

Sachbericht zum Verwendungsnachweis

Teil I: Kurzbericht

Verbundprojekt

Digitale Strategie zur Entwicklung von neuen, heißrissewiderstandsfähigen Al-Pulverlegierungen für SLM

Teilvorhaben

Systematisierung und Untersuchung der Prozess- und Legierungseinflüsse auf den Heißrissewiderstand von Al-Pulverlegierungen im SLM-Verfahren

Akronym: DiStAl

Förderkennzeichen

13XP5115A

Laufzeit

01.02.2021 - 31.01.2024

GEFÖRDERT VOM



Bundesministerium
für Bildung
und Forschung

Zuwendungsempfänger

Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA)
Universität Stuttgart
Pfaffenwaldring 32
70569 Stuttgart

Teil I: Kurzbericht (max. 2 Seiten)

1. Ursprüngliche Aufgabenstellung sowie wissenschaftlicher und technischer Stand, an den angeknüpft wurde

Das Leichtbaupotenzial von Aluminiumlegierungen kann im Laser Powder Bed Fusion Prozess (PBF-LB/M) nicht vollständig ausgenutzt werden, da die Materialauswahl auf einige wenige Legierungen begrenzt ist, welche nur ein geringes Produkt von Festigkeit und Bruchdehnung besitzen. Ein zentrales Hindernis dafür stellt der Heißrisswiderstand hochfester Aluminiumlegierungen dar, der die Verarbeitbarkeit weitestgehend auf die aktuell verwendeten eutektischen bzw. naheutektischen Legierungen AlSi12 und AlSi10Mg beschränkt. Heißrisse entstehen bei der Erstarrung während des Phasenübergangs von flüssig nach fest, genau zu dem Zeitpunkt, an dem die Schmelze keine Duktilität aufweist und durch die, bei der Abkühlung induzierten, Dehnung versagt. Dieser Zeitpunkt bzw. das Entstehen des Risses ist wiederum abhängig von der Werkstoffzusammensetzung und von den Abkühlbedingungen, die durch den Prozess vorgegeben werden. Einen Ansatz, diese Wirkzusammenhänge nachvollziehen zu können, bietet die interdisziplinäre Entwicklung einer Ontologie sowie eine skalenübergreifende Simulationsmethodik.

Ziel des Projekts ist es demnach, eine solche digitale Strategie zu entwickeln, die den Heißrisswiderstand von binären Al-Mg-Legierungen bewertbar macht. Im Kern steht dabei die Ausarbeitung einer umfassenden Ontologie, die die Wirkzusammenhänge des PBF-LB/M-Prozesses abbildet. Auf dieser Grundlage wird ein skalenübergreifender digitaler Simulationsworkflow erarbeitet, welcher in einen digitalen Zwilling der zu bewertenden Legierung im Herstellungsprozess resultiert und dessen Heißrisswiderstand bewertet. Anhand dieses Simulationsworkflows lässt sich die Anwendbarkeit von Legierungen, innerhalb des binären Al-Mg-Legierungssystems, für den PBF-LB/M-Prozess beurteilen. Perspektivisch soll die so entwickelte Methode auch auf komplexere Legierungssysteme und langfristig auch auf andere Werkstoffgruppen wie Nickelbasislegierungen und Stähle übertragen werden.

2. Ablauf des Vorhabens

Der Arbeitsablaufplan des Projekts DiStAl ist in Abbildung 1 dargestellt. Die darin definierten Zeitfenster wurden weitgehend eingehalten.

Im ersten Projektjahr des Vorhabens DiStAl wurde der Grundstein für die weiteren Arbeiten gelegt. Hierbei erfolgte die Herstellung und Charakterisierung von Probenmaterial. Wobei sowohl die Druckparameter, als auch die Legierungszusammensetzung variiert wurde. Zudem wurde der Workflow definiert, welcher die Grundlage für die nachfolgenden Arbeiten bildete.

Im zweiten Projektjahr lag der Fokus auf der Entwicklung verschiedener Simulationsmethoden für die Erstellung eines digitalen Zwillings. Diese umfassten bei der MPA vor allem die Datenbank ThermoCalc®, die Finite-Elemente-Methode (FEM), sowie Phasenfeldsimulationen. Durch den Einsatz dieser Methoden konnte ein tiefgehendes Verständnis der Materialeigenschaften und des Materialverhaltens erzielt werden.

Im dritten Projektjahr war das Ziel, die Simulationsmethoden der MPA und des IMWF zusammenzuführen. Ebenfalls wurde weiteres Probenmaterial gedruckt und charakterisiert, da sich die Ergebnisse aus Projektjahr 1 als unzureichend herausstellten, um die Zusammenhänge des Prozesses umfassend nachvollziehen zu können. Hierdurch wurde eine Ontologie erstellt, die als strukturelle Basis für die Daten und deren Beziehungen diente. Der Workflow wurde unter Berücksichtigung der gewonnenen Erkenntnisse angepasst. Darin werden die Simulationsmethoden der MPA und des IMWF zusammengeführt.

Demensprechend gab es Abweichungen vom ursprünglichen Zeitplan. Aufgrund dieser Neustrukturierung konnte der ursprünglich geplante Testlauf und die Implementierung des Workflows noch nicht durchgeführt werden. Hierdurch resultiert eine Verschiebung im Zeitplan, wodurch der Workflow jedoch zweckmäßig und umsetzbar definiert ist.

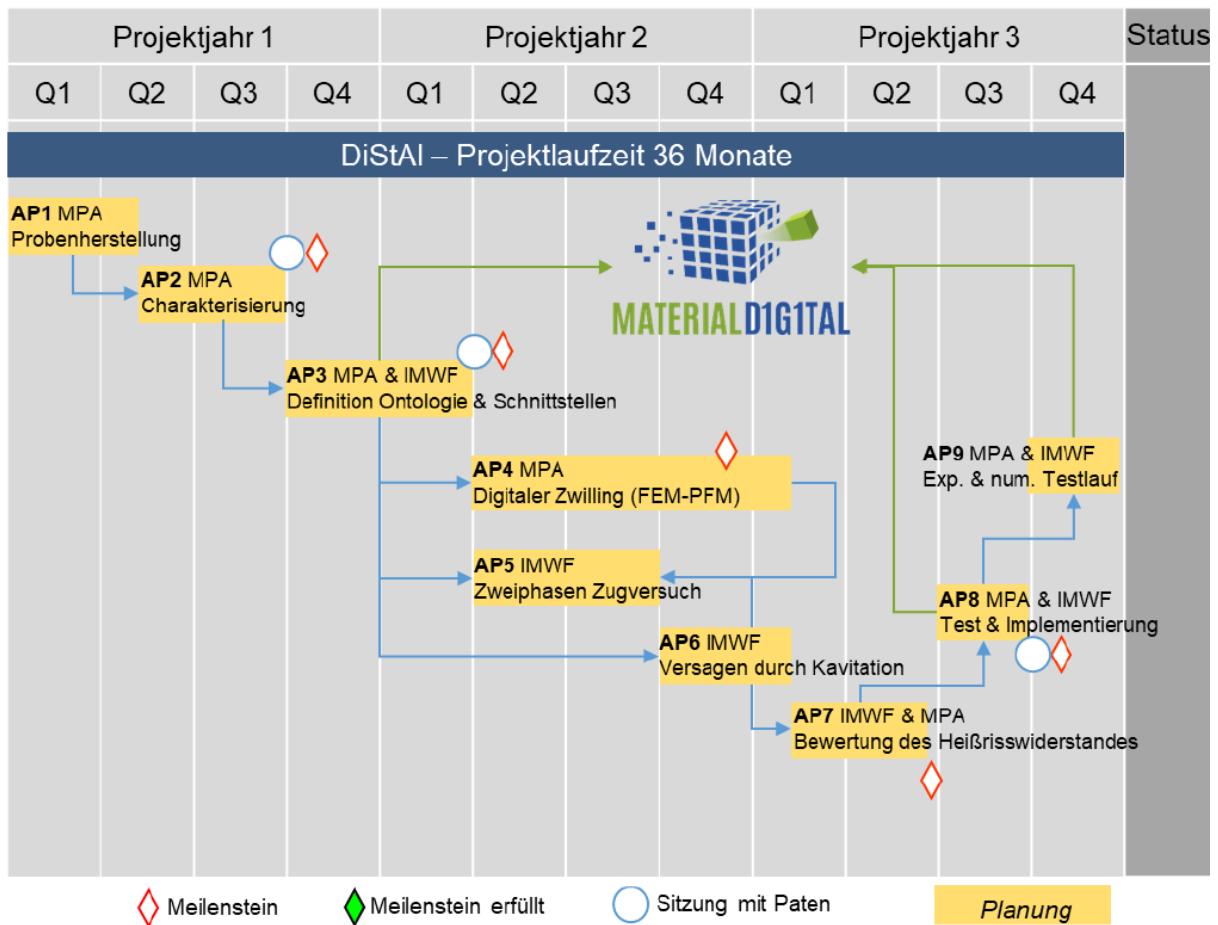


Abbildung 1: Arbeitsablaufplan des Forschungsprojekts DiStAI

Bezüglich des in der Gesamtvorhabenbeschreibung definierten Finanzierungsplans gab es keine Abweichungen.

3. Wesentliche Ergebnisse sowie ggfs. Zusammenarbeit mit anderen Forschungseinrichtungen

Die wesentlichen Ergebnisse bestehen aus der auf zahlreichen experimentellen Daten basierenden Ontologie, welche die Beschreibung der Wirkzusammenhänge im PBF-LB/M-Prozess beschreibt und dem aus verschiedenen Simulationsmodellen aufgebauten sequenziellen Workflow, der die Bewertung des Heißrisswiderstands der Legierung ermöglicht. Beide werden vollumfänglich in Teil II dargestellt.

Für den Aufbau der Ontologie wurden Prozess-Maps erstellt, an denen die Wirkzusammenhänge im Prozess deutlich werden. Um diese ausreichend umfangreich erstellen zu können, war es notwendig eine Vielzahl von Proben herzustellen und auszuwerten.

Der Aufbau des Workflows wurde in Zusammenarbeit mit dem IMWF der Universität Stuttgart durchgeführt. Hierbei übernahm das IMWF die Erstellung der molekulardynamischen Simulationsmodelle, wobei die Expertise des IMWF für die hochkomplexen Simulationen unabdingbar war. Die weiteren für den Workflow benötigten Modelle (ThermoCalc®, FE-Simulation, Phasenfeldsimulation sowie Auswertung mit Python) wurden von der MPA erstellt.

Sachbericht zum Verwendungsnachweis

Teil II: Ausführlicher Abschlussbericht

Verbundprojekt

Digitale Strategie zur Entwicklung von neuen, heißrisswiderstandsfähigen Al-Pulverlegierungen für SLM

Teilvorhaben

Systematisierung und Untersuchung der Prozess- und Legierungseinflüsse auf den Heißrisswiderstand von Al-Pulverlegierungen im SLM-Verfahren

Akronym: DiStAl

Förderkennzeichen

13XP5115A

Laufzeit

01.02.2021 - 31.01.2024

GEFÖRDERT VOM



Bundesministerium
für Bildung
und Forschung

Zuwendungsempfänger

Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA)
Universität Stuttgart
Pfaffenwaldring 32
70569 Stuttgart

Teil II: Eingehende Darstellung

1. Darstellung der Verwendung der Zuwendung sowie der erzielten Ergebnisse

In Abbildung 1, Teil I ist der chronologische Projektablaufplan mit allen darin enthaltenen Arbeitspaketen aufgeführt. Im Folgenden werden die erzielten Ergebnisse gemäß den Arbeitspaketen gegliedert dargestellt. Die für das Projekt definierten Meilensteine setzen sich wie folgt zusammen:

- Meilenstein I (MPA):** Experimentelle Datenbasis für die Entwicklung der Ontologie und Erstellung des digitalen Zwillings
- Meilenstein II (MPA&IMWF):** Entwicklung der Ontologie und Beschreibung der Wirkzusammenhänge (Material-Prozess-Heißrisse)
- Meilenstein III (MPA&IMWF):** Validierter und verifizierter digitaler Zwilling des Prozesses
- Meilenstein IV (MPA&IMWF):** Bewertung des Heißrisswiderstands
- Meilenstein V (MPA&IMWF):** Vereinheitlichter digitaler Workflow zur Bewertung des Heißrisswiderstands

AP1: Probenherstellung

Ziel der experimentellen Untersuchungen ist es, den Einfluss der Prozess- und Legierungszusammensetzung auf die Heißrisanfälligkeit besser zu verstehen, um mit den gewonnenen Erkenntnissen die Wirkmechanismen zu modellieren. Dadurch wird eine Prozess- und Legierungsentwicklung ermöglicht, die in eine digitale Strategie implementiert werden kann.

Der PBF-LB/M-Prozess zur additiven Fertigung weist eine sehr große Anzahl an Parametern auf, die einen direkten Einfluss auf das Prozessergebnis besitzen. Das charakteristische Erstarrungsgefüge von PBF-LB/M -Erzeugnissen zeichnet sich durch die Größe der dendritischen Strukturen, die Korngrößenverteilung, die Kornformverteilung, die kristallographische Orientierungsverteilung, Ausscheidungen und Einschlüsse sowie die Geometrie der mikroskopisch kleinen Schmelzbäder aus. Zusätzlich sind im Gefüge prozessbedingte Ungängen wie z.B. Gasporen, Bindefehler sowie ggf. mikroskopisch kleine Risse (interdendritische Heißrisse) vorhanden. Das Gefüge und die prozessbedingten Ungängen entstehen fast ausschließlich während des Erstarrungsprozesses, weswegen alle Prozessparameter, die einen Einfluss auf das Schmelzbad besitzen, gleichzeitig die Gefügeausbildung beeinflussen. Zu den wichtigsten Prozessparametern zählen die Laserleistung P , die Scangeschwindigkeit v , der Hatch-Abstand h , die Vorheiztemperatur der Substratplatte T_0 , die Pulverschichtdicke t_L , der Fokusradius d_B und die Wellenlänge des Laserstrahls sowie die Art und Weise, wie der Laserstrahl das Pulverbett belichtet (Scanstrategie). Die individuellen Prozessparameter beeinflussen systematisch das Erstarrungsverhalten und somit die Gefügeausbildung, wodurch eine gezielte Eigenschaftseinstellung ermöglicht wird. In welchem Rahmen die Eigenschaften eingestellt werden können, ist prinzipiell werkstoffabhängig. Beispielsweise werden durch eine hohe Scangeschwindigkeit hohe Abkühlgeschwindigkeiten erzielt, wodurch sich eine feinere Mikrostruktur mit kleineren mittleren primären Dendritenarmabständen und kleineren Schmelzbadabmessungen ausbildet. Gleichzeitig bewirkt eine hohe Scangeschwindigkeit die Ausbildung eines langgestreckten Schmelzbads, was die Entstehung von feinen, langgestreckten Körnern in Aufbaurichtung begünstigt. Der Überlappungsgrad der Schmelzbäder (Verhältnis von Hatch-Abstand zu Schmelzbadbreite) kann ebenfalls einen Einfluss auf das anisotrope Werkstoffverhalten besitzen. Allerdings müssen auch weitere Parameter wie z.B. das verwendete Schutzgas, die Strömungsgeschwindigkeit und Temperatur des Schutzgases und die Eigenschaften des Metallpulvers (Feuchtigkeitsgehalt, Oxidschichten, Partikelgrößenverteilung, Partikelformverteilung, Satelliten, Fließfähigkeit, Verunreinigungen durch Fremdpartikel) berücksichtigt werden, da diese insbesondere Prozessfehler hervorrufen können.

