafft und keine Leistungen Dritter (Einzelansatz C des GFP) erbracht. Für die Arbeiten wurde wissenschaftlich-technisches Personal im Gesamtumfang von 24 PM (Angestellte mit abgeschlossener wissenschaftlicher Ausbildung, WiMi), technisches Personal im Gesamtumfang von 14,39 PM (Technische Angestellte, TeMi) und Hilfskräfte im Gesamtumfang von 663,25 h (studentische Hilfskräfte, HiWi) eingesetzt.

3 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Die im Rahmen des Forschungsvorhabens geleistete Arbeit entspricht dem begutachteten und bewilligten Antrag und war zur Erreichung der Antragsziele erforderlich. Alle durchgeführten Arbeiten erfolgten zielgerichtet. Das eingesetzte wissenschaftlich-technische Personal war für die Auswahl und die Koordinierung sowie zur Bearbeitung der durchzuführenden Aufgaben notwendig und vom Zeitumfang her angemessen.

4 Darstellung des wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzens der erzielten Ergebnisse insbesondere für KMU sowie ihres innovativen Beitrags und ihrer industriellen Anwendungsmöglichkeiten

Durch die hohe Rissneigung der hochfesten Legierung EN AW-7075 und den Abbrand der Legierungselemente Zink und Magnesium war es in der Vergangenheit nicht möglich, die Legierung EN AW-7075 mit LPA mit guten mechanischen Eigenschaften aufzutragen.

Es wurde gezeigt, dass einfache Mischverfahren der Pulver mit TiC (Rühren) wirksam sind, die Nanopartikel in die Schmelze gelangen und dort über Kornfeinung die Rissbildung in EN AW-7075 stark vermindern. Damit verbessert sich die Zugfestigkeit deutlich. Außerdem kann der Abbrand bei dem Auftragen von EN AW-7075 und EN AW-5083 zuverlässig ausgeglichen werden, wobei ein sicherer Umgang mit Brandrisiken durch eine geeignete Wahl der Zulegierungspulver gewährleistet wird. Diese verunreinigen die Legierungen nicht und sind am Markt verfügbar. Die hohe Flüchtigkeit von Zink und Magnesium wird dadurch zu einem beherrschbaren Problem. Auch konnten die Grenzen der mechanischen Anregung des gesamten Bauteils zur Kornfeinung aufgezeigt werden.

Es wurde erstmals die Fertigung hochfester Aluminiumlegierungen wie EN AW-7075 nahezu imperfektionsfrei und mit guten mechanischen Eigenschaften auch ohne nachträgliche Wärmebehandlung durch Laser-Pulver-Auftragschweißen mit TiC-Zugabe und Zulegieren ermöglicht.

Der technische Nutzen der Erkenntnisse besteht darin, dass mittels Laser-Pulver-Auftragschgweißen EN AW-7075 imperfektionsarm und mit guten mechanischen Eigenschaften unter Erhalt der chemischen Zusammensetzung verarbeitet werden kann. Das ermöglicht die Kombination des Leichtbaupotentials der Legierung mit der Konstruktionsfreiheit der additiven Fertigung auch für große Bauteile.

Diese Fortschritte bieten insbesondere kleinen und mittleren Unternehmen einen hohen wissenschaftlich-technischen und wirtschaftlichen Nutzen, weil KMU-Anwender nur durch Anschaffung der verarbeiteten Materialen die Technologie direkt umsetzen können. Damit kann bereits vorhandene Anlagentechnik genutzt werden.

Außerdem werden neue innovative Anwendungsfelder in der industriellen Praxis eröffnet, da durch das Verarbeiten der Aluminiumlegierung mit ihrer hohen spezifischen Festigkeit eine erweiterte Werkstoffauswahl zur Verfügung steht, die ohne kritische und teure Rohstoffe wie z.B. Scandium auskommt. Es bestehen Anwendungsmöglichkeiten in der Luft- und Raumfahrt, der Automobilindustrie und im Bereich der erneuerbaren Energien wie z.B. Großwälzlager in Windrädern.