Heißrisse können im PBF-LB/M, ähnlich wie im Schmelzschweißen, (i) durch die Steuerung der Erstarrungsstruktur durch Anpassung der chemischen Zusammensetzung oder (ii) durch die Verwendung von angepassten Prozessbedingungen verhindert werden. Im Rahmen des Projekts wurden beide Möglichkeiten untersucht. Für die Steuerung der Erstarrungsstruktur durch Anpassung der chemischen Zusammensetzung wurde die Legierung EN AW-5083 (AlMg4,5Mn0,7) verwendet, bei der durch Zumischung von AlSi10Mg Silizium hinzulegiert wurde. Für die Untersuchung der Heißrisanfälligkeit durch Anpassung der Prozessparameter wurde die Legierung EN AW-6060 (AlMgSi0,5) ausgewählt, da diese bei der Verarbeitung im PBF-LB/M ebenfalls anfällig für Heißrisse ist.

Probenherstellung für die Legierung EN AW-5083

Die folgenden Projektergebnisse wurden von (Böhm et al. 2022) für die EN AW-5083 (AlMg4.5Mn0.7) Legierung veröffentlicht. Die zwei Strategien zur Vermeidung von Heißrissen, durch (i) Steuerung der Erstarrungsstruktur mittels einer Zumischung von AlSi10Mg-Pulver sowie (ii) Anpassung der Prozessparameter, wurden untersucht. Die verwendeten Prozessparameter werden in Tabelle 1 aufgelistet. Zur Vermeidung der Heißrisse wurden Proben aus reinem EN AW-5083 (als Referenz), aus Mischung I (bestehend aus 93 % EN AW-5083 + 7 % AlSi10Mg) und Mischung II (bestehend aus 85 % EN AW-5083 + 15 % AlSi10Mg) gefertigt. Es wurden für jeden Parametersatz aus Tabelle 1 und jede Materialmischung jeweils eine Würfelprobe mit einer Kantenlänge von 10 mm für nachfolgende metallographische Untersuchungen in AP2 hergestellt.

Tabelle 1: Übersicht der gewählten Prozessparameter für EN AW-5083

P [W]	v [m/s]	h [μm]	d _B [μm]	t _L [μm]	T ₀ [°C]	Schutzgas [-]	Scanstrategie [-]
150	500	80	100				
250	1000	80	100				
250	1500	80	100				
250	500	150	200	30	RT	Argon 4.6	lines
325	1000	150	200				
350	1500	150	200				

Probenherstellung für die Legierung EN AW-6060

In dieser Untersuchung wurden Würfelproben mit einer Kantenlänge von 8 mm aus EN AW-6060 mit unterschiedlichen Prozessparametern gefertigt. Das Ziel dieser Untersuchung war, durch die Anpassung der Prozessparameter Proben herzustellen, die eine geringe, moderate und hohe Anzahl an Heißrissen aufweisen. Dadurch kann die Entstehung und der Fortlauf von Heißrissen besser verstanden werden. Dies ermöglicht zudem eine Datengrundlage für die Entwicklung und Abarbeitung der Ontologie der Material-Prozess-Beziehung. In Tabelle 2 sind die verwendeten Prozessparameter für die Herstellung der Proben zusammengefasst.

Tabelle 2: Übersicht der Prozessparameter von Parameterstudie I für EN AW-6060

P [W]	v [m/s]	h [μm]	d _B [μm]	t _L [μm]	T ₀ [°C]	Schutzgas [-]	Scanstrategie [-]
200	800				50		
225	800				50		
250	800-1500				50, 200		
300	900				50, 200		
325	900	100	150	30	50, 200	Argon 4.6	lines
350	100-1300				50, 200, 350		
375	900				50, 200, 350		
400	200-900				50, 200, 350		

Während der Kalibrierung des digitalen Zwillings wurde festgestellt, dass eine noch breitere Datengrundlage erforderlich ist, um die Heißrissanfälligkeit besser beschreiben zu können. Aus diesem Grund wurde eine weitere Parameterstudie für den Werkstoff EN AW-6060 durchgeführt, die die erhobenen Daten aus Parameterstudie I systematisch ergänzt. Ein weiteres Ziel der Parameterstudie II ist, nachvollziehen zu können, wie die Entstehung von Heißrissen mit anderen Prozessfehlern (Key-Hole-Poren, Bindefehlern, Delamination von einzelnen Schichten, Gasporen) im Zusammenhang steht, damit dies im digitalen Workflow berücksichtigt werden kann. Aufgrund der hohen Anzahl von relevanten Prozessparametern, die einen großen Einfluss auf das Prozessergebnis haben, konnten nicht alle Prozessparameter über einen weiten Bereich variiert werden. Es wurde angenommen, dass die Laserleistung, die Scangeschwindigkeit sowie die Temperatur der Substratplattenvorheizung den größten Einfluss auf das entstehende Gefüge und somit der Heißrissentstehung besitzen. Deshalb wurden diese drei Parameter in einer umfangreichen Versuchsreihe mit insgesamt 144 verschiedenen Parametersätzen variiert. Dabei wurden Laserleistungen von 200-400 W, Scangeschwindigkeiten von 200-1600 mm/s und drei verschiedene Substratplattenvorheiztemperaturen (Raumtemperatur, 125 °C und 275 °C) eingesetzt. Die Temperaturen für die Vorheizung der Substratplatten wurden gezielt so ausgewählt, dass diese zwischen den verwendeten Vorheiztemperaturen aus Parameterstudie I liegen und somit die vorhandenen Daten bestmöglich ergänzen. Für jeden der 144 Parametersätze wurde eine Würfelprobe mit einer Kantenlänge von 8 mm für metallographische Auswertungen hergestellt. In Tabelle 3 sind die Prozessparameter der Parameterstudie II zusammengefasst.

Tabelle 3: Übersicht der Prozessparameter von Parameterstudie II für EN AW-6060

P	v	h	d _B	t _L	T ₀	Schutzgas	Scanstrategie
[W]	[mm/s]	[µm]	[µm]	[µm]	[°C]	[-]	[-]
200-400	200-1600	100	150	30	RT, 125, 275	Argon 4.6	lines

AP2: Charakterisierung

In AP2 wurden die in AP1 additiv gefertigten Proben metallographisch mittels lichtoptischer Mikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie charakterisiert und ausgewertet.

Charakterisierung von EN AW-5083

In Abbildung 1 sind exemplarisch lichtoptische Aufnahmen der Schliffbilder dargestellt, wobei der Anteil an AlSi10Mg von 0% (A), 7% (B) und 15% (C) beigemischt wurde und gleichzeitig dieselben Prozessparameter verwendet wurden. Bei allen Würfelproben ohne beigemischten AlSi10Mg-Anteil (A) werden Heißrisse parallel zur Aufbaurichtung (BD) beobachtet. Die Risslängen liegen in einem Bereich von 100 - 300 µm und die Abstände der Risse betragen 50 – 150 µm. Um zu verifizieren, dass es sich bei den Rissen um während der Erstarrung entstandene Heißrisse handelt, wurde bei einer Probe ein Laborbruch herbeigeführt und die Bruchfläche untersucht. In Abbildung 2 sind die Ergebnisse der REM-Untersuchung der Bruchfläche dargestellt. Bei hoher Vergrößerung können dendritische Strukturen von freierstarrten Oberflächen beobachtet werden, was ein typisches Merkmal für Heißrisse darstellt.

Durch die Zumischung von 7 Gew.-% AlSi10Mg wird die Entstehung von Heißrissen unterbunden, jedoch sind bei den verwendeten Prozessparametern weiterhin andere Prozessfehler wie Gasporen und Bindefehler enthalten, siehe Abbildung 1 (C). Bei Mischung II, bei der 15 Gew.-% AlSi10Mg hinzugefügt wurden, können keine Heißrisse im Werkstoffgefüge festgestellt werden.

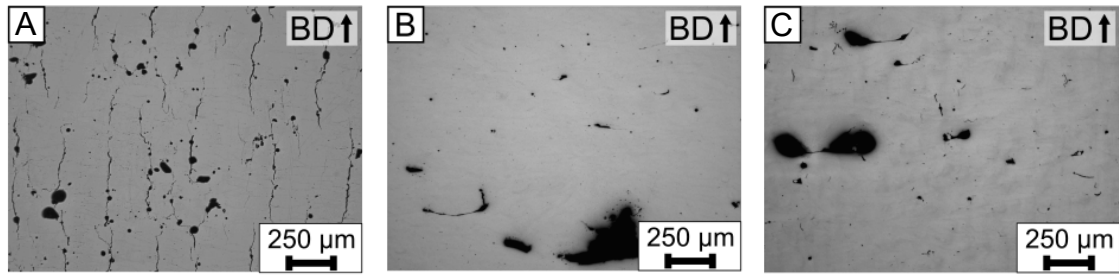


Abbildung 1: Lichtmikroskopische Aufnahmen der polierten Schlitze für die (A) Basislegierung EN AW-5083 (AlMg4,5Mn0,7), (B) Mischung I (93 % EN AW-5083 + 7 Gew.-% AlSi10Mg), (C) Mischung II (85 % EN AW-5083 + 15 Gew.-% AlSi10Mg). Hergestellt mit den Prozessparametern $P = 250 \text{ W}$, $v = 1000 \text{ mm/s}$, $d_B = 100 \text{ }\mu\text{m}$.

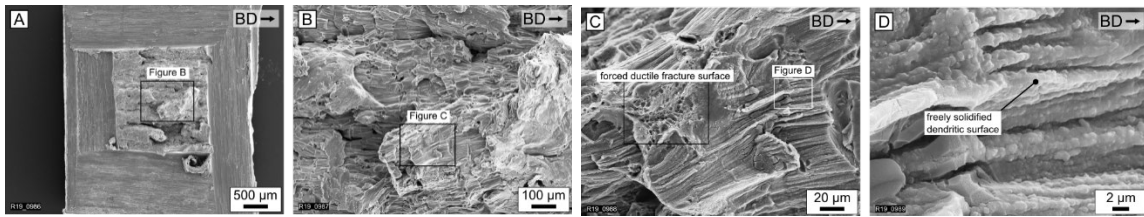


Abbildung 2: REM-Aufnahme der Bruchfläche der Legierung EN AW-5083 (AlMg4,5Mn0,7). (A) Bruchfläche der Probe, (B) Vergrößerung mit Hervorhebung der Schmelzbäder, (C) Vergrößerung mit Hervorhebung der erzwungenen duktilen Bruchoberfläche und der dendritischen Struktur, (D) Vergrößerung der frei erstarrten dendritischen Oberfläche, die typisch für Erstarrungsrisse ist.

Die Ergebnisse der EBSD-Analyse sind in Abbildung 3 dargestellt, die Darstellung zeigt die Orientierung der Körner gemäß dem Orientierungsdreieck. Bei der reinen EN AW-5083 Legierung sind die Körner entlang der Aufbaurichtung langgestreckt und besitzen ein hohes Aspektverhältnis. Die bevorzugte kristallographische Orientierung ist $\langle 001 \rangle$, die der Wachstumsrichtung der Dendriten entspricht. In den EBSD-Scans sind keine Schmelzbäder sichtbar, was bedeutet, dass die kolumnaren Körner epitaxial über zahlreiche Schmelzbäder hinweg gewachsen sind. Die Beimischung von AlSi10Mg bewirkt durch eine höhere Anzahl an Nukleationskeimen in der Schmelze eine Kornfeinung. Die durchschnittliche Korngröße beträgt bei reinem EN AW-5083 $69 \text{ }\mu\text{m}$, bei Mischung I mit +7 Gew.-% AlSi10Mg $41 \text{ }\mu\text{m}$ und bei Mischung II mit +15 Gew.-% AlSi10Mg $39 \text{ }\mu\text{m}$. Die Kornfeinung reduziert die Anfälligkeit gegenüber Heißrissen signifikant. Die Kornfeinung bewirkt außerdem, dass sich das epitaxiale Kornwachstum nur über wenige Schichten erstreckt.

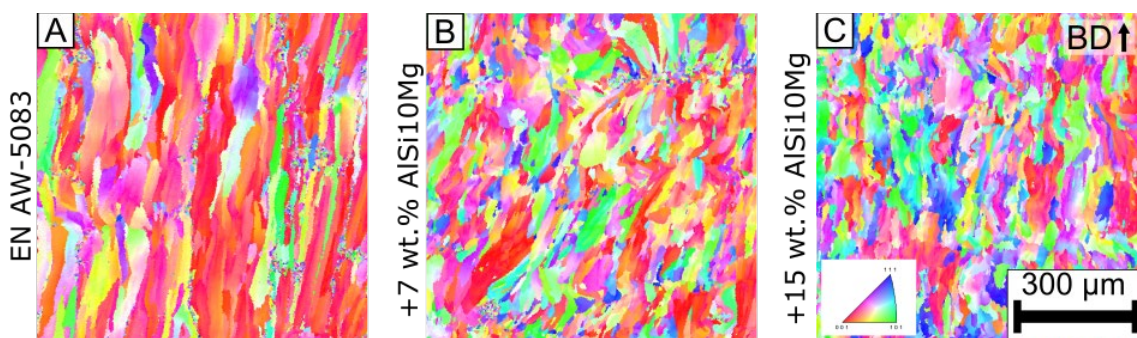


Abbildung 3: Elektronenrückstreuungsbeugungsaufnahmen (EBSD) erstellt mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) zur Veranschaulichung der Kornstruktur für (A) die Basislegierung EN AW-5083, (B) Mischung I +7 Gew.-% AlSi10Mg und (C) Mischung II +15 Gew.-% AlSi10Mg durchgeführt. Hergestellt mit den Prozessparametern $P = 250 \text{ W}$, $v = 1000 \text{ mm/s}$, $d_B = 100 \text{ }\mu\text{m}$.

Während der EBSD-Analyse wurde gleichzeitig eine energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) durchgeführt, um die Verteilung der Legierungselemente im Erstarrungsgefüge abzubilden. In Abbildung 4 sind die Ergebnisse der EDX für die Konzentrationsverteilung von Silizium dargestellt. Im Bereich der Heißrisse wird eine erhöhte Siliziumkonzentration beobachtet, die allerdings durch die zum Polieren verwendete SiO_2 -Suspension verursacht wurde, da sich die Partikel der Suspension in den Rissen und

Poren akkumuliert haben. Die durch das Beimischen von AlSi10Mg erhöhte Siliziumkonzentration bewirkt zunehmend, dass innerhalb eines Schmelzbads die Legierungselemente segregieren. Da die Erstarrung diffusionsgetrieben abläuft, beeinflussen diese Segregationen das lokale Erstarrungsverhalten innerhalb desselben Schmelzbads. Da die Entstehung von Heißrissen im gesamten Schmelzbadquerschnitt unterbunden wird, ist die Siliziumkonzentration trotz der Segregation überall ausreichend hoch. Die Modifizierung der Basislegierung mit einem Ergänzungspulver wie AlSi10Mg verringert die Heißrissempfindlichkeit aufgrund von zwei Mechanismen. Erstens wird eine Kornfeinung herbeigeführt und zweitens wird eine siliziumreiche Phase mit niedrigem Schmelzpunkt hinzugefügt.

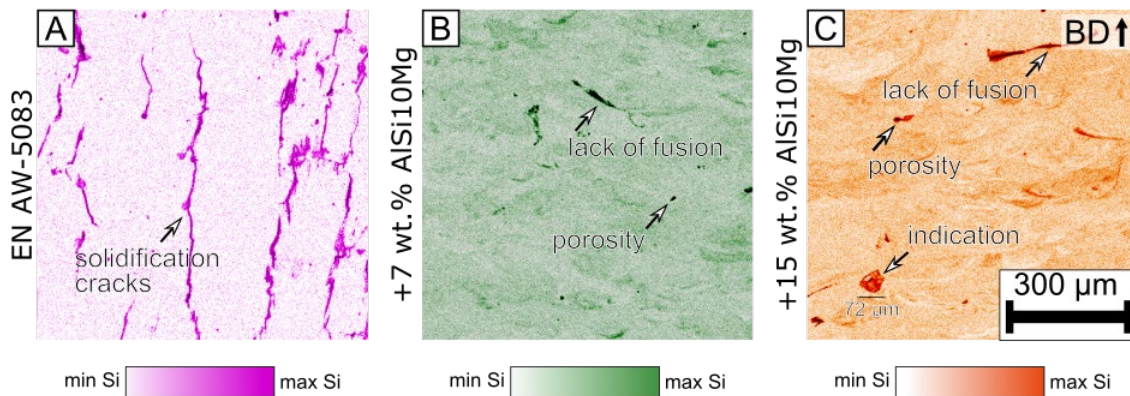


Abbildung 4: Qualitative energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) durchgeführt während der EBSD-Messung für (A) die Basislegierung EN AW-5083, (B) Mischung I +7 Gew.-% AlSi10Mg und (C) Mischung II +15 Gew.-% AlSi10Mg. Hergestellt mit den Prozessparametern $P = 250 \text{ W}$, $v = 1000 \text{ mm/s}$, $d_B = 100 \text{ }\mu\text{m}$.

Charakterisierung von EN AW-6060

Bei den Untersuchungen von EN AW-6060 war das Ziel, in Abhängigkeit der verschiedenen PBF-LB/M-Prozessparameter, verschiedene Heißrissdichten zu erzeugen und die Ergebnisse für die Kalibrierung des digitalen Workflows zu nutzen. Die in Parameterstudie I erhobene Datengrundlage musste in Zuge dessen nachträglich durch Parameterstudie II ergänzt werden, um insbesondere Informationen über die Wechselwirkung der Heißrissentstehung mit anderen Prozessfehlern wie Gasporen, Bindefehlern und Key-Hole-Poren zu erhalten.

Die Charakterisierung der Würfelproben erfolgte durch lichtmikroskopische Aufnahmen der Schliffproben parallel zur Aufbaurichtung. Zur quantitativen Ermittlung der Heißrissdichte wurden auf fünf bewusst zufällig gewählten Positionen der Aufnahmen jeweils drei Linien senkrecht zur Aufbaurichtung angelegt. Die eindimensionale Heißrissdichte ergibt sich aus der Anzahl der Schnittpunkte der Linien mit den Rissen durch die Gesamtlänge der angelegten Linien. Die Heißrissdichte sowie die relative Dichte der jeweiligen Proben wurden mit der Bildverarbeitungssoftware ImageJ ermittelt. In Abbildung 5 ist exemplarisch der Verlauf der Heißrissdichte in Abhängigkeit der linearen Energiedichte für das Probeninnere abgebildet. Mit einer zunehmenden linearen Energiedichte fällt die Heißrissdichte exponentiell ab. Die Entstehung von Heißrissen kann aus der Verringerung der Anzahl von Poren bzw. Bindefehlern resultieren, da diese die Schrumpfung und die dadurch resultierenden Zugeigenspannungen, die infolge der Abkühlung zur Heißrissentstehung führen, kompensieren (Stopyra et al. 2020). Es wurde festgestellt, dass die mit einer geringen linearen Energiedichte von weniger als $0,5 \text{ J/mm}$ gefertigten Proben eine höhere Menge von Bindefehlern aufwiesen. Diese Proben wurden für die Heißrissuntersuchung in Abbildung 5 nicht berücksichtigt.

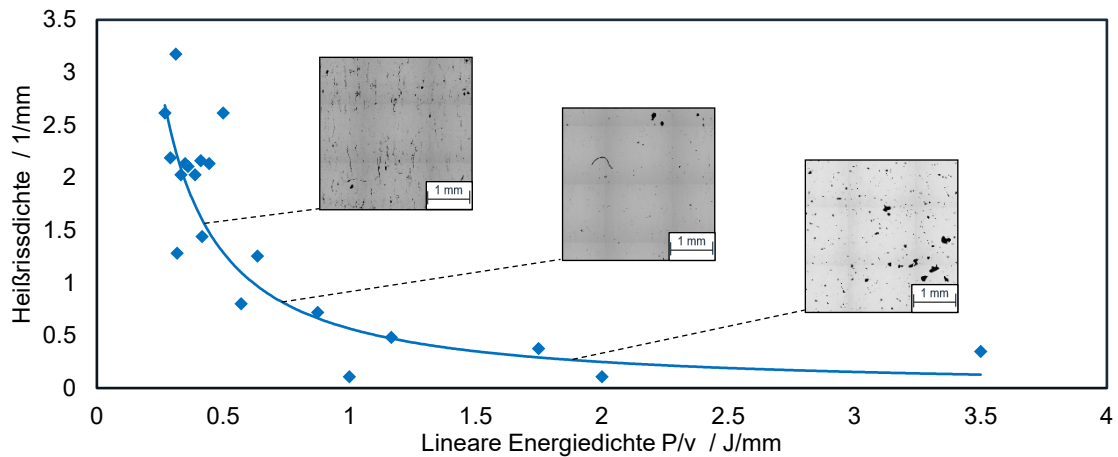


Abbildung 5: Verlauf der Heißrissdichte in Abhängigkeit der linearen Energiedichte für in Parameterstudie I gefertigten Proben aus EN AW-6060 bei einer Substratplattenvorheiztemperatur von 50 °C

In Abbildung 6 sind exemplarisch die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Gefügeuntersuchung für die Versuche, bei denen keine Substratplattenvorheizung verwendet wurde (Raumtemperatur), dargestellt. Dabei ist zu sehen, dass in den meisten Proben Heißrisse vorhanden sind. Bei Prozessparametersätzen mit einer geringen linearen Energiedichte bzw. Volumenenergiedichte treten verhältnismäßig große und viele Bindefehler auf. Dies ist vor allem der Fall bei geringen Leistungen (200-240 W) und gleichzeitig hohen Scangeschwindigkeiten (1000-1600 mm/s). Einige große Bindefehler sind mit unterschiedlich stark versinterten Pulverpartikeln gefüllt, weswegen bei einigen Proben, die mit einer geringen Energiedichte hergestellt wurden, die relative Bauteildichte als geringer einzustufen ist, als das, was durch die automatisierte Fehlstellenanalyse mit ImageJ festgestellt wird. Auffällig ist, dass bei dem Auftreten von vielen großen Bindefehlern weniger Heißrisse identifiziert werden können als bei Proben mit einer hohen relativen Dichte. Der Grund hierfür liegt darin, dass durch die Bindefehler die durch den Prozess resultierenden Eigenspannungen in den oberen Schichten teilweise abgebaut werden. Dadurch sind die auftretenden Spannungen senkrecht zur Aufbaurichtung nicht mehr groß genug, um Versagen durch Kavitation in der Restschmelze zwischen den Korngrenzen auszulösen, wodurch sich keine bzw. kaum Heißrisse ausbilden.

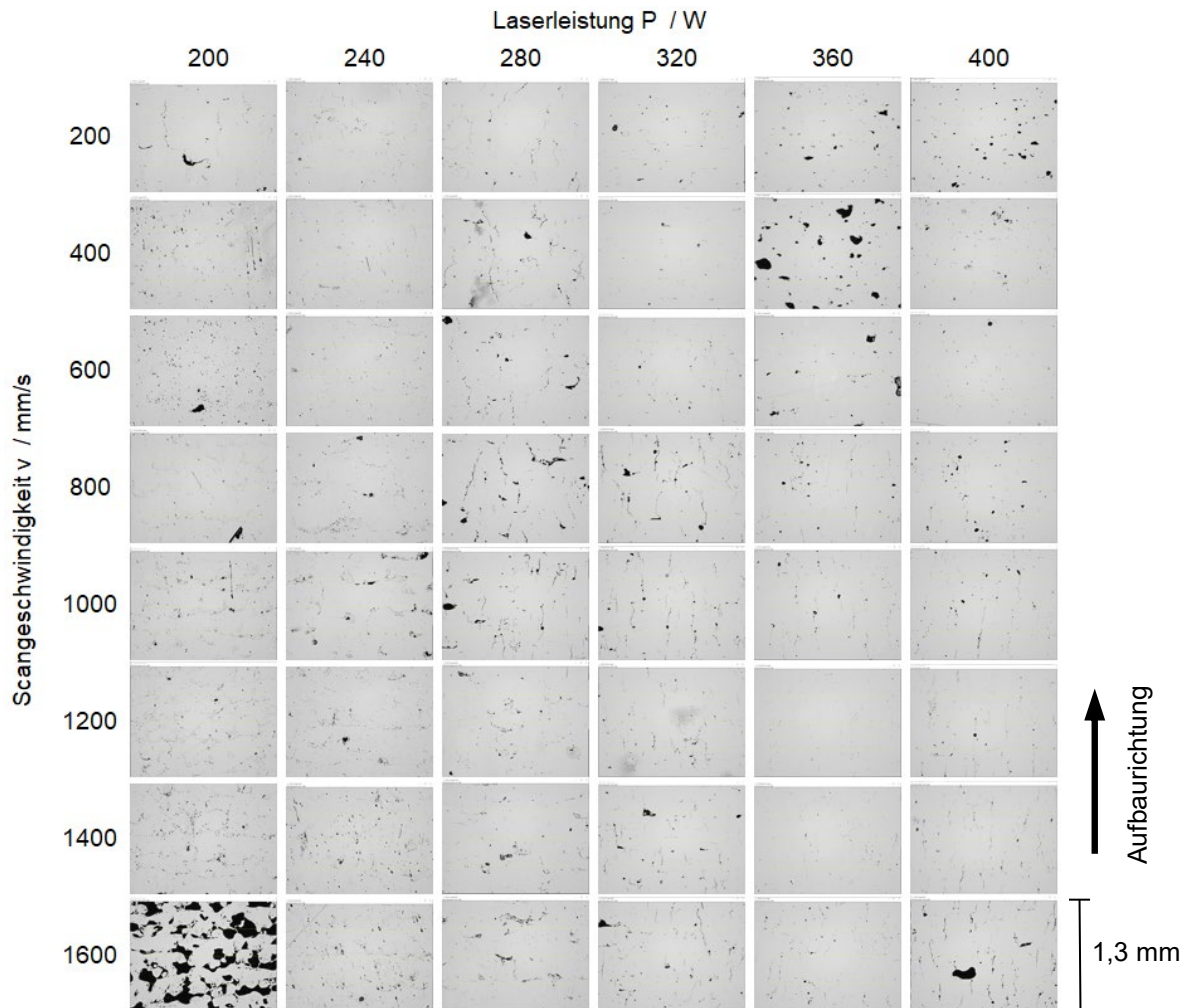


Abbildung 6: Übersicht über die Gefügeuntersuchung im Rahmen der Parameterstudie II in Abhängigkeit der Laserleistung P und Scangeschwindigkeit v unter Verwendung keiner Substratplattenvorheiztemperatur (RT). Für jeden Parametersatz ist ein repräsentatives Schlibbild stellvertretend für die gesamte Probe abgebildet.

Wird auf der anderen Seite zu viel Energie durch geringe Scangeschwindigkeiten und gleichzeitig hohen Laserleistungen in den Prozess eingekoppelt, bilden sich durch die Entstehung einer Dampfkapillare sehr tiefe Schmelzbäder aus, die zahlreiche darunter liegende Schichten wieder aufschmelzen. Durch das durch Instabilitäten hervorgerufene Kollabieren der Dampfkapillare entstehen Key-Hole-Poren. In Abbildung 6 sind insbesondere bei den Leistungen von 360-400 W sowie den Scangeschwindigkeiten von 200-400 mm/s Key-Hole-Poren vorhanden. Im Inneren dieser Proben können nur sehr wenige Heißrisse festgestellt werden. Jedoch treten in der obersten Schicht dieser Proben eine hohe Anzahl von Heißrissen auf, was in Abbildung 8 dargestellt ist. Durch die hohe Schmelzbadtiefe werden vermutlich die Heißrisse der vorherig belichteten Schicht fast vollständig aufgeschmolzen, wodurch im Probeninneren die Heißrisssichte erheblich geringer ist als innerhalb der obersten Schicht.

Dieser Sachverhalt stellt eine Herausforderung für den digitalen Workflow dar, da phänomenologisch die Heißrisse zwar entstehen, aber gleichzeitig nicht konsistent in den experimentellen Kalibrierungsversuchen im Bauteilinneren festgestellt werden können. Gleichzeitig können die Heißrisse auf diese Art und Weise nicht immer vollständig im Inneren des Bauteils vermieden werden. Die Reproduzierbarkeit kann nicht zuverlässig gewährleistet werden, da eine Sensitivität gegenüber den äußeren Randbedingungen wie beispielsweise der relativen Feuchtigkeit oder der Oxidschicht des Metallpulvers vorzuliegen scheint. Bislang konnte für dieses Problem kein konkreter Lösungsansatz in den digitalen Workflow integriert werden. Eine mögliche Lösung wäre, eine zusätzliche Versuchsreihe durchzuführen, bei der die Tiefe des Schmelzbads systematisch untersucht wird, insbesondere für den Prozessbereich, bei

dem Key-Holes entstehen. Gleichzeitig müsste die FEM-Modellierung angepasst und neu kalibriert werden, sodass der Übergang in die Gasphase und somit die Entstehung von Key-Holes abgebildet werden kann. Der für diesen Ansatz verbundene Aufwand wäre jedoch enorm, weswegen die Implementierung innerhalb dieses Forschungsprojekts nicht erfolgte.