5 Wissenstransfer in die Wirtschaft

Mit den angegebenen Transfermaßnahmen wurde und wird auch künftig sichergestellt, dass die im Rahmen des Forschungsvorhabens erzielten Ergebnisse und das erarbeitete Wissen der Wirtschaft vollumfänglich zugänglich sind. Die regelmäßige Abstimmung mit dem PA im Rahmen von sieben PA-Sitzungen stellte sicher, dass für die Anwender und Hersteller nutzbare Erkenntnisse und Methoden aus dem Projekt resultieren und dass diese industrierelevant sind. Durch die Einbringung von Wissen und Erfahrung durch den PA

wurde die Forschung zielgerichtet fokussiert und die Qualität der Ergebnisse sichergestellt. Dies wird als wichtige Voraussetzung für einen Transfer in die Wirtschaft angesehen. Weiterhin wurde der PA in den Sitzungen laufend über die Ergebnisse und Erkenntnisse informiert, sodass ein direkter Transfer in die Wirtschaft bereits parallel zur Projektbearbeitung stattgefunden hat. Darüber hinaus ist die NMD New Materials Development GmbH als Pulverhersteller bereits in der Lage die notwendigen Metallpulver zu liefern, die Gall & Seitz Systems GmbH hat als Anwender bereits Bauteile unter Zuhilfenahme von Titanboridpulver geschweißt und mit der Ariane Group als Anwender werden Gespräche über die Nutzung in der Raumfahrt geführt.

Die Projektergebnisse wurden unter anderem auf Anwenderkonferenzen vorgestellt, darunter auf der DVS-Veranstaltung „#additivefertigung: Metall in bestForm“, ein ideales Forum für den Erkenntnistransfer, bei dem ein interessiertes und mit der Materie eng befasstes Fachpublikum aus Industrie und anwendungsnaher Forschung erreicht werden konnte. Außerdem wurde mit dem Erlangen des Best Post Award auf der „Additive 2024“ eine hohe Sichtbarkeit erreicht. Weiterhin wurden Ergebnisse jährlich auf der Formnext vorgestellt, womit auf der größten Fachmesse für additive Fertigung ein breites Publikum aus der Industrie adressiert werden konnte. Damit wurde eine angemessene Verbreitung der Ergebnisse innerhalb der Zielbranchen ermöglicht.

Durch die geplanten Transfermaßnahmen nach Abschluss des Vorhabens soll erreicht werden, dass die erzielten Ergebnisse weiterverbreitet, konserviert und dauerhaft zugänglich gemacht werden. Dazu zählt die Veröffentlichung der wichtigsten Ergebnisse im International Aluminium Journal, welches eine große Sichtbarkeit und Reichweite in der Aluminiumbranche hat. Der vollständige Schlussbericht steht darüber hinaus über die TIB in Hannover allen Interessierten zur Verfügung.

6 Durchgeführte Transfermaßnahmen

Maßnahme	Ziel	Ort/Rahmen	Zeitraum
1. Projektbegleitender Ausschuss (PA)	Kick-Off-Meeting: Abstimmung Versuchsplan. Einarbeitung aktueller Ziel- / Fragestellungen des PA.	1.1: BIAS, Bremen (online)	20.06.2023
	Regelmeetings: Vorstellung und Diskussion der aktuellen Forschungsergebnisse und geplanten Arbeiten im PA, Abstimmung und Festlegungen zum Vorgehen	1.2 - 1.7: BIAS, Bremen (online)	04.10.2023 24.01.2024 05.06.2024 24.09.2024 15.01.2025 30.04.2025
	Direkter Austausch: Neben den PA-Sitzungen werden Zwischenergebnisse direkt an die Partner weitergegeben, um aktuelle Fragestellungen und Methoden direkt abzustimmen.	1.8: Per Mail oder Telefon oder persönlich	Fortlaufend

Maßnahme	Ziel	Ort/Rahmen	Zeitraum
2. Fachvorträge auf Konferenzen	Präsentation der Erkenntnisse auf nationalen und internationalen Tagungen vor einem Fachpublikum	2.1: Additive 2024 2.2: LAF 2024 2.3: # additivefertigung: Metall in bestForm 2.4: Sitzung des Forschungsbeirats des Stifterverband Metalle e.V. 2.5: LiM25	12.-14.06.2024 27.-28.11.2024 10.-11.12.2024 23.06.2025 23.-26.06.2025
3. Ausstellung auf Messen und Fachausstellungen	Als wichtiger Punkt der Öffentlichkeitsarbeit wird das Projekt auf Messen und Fachausstellungen präsentiert. Forschungsinhalte können so einem deutlich erweiterten Personenkreis zugänglich gemacht werden.	3.1: Formnext23 3.2: Formnext24	07.-10.11.2023 19.-22.11.2024
4. Veröffentlichungen	Zum Projektbeginn wird das Vorhaben auf der Internetseite des Instituts dargestellt und ein Ankündigungsbeitrag in einer nationalen Zeitschrift veröffentlicht, um interessierte Industriepartner auf die Fragestellungen hinzuweisen und zur Mitarbeit im PA zu gewinnen.	4.1: Ankündigung auf www.bias.de	01.05.2023
	Publikation von Projektergebnissen in fachlich renommierten Zeitschriften national und international.	4.2: Journal of Materials Research and Technology	22.08.2024
5. Aus- und Weiterbildung	Im Fachbereich 4 der Universität Bremen werden die Erkenntnisse direkt in die Vorlesungen „Lasermaterialbearbeitung“ und „Additive Fertigung“ sowie in studentische Arbeiten mit einfließen.	5.1: Studentische Arbeit (Masterarbeit)	31.05.2024
6. Berichterstattung	Information zur Umsetzung des Arbeitsplans und der erzielten Ergebnisse.	6.1: Zwischenbericht 2023 6.2: Zwischenbericht 2024	31.03.2024 31.03.2025

7 Geplante spezifische Transfermaßnahmen nach der Projektlaufzeit

Maßnahme	Ziel	Ort/Rahmen	Zeitraum
1. Projektbegleitender Ausschuss (PA)	Direkter Austausch: Neben den PA-Sitzungen werden Zwischenergebnisse direkt an die Partner weitergegeben, um aktuelle Fragestellungen und Methoden direkt abzustimmen.	1.8: Per Mail oder Telefon oder persönlich	Fortlaufend
2. Fachvorträge auf Konferenzen	Präsentation der Erkenntnisse auf nationalen und internationalen Tagungen vor einem Fachpublikum	2.6: LAF 26	11/2026
3. Ausstellung auf Messen und Fachausstellungen	Als wichtiger Punkt der Öffentlichkeitsarbeit wird das Projekt auf Messen und Fachausstellungen präsentiert. Forschungsinhalte können so einem deutlich erweiterten Personenkreis zugänglich gemacht werden.	3.3: Formnext25	11/2025
4. Veröffentlichungen	Publikation von Projektergebnissen in fachlich renommierten Zeitschriften national und international.	4.3: Advanced Engineering Materials	Q4/2025
	Bereitstellung des Abschlussberichtes	4.4: TiB Hannover	Q4/2025
	Publikation der Ergebnisse und Darstellung der Anwendung	4.5: International Aluminum Journal 4.6: LiM Conference Proceedings	Q4/2025 Q4/2025
5. Aus- und Weiterbildung	Im Fachbereich 4 der Universität Bremen werden die Erkenntnisse direkt in die Vorlesungen „Lasermaterialbearbeitung“ und „Additive Fertigung“ sowie in studentische Arbeiten mit einfließen.	5.2: Vorlesung „Lasermaterialbearbeitung“, „Additive Fertigung“	ab Wintersemester 25/26
6. Berichterstattung	Information zur Umsetzung des Arbeitsplans und der erzielten Ergebnisse.	6.3: Schlussbericht mit Empfehlungskatalog	09/2025
7. Seminare / Schulungen	Ergebnistransfer in die Industrie. Weitergabe von Zusatzinformationen und Beratung. Schulung von Fachpersonal.	7.1: Workshops im Institut oder bei Industriepartnern	ab Q1/2026

8 Literaturverzeichnis

Brice, Craig; Shenoy, Ravi; Kral, Milo; Buchannan, Karl (2015): Precipitation behavior of aluminum alloy 2139 fabricated using additive manufacturing. In: *Materials Science and Engineering: A* 648, S. 9–14. DOI: 10.1016/j.msea.2015.08.088.

Campbell, J. (1981): Effects of vibration during solidification. In: *International Metals Reviews* 26 (1), S. 71–108. DOI: 10.1179/imtr.1981.26.1.71.

Coniglio, N.; Cross, C. E. (2013): Initiation and growth mechanisms for weld solidification cracking. In: *International Materials Reviews* 58 (7), S. 375–397. DOI: 10.1179/1743280413Y.0000000020.

Contreras, A.; Bedolla, E.; Pérez, R. (2004): Interfacial phenomena in wettability of TiC by Al–Mg alloys. In: *Acta Materialia* 52 (4), S. 985–994. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.10.034.