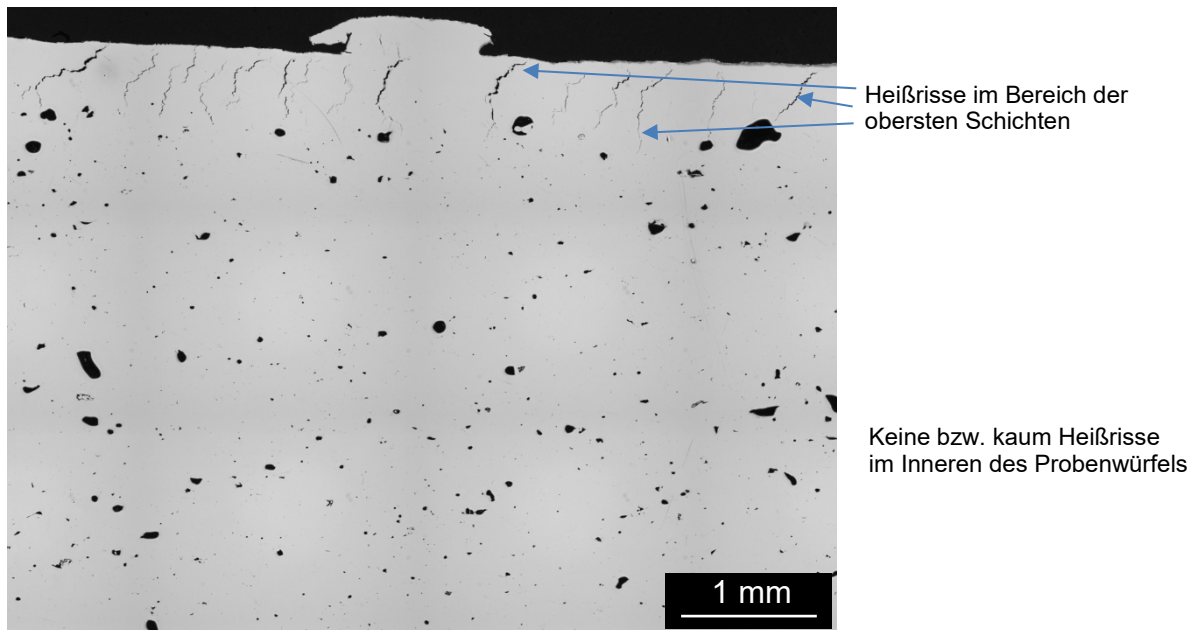


Abbildung 7: Verteilung der Heißrisse in Probe 1. Auf der Oberfläche der Probe liegt eine deutlich höhere Heißrisssichte vor als im Probeninneren. Herstellungsparameter: $P = 400 \text{ W}$, $v = 200 \text{ mm/s}$, $h = 100 \text{ }\mu\text{m}$, $d_B = 150 \text{ }\mu\text{m}$, $T_0 = \text{RT}$)

Bei Verwendung keiner Substratplattenvorheizung (Raumtemperatur) sind in jedem Probenwürfel mindestens innerhalb der letzten aufgetragenen Schicht Heißrisse vorhanden. Bei einem Großteil der Proben erreichen die Heißrisse, die im Bereich der obersten Schicht beobachtet werden, nicht die Oberfläche des Würfels. Nur bei einem sehr hohen Energieinput sind die Heißrisse groß genug, sodass sie, wie in Abbildung 8 zu sehen ist, die Oberfläche erreichen. Dies deutet darauf hin, dass die Heißrissinitiation tendenziell nicht im oberen Bereich des Schmelzbades erfolgt. Die Heißrisse wachsen dann statistisch gesehen entlang von Großwinkelkorngrenzen in Richtung der Aufbaurichtung.

Die Interaktion der Heißrisse mit Bindefehlern ist komplex. Auf der einen Seite bewirken Bindefehler, dass die thermisch bedingten Eigenspannungen durch diese teilweise abgebaut werden und somit der Entstehung von Heißrissen entgegenwirken. Auf der anderen Seite können Bindefehler jedoch auch einen Ausgangspunkt für die Heißrissinitiation darstellen. In Abbildung 8 ist dargestellt, wie Risse ausgehend von Bindefehlern entlang der Aufbaurichtung entstanden sind. Hierbei handelt es sich vermutlich um Heißrisse, die durch ein teilweises Aufschmelzen der Matrix und den wirkenden Eigenspannungen entstanden sind. Hervorzuheben ist, dass bei dem Vorhandensein von zahlreichen Bindefehlern, ein Großteil der Heißrisse durch die Wechselwirkung mit Bindefehlern entstanden sind und nur wenige Heißrisse beobachtet werden, die sich nicht in der Nähe von Bindefehlern befinden. In diesem Zusammenhang ist ebenfalls denkbar, dass Poren von unterschiedlichen Größenklassen ebenfalls als Ausgangspunkt für die Entstehung von Heißrissen dienen können. Im digitalen Workflow kann dieser komplexe Zusammenhang derzeit nicht abgebildet werden. Dort wird der Fokus auf den Heißrissentstehungsmechanismus der Kavitation innerhalb der Restschmelze gelegt.

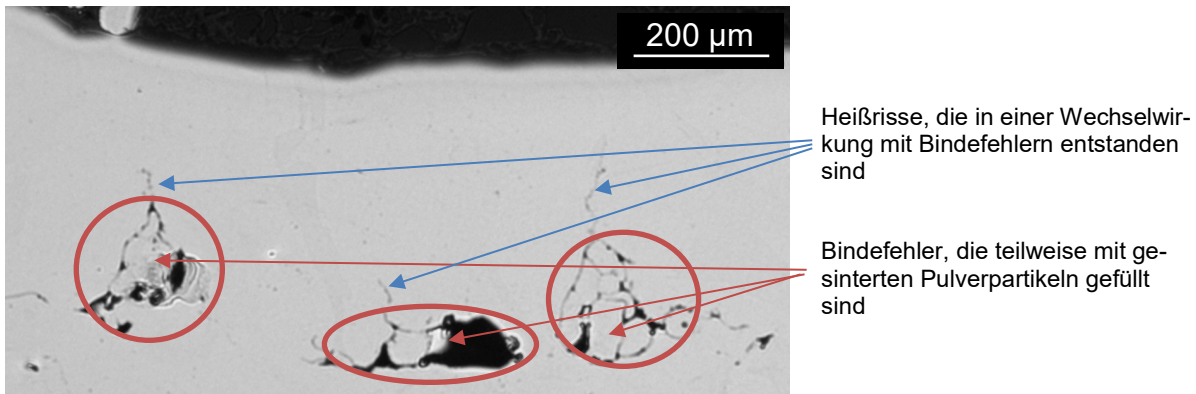


Abbildung 8: Wechselwirkung zwischen Bindefehlern und Heißrisen bei Proben, die mit einer geringen Energiedichte hergestellt wurden.

In Abbildung 9 ist die Heißrisssdichte im Probeninneren in Abhängigkeit der Prozessparameter Laserleistung P und Scangeschwindigkeit v exemplarisch für die Proben dargestellt, die ohne Substratplattenvorheizung (Raumtemperatur) hergestellt wurden. Hierbei ist zu sehen, dass bei geringen Werten der Laserleistung von 200-240 W eine geringere Heißrisssdichte vorliegt. Die geringe Heißrisssdichte bei niedrigen Scangeschwindigkeiten und hohen Leistungen ist mit dem weiter oben beschriebenen Zusammenhang der tiefen Schmelzbäder und des Aufschmelzens der Heißrisse zu begründen.

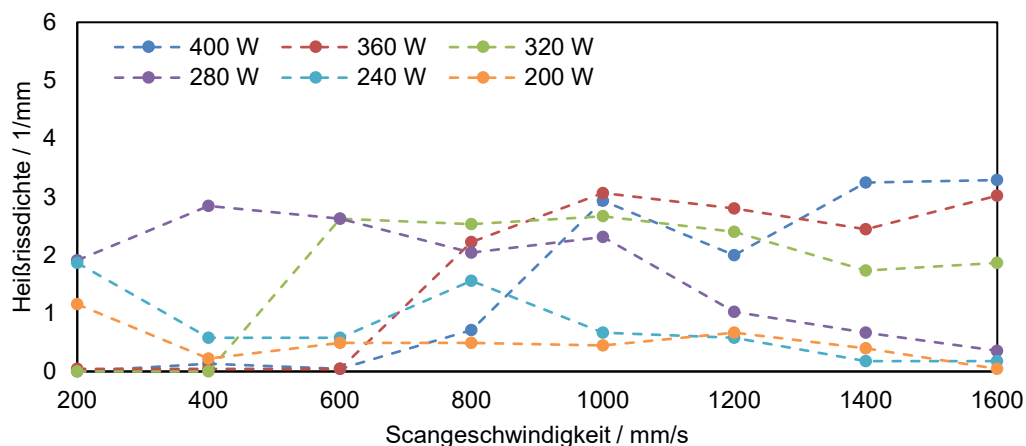


Abbildung 9: Übersicht der Heißrisssdichte im Probeninneren in Abhängigkeit der Laserleistung und Scangeschwindigkeit bei keiner Substratplattenvorheiztemperatur (RT) aus Parameterstudie II

In Abbildung 10 ist die Heißrisssdichte aller 144 Prozessparameter aus Parameterstudie II für das Probeninnere über der linearen Energiedichte (P/v) dargestellt. Hierbei ist zu sehen, dass bei sehr hohen Energiedichten von mehr als 1 J/mm die Heißrisssdichte geringer ist als bei geringeren Energiedichten. Die große Streuung im Bereich von 0,1-0,5 J/mm ist auf die in diesem Bereich entstehenden Prozessfehler und deren Wechselwirkung mit der Heißrisausbildung zurückzuführen.

Im Rahmen von AP1 und AP2 wurde der erste Meilenstein erfüllt. Es wurden mehr als 200 verschiedene Prozessparameter für die Werkstoffe EN AW-5083 und EN AW-6060 erprobt und analysiert mit denen eine Datenbasis für die Erstellung des digitalen Zwillings gelegt wurde und mit deren Hilfe eine Ontologie der Wirkzusammenhänge erstellt werden konnte.

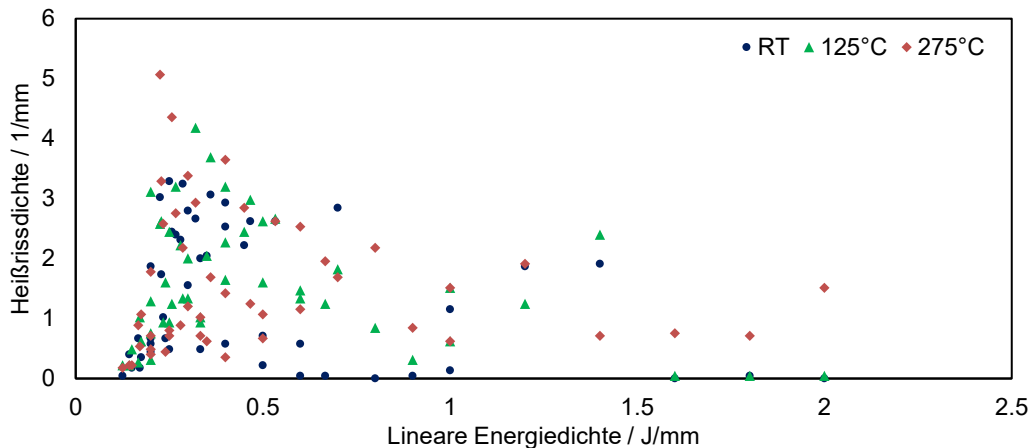


Abbildung 10: Heißrissdichte im Probeninneren der 144 hergestellten Proben für die Substratplattenvorheiztemperaturen RT, 125°C, 275°C aus Parameterstudie II

AP3: Definition der Ontologie und Schnittstellen

In diesem Arbeitspaket wurde ein Konzept zur Kombination der Ergebnisse aller Skalen für die weitere Bearbeitung eines digitalen Zwillings erarbeitet. Auf Basis der Ergebnisse der vorherigen Arbeitspakete wurde eine Ontologie entwickelt, um den Prozess, das Material und die Einflussfaktoren systematisch zu beschreiben. In einem Austausch mit der Plattform MaterialDigital wurden die Nutzung, die Zielgruppe und die Kompetenzfragen für die Ontologie diskutiert. Einige Beispiele der Kompetenzfragen sind nachfolgend aufgelistet:

- Wie ändert sich die Heißrissanfälligkeit unter Variation von bestimmten Prozessparametern?
- Wie beeinflussen die Prozessparameter und der Materialeinsatz die Mikrostruktur?
- Was sind die möglichen Ursachen für die Entstehung der Heißrisse?
- Was sind die material- oder prozessbezogenen Ansätze zur Vermeidung der Heißrisse?

Ein Simulationsworkflow hilft hierbei, skalenübergreifend die verschiedenen Simulationen zu kombinieren, um eine digitale Beschreibung der Heißrissentstehung zu ermöglichen. Die Schnittstelle zwischen verschiedenen Simulationen ist in Abbildung 11 dargestellt. Die Heißrisse werden nach dem RDG-Kriterium (M. Rappaz, J.-M. Drezet, and M. Gremaud 1999) beschrieben. Die Heißrisse können direkt aus dem Erstarrungspfad, der mit ThermoCalc berechnet wird, beschrieben werden (blauer Pfad). Eine weitere Beschreibung der Heißrisse erfolgt durch die Ermittlung der Abkühlrate R und des Temperaturgradienten G . Diese können aus einem Python-Skript, das mit der FE-Simulation verknüpft ist, berechnet werden (grüner Pfad). Darüber hinaus können diese berechneten G und R als Input für die Phasenfeldsimulation zur Ermittlung der Dendritenarmabstände, der Morphologie der Dendriten und der Legierungskonzentration im Schmelzfilm verwendet werden. Diese Informationen, zusammen mit dem Gleichgewicht bzw. der Scheil-Simulation aus ThermoCalc, können die Basis für die Molekulardynamiksimulation darstellen, die anschließend mittels des RDG-Kriteriums die Heißrissentstehung beschreiben kann (gelber Pfad).

Die Eigenschaften des Metallpulvers spielen im PBF-LB/M eine zentrale Rolle und beeinflussen maßgeblich das Prozessergebnis. Für die Einflussparameter der Pulvereigenschaften des PBF-LB/M-Prozesses wurden Ontologien, die aus Top-, Mid-, Lowlevel- und Anwendungsentologien bestehen, erstellt, um die Einflüsse gezielt zu untersuchen. Dabei wurden insbesondere die Partikelgrößenverteilung, die Partikelformverteilung und die Fließfähigkeit des Metallpulvers für die Werkstoffe EN AW-6060 und 22NiMoCr3-7 betrachtet.

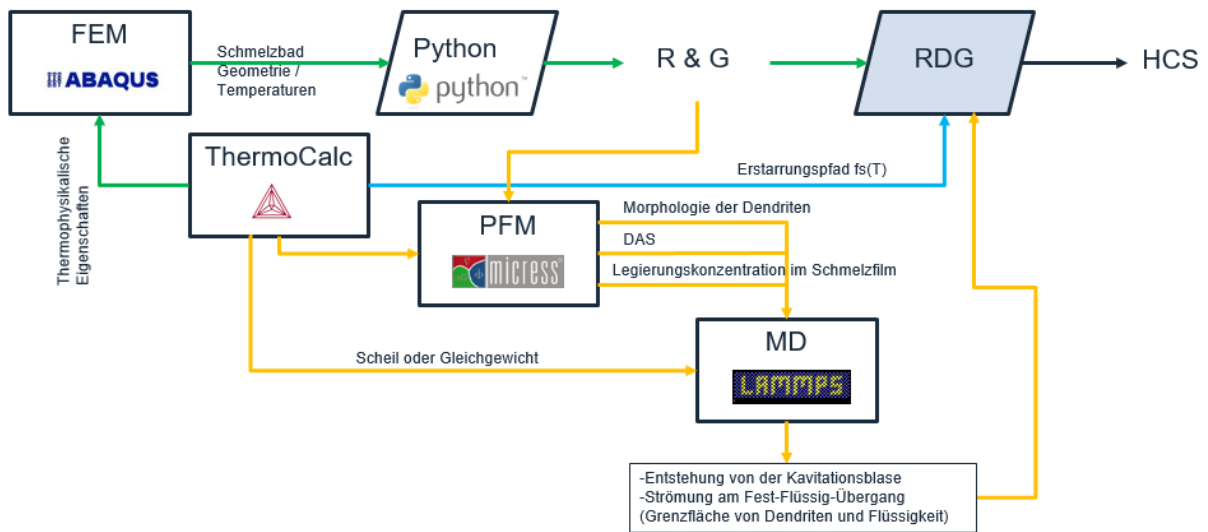


Abbildung 11: Übersicht des digitalen Workflows für die Bewertung der Heißrissanfälligkeit in der Legierungsentwicklung mit den Schnittstellen zwischen den jeweiligen Simulationen

Meilenstein II konnte erfüllt werden. Es wurde eine Ontologie der Wirkzusammenhänge erarbeitet, eine Übersicht über diese ist in Abbildung 23 abgebildet.

AP4: Digitaler Zwilling (FEM-PFM)

Zur Erstellung des digitalen Zwillings werden zwei verschiedene Simulationen genutzt: die Finite Elementen Methode (FEM) und die Phasenfeldmethode (PFM). Im Rahmen des Arbeitspaketes wurde ein thermisches FE-Modell in Abaqus® modelliert und auf den zu untersuchenden Werkstoff angepasst. Anhand dieses Modells kann das beim PBF-LB/M-Prozess resultierende Temperaturfeld in Abhängigkeit der thermophysikalischen Eigenschaften des Materials sowie der verwendeten Prozessparameter berechnet werden. Aus diesem lassen sich die lokalen Erstarrungsbedingungen (Temperaturgradienten und Abkühlgeschwindigkeiten) ableiten. Diese Größen werden für die Randbedingungen der Phasenfeldsimulationen, die mit der kommerziellen Software MICRESS® durchgeführt werden, als Eingangsgrößen benötigt. Die Phasenfeldsimulation gibt die Erstarrungsmorphologie, den Dendritenarmabstand, die Phasenzusammensetzung und die Konzentrationen der einzelnen Legierungselemente im zeitlichen und örtlichen Verlauf aus.

Für die Qualität der Modelle und deren Ergebnisse ist es entscheidend, diese anhand der experimentellen Daten aus AP1 und AP2 zu kalibrieren und zu validieren. Im Folgenden wird in erster Linie auf den Aufbau der Simulationsmodelle und den damit erzeugten Workflow eingegangen.

Ergebnisse von AP4.1 (FEM)

Das thermische FEM-Modell beinhaltet die Simulation einer einspurigen Belichtung eines Pulverbettes aus dem zu untersuchenden Werkstoff. Als Input-Variablen können dem Modell verschiedene Prozessparameter angegeben werden, in deren Abhängigkeit sich die Tiefe und Breite des resultierenden Schmelzbades sowie ein zeitvariables Temperaturfeld berechnen lassen. Der Aufbau des Modells orientiert sich an dem in (Kaess et al. 2023) beschriebenen thermischen Modell.

Zur Darstellung des Pulverbettes wird ein quaderförmiger Festkörper der Maße 7 mm x 3 mm x 1,44 mm modelliert, auf dessen Oberseite eine 60 µm dicke Pulverschicht definiert ist. Die Pulverschichtdicke wurde im FE-Modell bewusst größer gewählt, da sich im PBF-LB/M Prozess nach einer Anzahl von 10-20 Schichten eine höhere Dicke der Pulverschicht einstellt. Grund hierfür ist die im Vergleich zur Feststoffdichte ca. 55% geringeren Dichte des Pulvers, das durch das Aufschmelzen und Erstarren in Feststoff umgewandelt wird. Für Aluminiumlegierungen beträgt die Schüttdichte des Pulvers ca. 1,5 g/cm³. Im Bereich der einspurigen Belichtung ist ein feines Netz mit Elementen der Maße 30 µm x 30 µm x

10 µm definiert, welche außerhalb der Spur deutlich gröber werden. Unterhalb des Festkörpers wird außerdem eine Bauplattenheizung mithilfe einer Randbedingung modelliert, deren Temperatur im Modell selbst festgelegt wird. Die Geometrie dieses Modells ist in Abbildung 12 dargestellt.

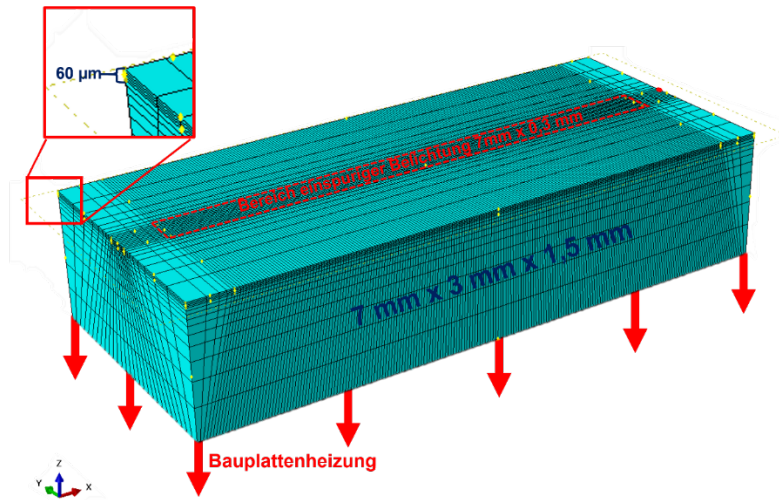


Abbildung 12: Darstellung der in Abaqus modellierten Geometrie zur Berechnung der Schmelzbäder in Abhängigkeit der PBF-LB/M-Prozessparameter

Um den Festkörper von der Pulverschicht zu unterscheiden, werden den Bereichen verschiedenen Materialzustände (fest und pulverförmig) zugewiesen, die sich während der Simulation in Abhängigkeit der berechneten Temperatur ändern können. Die festgelegten Materialparameter für die verschiedenen Bereiche sind in Tabelle 4 und Abbildung 13 angegeben. Diese entsprechen dem zu untersuchenden Werkstoff EN AW-6060. Das Pulver, welches in der Realität aus einer Schüttung von aus Gas umgebenden sphärischen Partikel besteht, wird innerhalb der Simulation wie ein Festkörper mit reduzierten Eigenschaften definiert, um das Werkstoffverhalten des Metallpulvers als Kontinuum abbilden zu können.

Tabelle 4: Parameter für die Modellierung von EN AW-6060 aus (Greß et al. 2018)

Latente Wärme (Greß et al. 2018)	390 kJ/kg
Schmelzintervall (Greß et al. 2018)	600-655 °C

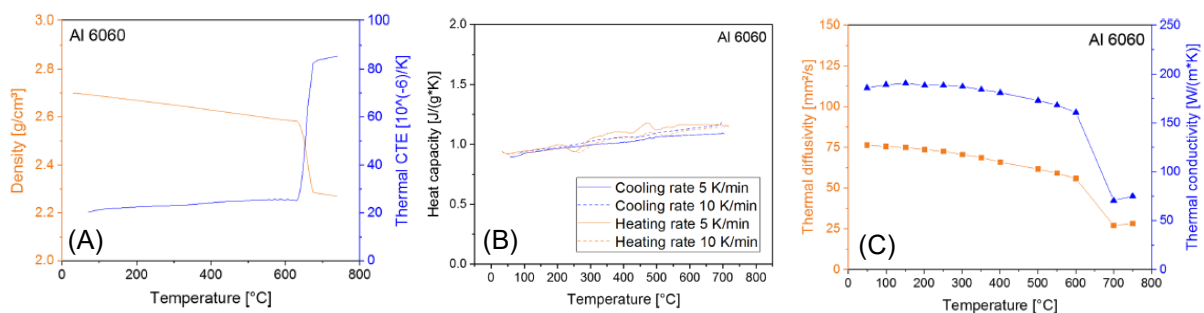


Abbildung 13: Temperaturabhängige Materialeigenschaften von EN AW-6060 (A) Dichte und thermischer Ausdehnungskoeffizient, (B) spez. Wärmekapazität, (C) thermische Diffusivität und thermische Leitfähigkeit; entnommen aus (Greß et al. 2018)

Für die Simulation des auf das Pulverbett gerichteten Laserstrahls wird eine halbkugelförmige Wärmequelle mit gaußscher Intensitätsverteilung modelliert, wie sie auch in (Goldak et al. 2005) beschrieben ist. Die Gleichung (1) stellt dar, wie die Leistungsdichte q [mW/mm³], aus der Laserleistung P [mW], Laserabsorption η [-] und dem Laserstrahlradius r [mm] berechnet wird.

$$q(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}P\eta}{r^3\pi\sqrt{\pi}} \exp\left[-3\frac{x^2 + y^2 + z^2}{r^2}\right] \quad (1)$$

Die Gleichung (1) wird innerhalb einer Subroutine des Modells zur Implementierung der Wärmequelle genutzt. Dabei wird deren Bewegung und die Modellierung der verschiedenen Scan-Parameter über die Koordinaten x , y und z zeitabhängig realisiert. Über die Subroutine können somit auch die Prozessparameter Laserleistung, Scangeschwindigkeit, Laserstrahlradius und die Laserabsorption festgelegt werden. Während der Simulation erhält der als Pulver definierte Bereich standardmäßig die Feldvariable $FV = 0$, während der Festkörperbereich die Feldvariable $FV = 1$ besitzt. Während der Simulation überprüft eine Subroutine die Temperatur jedes einzelnen Elements und ändert die Feldvariable der als Pulver definierten Elemente von $FV = 0$ zu $FV = 1$, sobald die Schmelztemperatur des Werkstoffs erreicht ist.

Für dieses Modell können somit verschiedene relevante Prozessparameter vorgegeben werden, um das resultierende Temperaturfeld sowie die daraus resultierende Breite und Tiefe des Schmelzbades auswerten zu können. Dies ist in Abbildung 3 beispielhaft für zwei verschiedene Bauplattentemperaturen dargestellt.

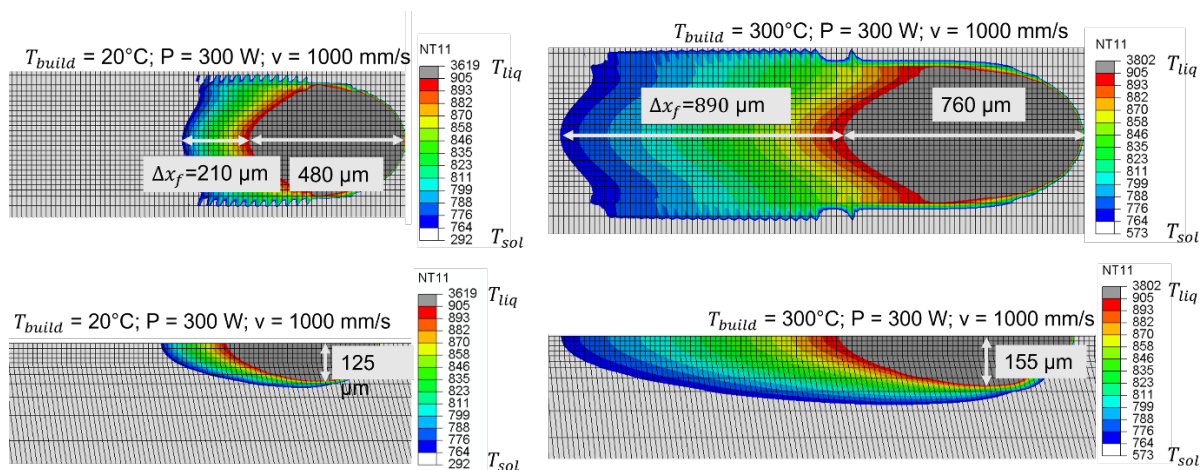


Abbildung 14: Vermessung der Breite (oben) und Tiefe (unten) von mit verschiedenen Bauplattentemperaturen modellierten Schmelzbädern; links: bei Bauplattentemperatur von 20 °C, rechts: bei Bauplattentemperatur von 300 °C

Ergebnisse von AP4.2 (PFM)

Bestimmung der Erstarrungsgrößen

Die Erstellung der Simulationsmodelle für die Schmelzbadberechnung (FEM) und Phasenfeldmethode (PFM) fanden parallel statt. Für die Phasenfeldmethode werden jedoch die Abkühlgeschwindigkeit und die maximalen Temperaturgradienten im Schmelzbad als Eingabewerte benötigt, die mit der FEM-Simulation ermittelt werden. Um parallel an beiden Modellen arbeiten zu können, wurden diese Größen daher im ersten Schritt mithilfe eines Python-Skripts mit einer analytischen Temperaturfeldberechnung berechnet. Dieser Ansatz stellt qualitativ Informationen über die Schmelzbadgeometrie, insbesondere die Breite und Tiefe, sowie die Abkühlbedingungen bereit. Aufgrund der geringen Rechenzeiten wurde dieser Ansatz ebenfalls für den digitalen Workflow verfolgt, um diesen schneller testen zu können. Gleichzeitig konnte die analytische Temperaturfeldrechnung deutlich schneller kalibriert werden als das FE-Modell aus AP4.1. Ein Nachteil der analytischen Herangehensweise ist, dass aufgrund der nicht vorhandenen Phasenübergänge keine verlässliche Aussage über die Länge des sich ausbildenden Schmelzbades getroffen werden kann. Im Folgenden wird zunächst auch die analytische Ermittlung der Abkühlbedingungen beschrieben. In Tabelle 5 sind die in die Temperaturfeldberechnung eingegangenen Prozessparameter und in Tabelle 6 die berücksichtigten Materialkennwerte dargestellt.