Dahmen, Martin; Göbel, Marco (2016): Mechanical Properties and Fracture Behaviour of LMD Produced 2.4682 and Wrought 2.4630 Dissimilar Welds. In: *Physics Procedia* 83, S. 426–436. DOI: 10.1016/j.phpro.2016.08.044.

Gärtner, Eric; Jung, Hyo Yun; Peter, Nicolas J.; Dehm, Gerhard; Jägle, Eric A.; Uhlenwinkel, Volker; Mädler, Lutz (2021): Reducing cohesion of metal powders for additive manufacturing by nanoparticle dry-coating. In: *Powder Technology* 379, S. 585–595. DOI: 10.1016/j.powtec.2020.10.065.

Hentschel, Oliver; Kohlstruck, Jan; Vetter, Johannes; Wittmann, Alexander; Krakhmalev, Pavel; Nikas, Dimitrios; Schmidt, Michael (2024): Experimental Investigations in the Processing of AISI H11 Powder Blends Enriched with Tungsten Carbide Nanoparticles for the Additive Manufacturing of Tailored Hot Working Tools in the Directed Energy Deposition (DED-LB/M)—Impact of Tungsten Carbide Nanoparticles on Microstructural and Mechanical Characteristics. In: *Metals* 14 (2), S. 188. DOI: 10.3390/met14020188.

Israelachvili, Jacob N. (2011): Adhesion and Wetting Phenomena. In: Intermolecular and Surface Forces: Elsevier, S. 415–467.

Kaplan, A. F. H. (2014): Laser absorptivity on wavy molten metal surfaces: Categorization of different metals and wavelengths. In: *Journal of Laser Applications* 26 (1), Artikel 012007. DOI: 10.2351/1.4833936.

Langebeck, Anika; Bohlen, Annika; Rentsch, Rüdiger; Vollertsen, Frank (2021): Low-Defect AM of High Strength Aluminium Alloy by LMD. In: *SSRN Journal*. DOI: 10.2139/ssrn.3785871.

Leitner, Matthias; Leitner, Thomas; Schmon, Alexander; Aziz, Kirmanj; Pottlacher, Gernot (2017): Thermophysical Properties of Liquid Aluminum. In: *Metall Mater Trans A* 48 (6), S. 3036–3045. DOI: 10.1007/s11661-017-4053-6.

Leon, C. A.; Lopez, V. H.; Bedolla, E.; Drew, R. A. L. (2002): Wettability of TiC by commercial aluminum alloys. In: *Journal of Materials Science* 37 (16), S. 3509–3514. DOI: 10.1023/A:1016523408906.

Martin, John H.; Yahata, Brennan D.; Hundley, Jacob M.; Mayer, Justin A.; Schaedler, Tobias A.; Pollock, Tresa M. (2017): 3D printing of high-strength aluminium alloys. In: *Nature* 549 (7672), S. 365–369. DOI: 10.1038/nature23894.

McCartney, D. G. (1989): Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants. In: *International Materials Reviews* 34 (1), S. 247–260. DOI: 10.1179/imr.1989.34.1.247.

Meyer, K.; Zimmermann, I. (2004): Effect of glidants in binary powder mixtures. In: *Powder Technology* 139 (1), S. 40–54. DOI: 10.1016/j.powtec.2003.09.007.

Quitter, Dorothee (2025): Großwälzlager für Windkraftanlagen auslegen und fertigen. Online verfügbar unter https://www.konstruktionspraxis.vogel.de/grosswaelzlager-fuer-windkraftanlagen-auslegen-und-fertigen-a-447230/, zuletzt aktualisiert am 23.09.2025, zuletzt geprüft am 23.09.2025.

Radel, Tim (2020): Laserstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen mit Schwingungsüberlagerung. Dissertation. Universität Bremen.

Singh, A.; Ramakrishnan, A.; Dinda, G. P. (2019): Laser Metal Deposition of Al-7050/Al50Mg50 Gradient Material. In: *Metall Mater Trans A* 50 (8), S. 3949–3958. DOI: 10.1007/s11661-019-05308-8.

Wang, Dake; Cicco, Michael P. de; Li, Xiaochun (2012): Using diluted master nanocomposites to achieve grain refinement and mechanical property enhancement in as-cast Al–9Mg. In: *Materials Science and Engineering: A* 532, S. 396–400. DOI: 10.1016/j.msea.2011.11.002.