Tabelle 5: Verwendete Prozessparameter für die analytische Temperaturfeldberechnung

Bezeichnung	Formelzeichen	Einheit
Laserleistung	P	W
Scangeschwindigkeit	v	m/s
Laserstrahldurchmesser	d _B	µm
Pulverschichtdicke	t _L	µm
Bauplattentemperatur	T ₀	°C

Tabelle 6: Verwendete Materialkennwerte für die analytische Temperaturfeldberechnung

Bezeichnung	Formelzeichen	Einheit
Solidustemperatur	T _{sol}	°C
Liquidustemperatur	T _{liq}	°C
Verdampfungstemperatur	T _v	°C
Dichte	ρ	kg/m ³
Wärmeleitfähigkeit	λ _{th}	W/mK
Spezifische Wärmekapazität	c _p	J/kgK
Relative Schüttdichte des Pulvers	φ _{pow}	-
Einkoppelgrad der Laserstrahlung	η _A	-

Die thermophysikalischen Materialkennwerte können in der analytischen Temperaturfeldberechnung nur einen konstanten Wert annehmen, weswegen die Werte von ρ, c_p und λ_{th} arithmetisch gemittelt wurden. Hierbei wurde der feste, flüssige und pulverförmige Zustand des Werkstoffs berücksichtigt. Für die analytische Berechnung des Temperaturfelds wird ein Modell für das Wärmeleitungsschweißen eines halbunendlichen Körpers mit einer gaußförmigen Strahlquelle nach (Cline et al. 1977) verwendet:

$$T(x, y, z) = \frac{\eta_A \cdot P}{\pi \cdot \rho \cdot c_p} \cdot \int_0^\infty \frac{\exp\left(-\frac{z^2}{4 \cdot k \cdot t} - \frac{(x+v \cdot t)^2 + y^2}{2 \cdot r_B^2 + 4 \cdot k \cdot t}\right)}{\sqrt{\pi \cdot k \cdot t} \cdot (2 \cdot r_B^2 + 4 \cdot k \cdot t)} dt + T_0 \quad (2)$$

Bei k handelt es sich um die Temperaturleitfähigkeit des Werkstoffs, die mit ρ, c_p und λ_{th} wie folgt berechnet wird:

$$k = \frac{\lambda_{th}}{\rho \cdot c_p} \quad (3)$$

Die Erstarrungsgeschwindigkeit R und der Temperaturgradient G können direkt mithilfe des Temperaturfelds an der Liquidusisothermen bestimmt werden. Die Abkühlgeschwindigkeit \dot{T} berechnet sich aus dem Produkt von G und R. Der betragsmäßig größte Temperaturgradient wird durch die räumliche Ableitung des Temperaturfelds berechnet:

$$G(x, y, z) = \sqrt{G_x^2 + G_y^2 + G_z^2} \quad \text{mit} \quad G_x = \frac{\partial T}{\partial x}, \quad G_y = \frac{\partial T}{\partial y}, \quad G_z = \frac{\partial T}{\partial z} \quad (4)$$

Die Erstarrungsgeschwindigkeit R wird als Projektion der Richtung des betragsmäßig größten Temperaturgradienten auf die Achse der Scanrichtung berechnet:

$$R(x, y, z) = v \cdot \frac{G_x(x, y, z)}{G_{xyz}(x, y, z)} \quad (5)$$

In Abbildung 15 sind das berechnete Temperaturfeld sowie die zugehörigen Temperaturgradienten sowohl in der XY- als auch in der XZ-Ebene für die Legierung EN AW-6060 für die Prozessparameter $P = 350 \text{ W}$, $v = 400 \text{ mm/s}$, $T_0 = 50 \text{ °C}$, $d_B = 150 \text{ }\mu\text{m}$ und $t_L = 30 \text{ }\mu\text{m}$ dargestellt. Die z-Richtung entspricht hier der Aufbaurichtung im PBF-LB/M-Prozess.

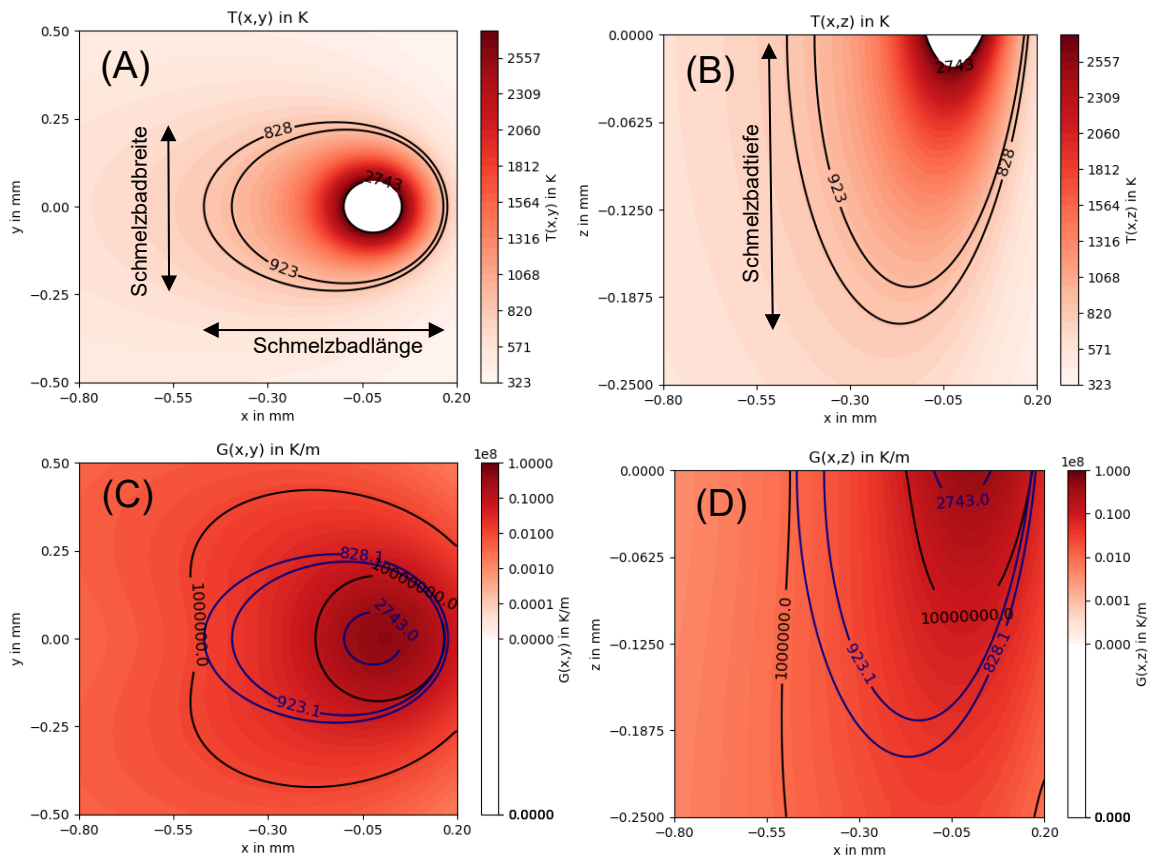


Abbildung 15: Temperaturfeld für EN AW-6060 in XY-Ebene (A) und XZ-Ebene (B), Temperaturgradienten in XY-Ebene (C) und XZ-Ebene (D)

In Abbildung 16 ist zu sehen, dass eine große Bandbreite an Wertepaaren von G und R gleichzeitig im Schmelzbad vorhanden sind. Entlang der Mittellinie des Schmelzbads ist z. B. die Erstarrungsgeschwindigkeit maximal und am Rand minimal. Für eine repräsentative Wertekombination, die als Eingabe für die Phasenfeldsimulation verwendet werden kann, werden G und R jeweils arithmetisch gemittelt. Grund für die Mittelung der Erstarrungsgrößen ist, dass dadurch der gesamte digitale Workflow deutlich weniger rechenintensiv ist und das Gesamtproblem in der Komplexität herabgesetzt wird. Durch die Mittelung entfallen die extremen Kombinationen der Abkühlbedingungen. Einerseits trifft dies auf den Bereich am Schmelzbadrand in der Nähe der Energiequelle zu, bei dem sehr hohe Temperaturgradienten und gleichzeitig geringe Erstarrungsraten vorliegen zu. Andererseits entfallen dadurch auch die Kombinationen der sehr hohen Erstarrungsraten und geringeren Temperaturgradienten im oberen Bereich am Ende des Schmelzbads. Diese Vereinfachung wird dadurch gerechtfertigt, dass dieser Bereich prozessbedingt durch die angrenzenden Schmelzspure sowie die nachfolgenden Schichten wieder aufgeschmolzen werden.

Der arithmetische Mittelwert soll die durchschnittlichen Erstarrungsbedingungen im Schmelzbad annähern. Als repräsentative Werte für den Prozessparametersatz $P = 350 \text{ W}$, $v = 400 \text{ mm/s}$, $T_0 = 50 \text{ °C}$, $d_B = 150 \text{ }\mu\text{m}$ und $t_L = 30 \text{ }\mu\text{m}$ wurden für die Erstarrungsgeschwindigkeit R $0,1375 \text{ m/s}$ und für den Temperaturgradienten G $3.200.000 \text{ K/m}$ ermittelt, was einer Abkühlgeschwindigkeit \dot{T} von 440.000 K/s entspricht.

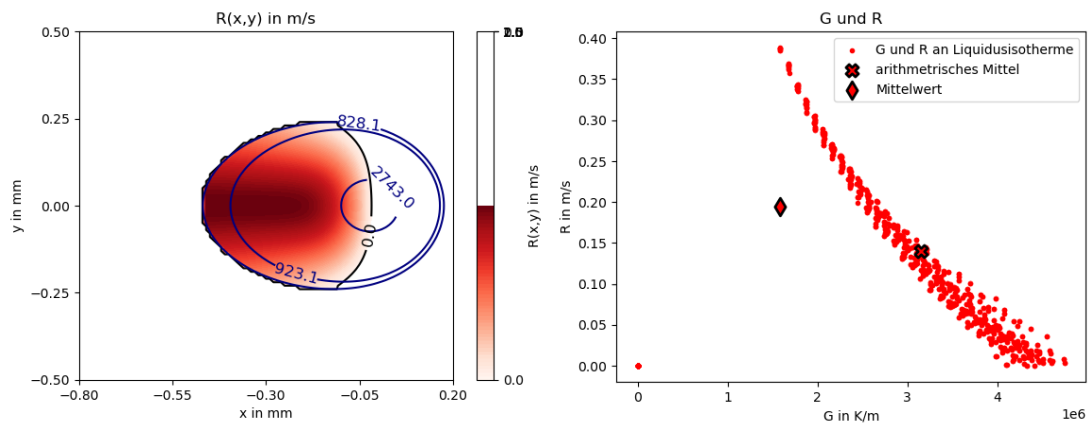


Abbildung 16: Erstarrungsgeschwindigkeit in XY-Ebene des Schmelzbad (links), G-R-Diagramm des berechneten Schmelzbad (rechts)

Phasenfeldmodell für den PBF-LB/M-Prozess

Für die Durchführung der Phasenfeldsimulationen wird die kommerzielle Software MICRESS® verwendet. Die Phasenfeldsimulationen sind an Konzentrationsfelder gekoppelt, weswegen die Simulationen diffusionsgesteuert ablaufen. Im Modell werden die Abkühlbedingungen sowie die anfänglichen Konzentrationen der Schmelze und der Startkörner vorgegeben, welche der chemischen Zusammensetzung des verwendeten Pulvers aus EN AW-6060 entsprechen. Die Simulationen laufen zweidimensional ab und die verwendete Zellgröße beträgt $0,01 \mu\text{m}$, um eine ausreichend hohe Auflösung des feinen Erstarrungsgefüges zu ermöglichen. Die Dicke der Phasengrenzfläche wurde auf 3 Zellen festgelegt, damit die Krümmung der Erstarrungsfront ausreichend gut dargestellt werden kann und gleichzeitig die Restschmelzen zwischen den einzelnen zellularen Dendriten nicht modellbedingt zu früh in die feste Phase übergeht. Dementsprechend beträgt die Breite des Phasenübergangs 30 nm .

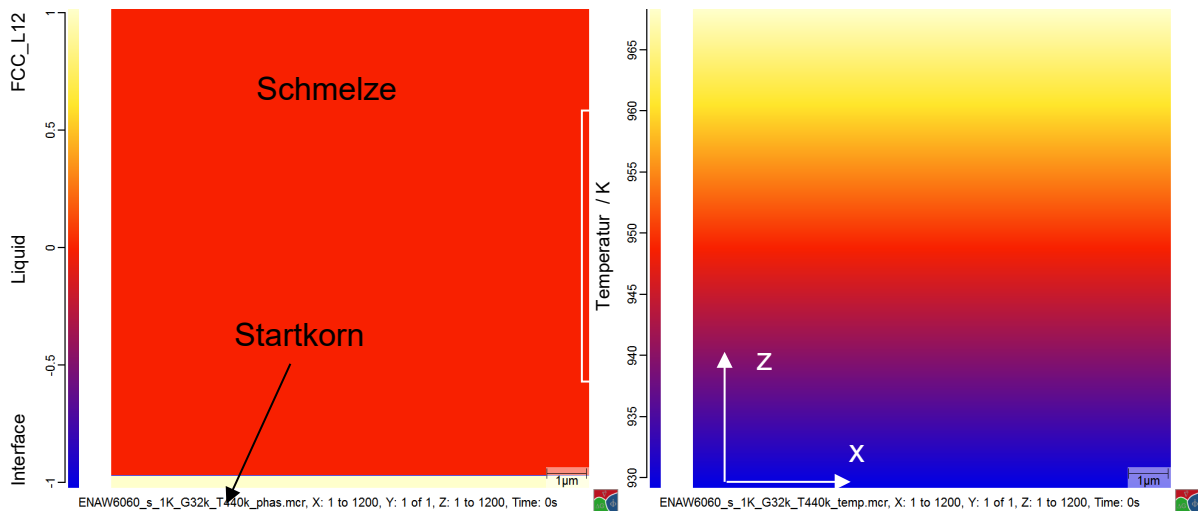


Abbildung 17: Ausgangskonfiguration der Phasenfeldsimulationen in MICRESS®

In Abbildung 17 ist der Ausgangszustand der Simulationen dargestellt. Bei $z = 0$ wird ein weniger als ein μm dickes Startkorn vorgegeben, das infolge der sinkenden Temperaturen in z -Richtung entlang des Temperaturgradienten zu wachsen beginnt. Der Temperaturgradient wird in z -Richtung auferlegt, sodass am oberen Ende der Simulationsbox die höchste Temperatur vorliegt. Die Randbedingungen der Simulationsbox wurden so gewählt, dass sich die Box in x -Richtung periodisch wiederholt. In dem Modell werden die Elemente Al, Mg und Si berücksichtigt. Das Modell ist mit ThermoCalc® gekoppelt und liest thermophysikalische Daten direkt aus der Datenbank, welche in Form einer GES5-Datei bereitgestellt wird. Im Modell werden die Phasen LIQUID und FCC_L12, die den α -Mischkristall darstellt,

berücksichtigt. Aufgrund der hohen Temperaturgradienten wird auf die Berücksichtigung der bei der Erstarrung freiwerdenden latenten Wärme verzichtet. Hierdurch kann auch die Funktion einer bewegten Simulationsdomäne verwendet werden, was dazu führt, dass die Ausbildung des Gefüges auch über die Höhe der Simulationsdomäne hinweg erfolgen kann. Hierdurch ist es möglich, eine Aussage über den stationären Wachstumsprozess der stabilisierten Erstarrungsfront zu erlangen, der sich nach Beginn der Simulation im Anschluss an eine Übergangsphase ausgehend von der planaren Erstarrung einstellt. Für die Betrachtung weiterer Elemente und Phasen ist eine Erweiterung des Modells auf Kosten der Rechenzeit oder alternativ die Erstellung weiterer Modelle notwendig.

Die metallographischen Untersuchungen des vorhandenen Probenmaterials haben ergeben, dass die Heißrisse ausschließlich interdendritisch im Bereich der Korngrenzen entlang der Aufbaurichtung (BD) entstehen, siehe Abbildung 18. Das bedeutet, dass keine Risse beobachtet werden, die innerhalb einer Dendritenkolonie entstanden sind. Aus diesem Grund werden in dem Phasenfeldmodell mehrere Körner gleichzeitig während der Erstarrung betrachtet. Hierfür werden drei Körner vorgesehen, die unterschiedliche kristallographische Orientierungen aufweisen. Die $\langle 001 \rangle$ Richtung, in der die Dendriten bevorzugt wachsen, weisen einen Winkel von 0° , 7° und 15° bezüglich des Temperaturgradienten auf.

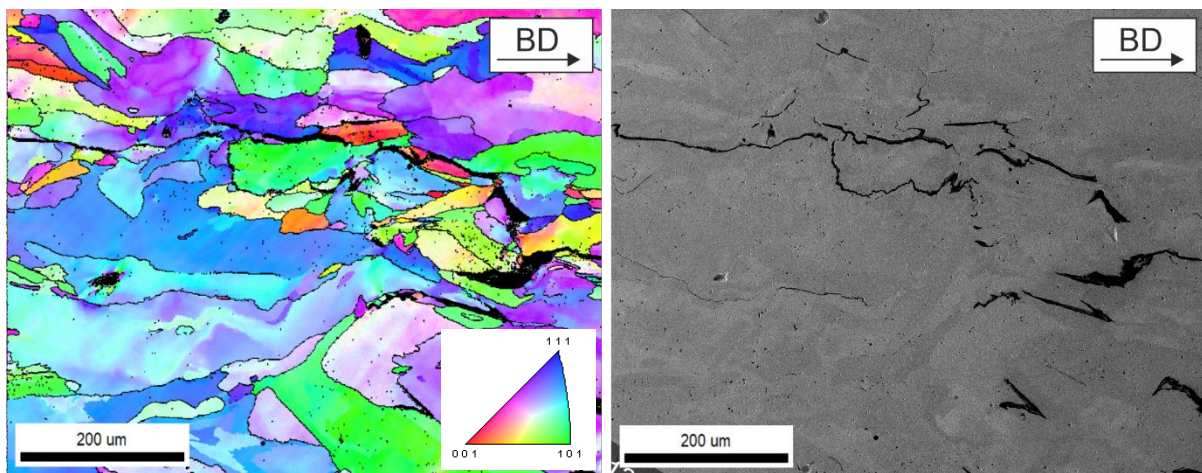


Abbildung 18: EBSD-Scan eines Rissfelds (links) im Vergleich zur entsprechenden REM-Aufnahme bei geringer Vergrößerung (rechts), Prozessparameter der Probe: $P = 350 \text{ W}$, $v = 400 \text{ mm/s}$, $h = 100 \text{ }\mu\text{m}$, $t_L = 30 \text{ }\mu\text{m}$, $d_B = 150 \text{ }\mu\text{m}$, $T_0 = 50 \text{ }^\circ\text{C}$

In Abbildung 19 ist die Erstarrung von drei Körnern mit den oben berechneten Erstarrungsbedingungen zu zwei verschiedenen Zeitpunkten dargestellt. Dargestellt sind die verschiedenen Phasen – die Schmelze ist rot, Al-FCC ist hellgelb und der Phasenübergang ist blau abgebildet. Durch die verschiedenen Orientierungen der Körner destabilisiert sich die Erstarrungsfront unterschiedlich schnell. Eine zunehmend große Fehlorientierung der $\langle 001 \rangle$ Richtung bewirkt eine verzögerte Destabilisierung und somit ein verzögert eintretendes Dendritenwachstum. Die Korngrenzen stellen Unregelmäßigkeiten in der planaren Erstarrungsfront dar, weswegen sich dort als erstes zelluläre Dendriten auszubilden beginnen. In Abbildung 19 ist ebenfalls die Erstarrungsmorphologie zu erkennen. Das Phasenfeldmodell sagt eine gerichtete, zelluläre Erstarrung der Aluminiumlegierung EN AW-6060 unter den PBF-LB/M-Bedingungen voraus. Im Bereich der Korngrenzen ist zu erkennen, dass zwischen den einzelnen Dendriten ein breiterer Bereich an Schmelze vorhanden ist, als innerhalb der einzelnen Dendritenkolonien. Dies stellt ein Indiz für die Entstehung von Heißrissen in diesen Bereichen dar.

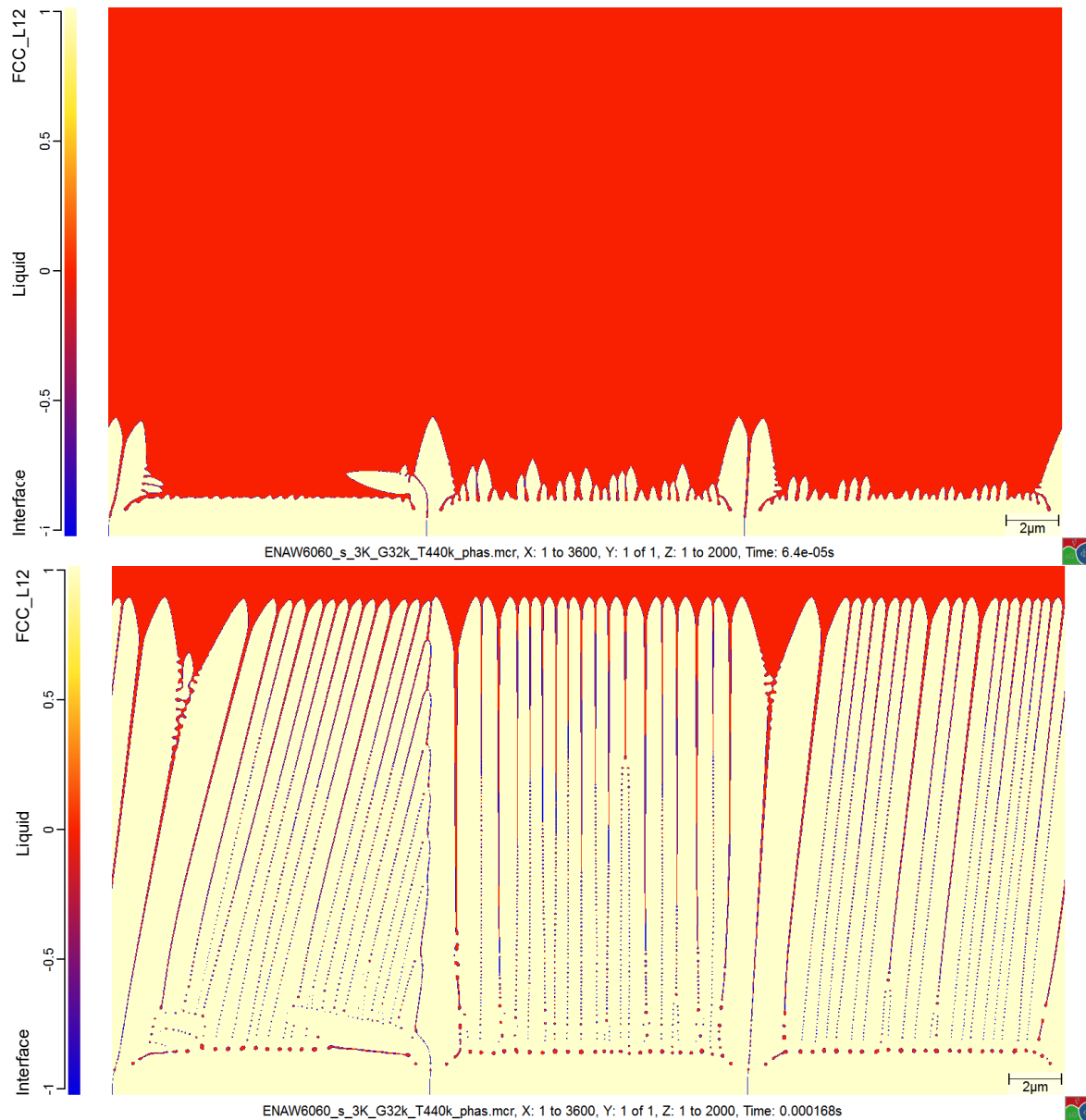


Abbildung 19: Phasensimulation von drei unterschiedlich orientierten Körnern zu zwei verschiedenen Zeitpunkten, dargestellt sind die unterschiedlichen Phasen, Abkühlgeschwindigkeit: 440.000 K/s, Temperaturgradient: 3.200.000 K/m

Die Magnesium- und Siliziumkonzentrationen sind in Abbildung 20 und Abbildung 21 dargestellt. Hierbei ist erkennbar, dass sich die Restschmelze während der Erstarrung zunehmend mit Silizium und Magnesium anreichert. Dadurch senkt sich die Erstarrungstemperatur der zwischen den Dendriten vorhandenen Schmelze herab, wodurch das große Erstarrungsintervall von 600-655 °C (vgl. Greß et al. 2018) der Legierung EN AW-6060 entsteht. In den Dendriten betragen während der Erstarrung sowohl der Si- als auch der Mg-Gehalt ca. 0,25 %. Das Entmischungsverhalten der beiden Legierungselemente ist, wie den Abbildungen zu entnehmen ist, sehr ähnlich. Jedoch entmischt sich das Silizium deutlich stärker als das Magnesium, was durch die höheren Konzentrationen von ca. 10 Gew.-% in der Restschmelze zwischen den zellularen Dendriten erkennbar ist.

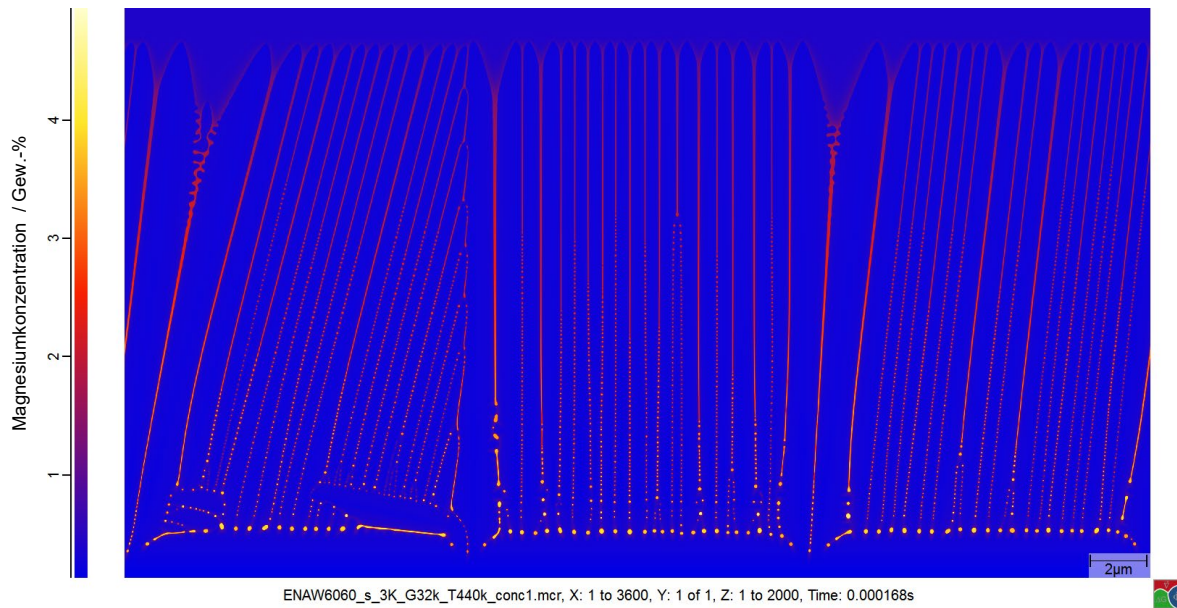


Abbildung 20: Phasenfeldsimulation von drei unterschiedlich orientierten Körnern zu drei verschiedenen Zeitpunkten, dargestellt ist die Mg-Konzentration in Gew.-%

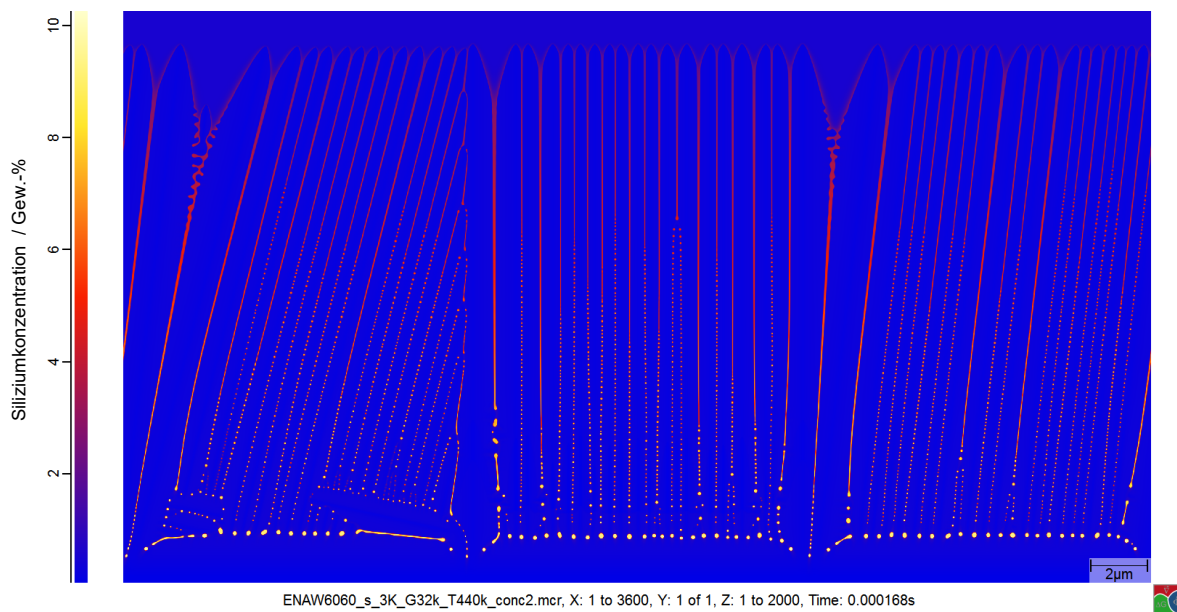


Abbildung 21: Phasenfeldsimulation von drei unterschiedlich orientierten Körnern zu drei verschiedenen Zeitpunkten, dargestellt ist die Si-Konzentration in Gew.-%

Der mit der Phasenfeldsimulation bestimmte mittlere primäre Dendritenarmabstand (PDAS, primary dendritic arm spacing) beträgt ca. $0,61 \mu\text{m}$. Im Bereich der Korngrenzen sind die PDAS größer als innerhalb der einzelnen Dendritenkolonien. In Abbildung 22 ist eine REM-Aufnahme der Mikrostruktur der simulierten Probe zu sehen. Der PDAS dieser Probe wurde mithilfe von REM-Aufnahmen bestimmt und beträgt $0,63 \pm 0,1 \mu\text{m}$ und stimmt damit gut mit dem in der Phasenfeldsimulation bestimmten Wert von ca. $0,61 \mu\text{m}$ überein.

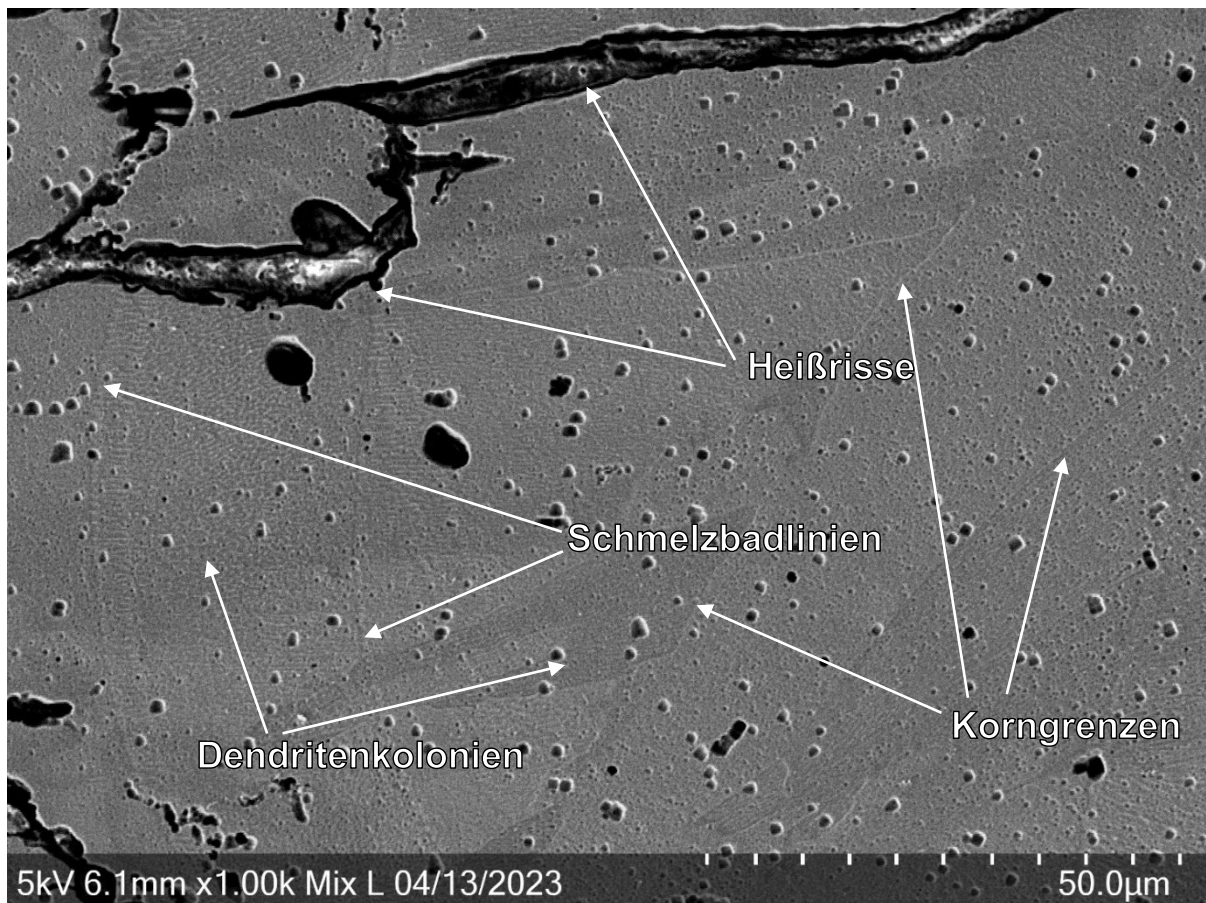


Abbildung 22: REM-Aufnahme der Mikrostruktur einer Probe mit den Herstellungparametern: P = 350 W, v = 400 mm/s, h = 100 µm, t_L = 30 µm, d_B = 150 µm, T₀ = 50 °C

Die Simulationsergebnisse der Phasenfeldsimulation von AP4.2 werden an den Verbundpartner IMWF als Input für MD-Simulationen übergeben. Hierbei spielen die zelluläre Morphologie der Dendriten, die primären Dendritenarmabstände und die Legierungskonzentrationen der Schmelze eine besondere Rolle. In den MD-Simulationen wird weiterführend untersucht, welche Randbedingungen zu einem Versagen des Schmelzefilms und somit zur Entstehung von Heißrissen führen.

Der für AP4 gesetzte Meilenstein III konnte erreicht werden. Die Schmelzbadausbildung im Prozess wurde durch eine FE-Simulation modelliert. Ein Phasenfeldmodell für den PBF-LB/M-Prozess wurde aufgebaut und mit den erhobenen Mikrostrukturdaten kalibriert. Zusätzlich wurde ein Skript für die analytische Berechnung der Schmelzbadgeometrie im PBF-LB/M-Prozess erzeugt, welches ebenfalls mithilfe der Datengrundlage aus AP1 und AP2 kalibriert wurde.

AP7: Bewertung des Heißrisswiderstandes

Die Heißrissentstehung im PBF-LB/M-Prozess wird maßgeblich von zwei verschiedenen Hauptfaktoren beeinflusst: den Materialeigenschaften und den Schweißparametern. Anhand der in AP1 und AP2 erlangten Daten konnten die Zusammenhänge zwischen diesen Faktoren festgestellt werden. Die Wirkzusammenhänge dieser Faktoren mit den Heißrissen ist in der in Abbildung 23 dargestellten Ontologie verdeutlicht.

In dieser sind die Schweißparameter und Materialeigenschaften als Klassen definiert. Deren Subklassen beschreiben die präzisierten Eigenschaften und Einstellungen der jeweiligen Klasse, die wiederum zu verschiedenen Eigenschaften der aufgeschmolzenen Bereiche des Bauteils führen. Diese Eigenschaften können verschiedene thermische und mechanische Bedingungen im Prozess verursachen, welche schlussendlich Erstarrungsrisse hervorrufen können. Letztere sind wiederum Subklassen der Heißrisse.

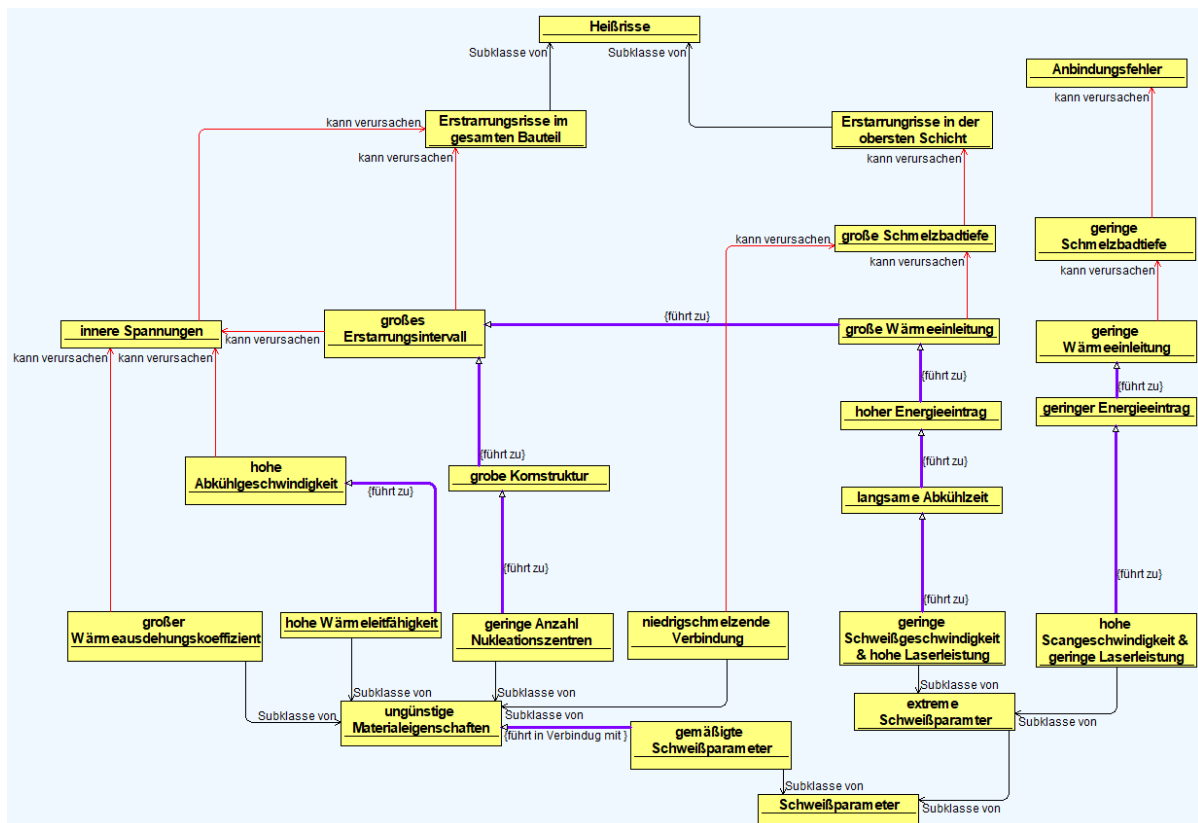


Abbildung 23: Ontologie Heißrissentstehung basierend auf den Ergebnissen von AP1 und AP2

Anhand dessen lassen sich mit Hilfe der abgebildeten Ontologie und der in AP1 und AP2 erlangten Erkenntnisse Abschätzungen treffen, welche Legierungen, Prozessparameter und Bauteilgeometrien zu einem erhöhten Risiko für Heißrisse führen.

Der Einfluss der Prozessparameter wurde umfangreich untersucht. Dabei zeigte sich, dass geringe Schweißgeschwindigkeiten und hohe Laserleistungen zu hohen Energieeinträgen führen, welche wiederum große Schmelzbadtiefen und Erstarrungsintervalle auslösen. Ein großes Erstarrungsintervall kann in Zusammenhang mit inneren Spannungen zu Erstarrungsrisse führen. Durch große Schmelzbadtiefen kann es zu verstärktem Wiederaufschmelzen der bereits erstarrten Bereiche kommen. Bei diesem Aufschmelzen können die Heißrisse aufgrund der hohen Schmelzbadtiefen ebenfalls mit aufgeschmolzen werden. Jedoch bleiben in der obersten Schicht Heißrisse zurück, da aus dem hohen Energieeintrag auch ein sehr hohes Erstarrungsintervall resultiert. Wird ein Parametersatz mit hoher Schweißgeschwindigkeit und geringer Laserleistung verwendet, wird nicht genug Energie ins Pulverbett geleitet, um eine saubere Anbindung zur darunterliegenden Schicht zu erreichen. Daraus resultieren nicht direkt Heißrisse, aber Anbindungsfehler, die ebenfalls unerwünscht sind und eine Ausgangsstelle für die Entstehung von Heißrissen sein können. Mit gemäßigten Scangeschwindigkeiten und Laserleistungen hängt die Heißrissentstehung von der Legierungszusammensetzung ab. In den Versuchen zu AP1 und AP2 der Parameterstudie II für die Legierung EN AW-6060 konnten auch mit gemäßigten Parametern keine Proben erzeugt werden, die komplett frei von Heißrissen waren. Ähnliche Ergebnisse wurden für die reine Legierung EN AW-5083 erzeugt, hier konnte die Heißrissentstehung durch Zumischen von 7 % AISi10Mg zu 93 % EN AW-5083 vollständig unterdrückt werden. In EBSD Aufnahmen der so erzeugten Proben konnte eine Kornfeinung des Gefüges durch das beigemischte AISi10Mg nachgewiesen werden. Dies ist in Abbildung 3 dargestellt.

Somit ist zu folgern, dass die Legierungszusammensetzung der wichtigste Faktor ist, um die Entstehung von Heißrissen zu vermeiden. Hier scheinen besonders die kornfeinenden Legierungselemente, wie z.B. Silizium einen enormen Einfluss zu haben. Diese kornfeinenden Legierungselemente agieren als Nukleationszentren für die Kristallisierung des Metalls, wodurch eine höhere Anzahl von Körnern erstarrt, also eine Kornfeinung stattfindet. Somit findet der Erstarrungsprozess zwar schneller statt, erreicht aber nicht die inneren Spannungen, welche für die Entstehung von Heißrissen nötig sind. Dies ist dadurch zu begründen, dass sich die inneren Spannungen im Erstarrungsprozess an den Korngrenzen

akkumulieren (Pellini et al. 1952). Bei einer erhöhten Anzahl von Korngrenzen verteilen sich die entstehenden inneren Spannungen somit auch über eine höhere Anzahl von Korngrenzen. Damit nimmt die Spannung an den einzelnen Korngrenzen ab und die, für die Heißrissentstehung kritischen inneren Spannungen werden nicht erreicht.

Um den Heißrisswiderstand eines PBF-LB/M-Prozesses mit Aluminiumlegierungen zu bewerten, muss also vor allem auf die Legierungszusammensetzung geachtet werden. Verfügt diese nicht über kornfeinende Legierungselemente und ein geringes Erstarrungsintervall, werden beim Erstarrungsvorgang kritische Spannungen an den Korngrenzen erreicht, welche zu Heißrissen führen. Eine genaue skalare Angabe kann zum aktuellen Stand nicht gemacht werden, jedoch ist es aus den Ergebnissen ersichtlich, dass die Legierungszusammensetzung der entscheidende Aspekt ist.

Meilenstein IV zur Bewertung des Heißrisswiderstands konnte weitestgehend erfüllt werden. Mithilfe der im Rahmen des Projekts erhobenen Datengrundlage und der entwickelten Ontologie kann der Heißrisswiderstand für die betrachteten Aluminiumlegierungen beschrieben werden.

AP8+9: Test und Implementierung, Experimenteller und numerischer Testlauf

Die einzelnen Simulationspakete wurden in den jeweiligen Arbeitspaketen (AP4, AP5 und AP6) getestet und mit den experimentellen Daten überprüft. (Siehe auch Zwischenbericht 2022 der MPA und Zwischenbericht 2023 des IMWF.)

Der Workflow zur simulativen Bewertung des Heißrisswiderstandes konnte aufgrund von zunächst deutlich unterschätzten Rechenzeiten jedoch nicht in der in AP3 definierten Form implementiert werden. Während der Bearbeitung stellte sich heraus, dass die Längenskalen der ermittelten Dendritenarmabstände aus dem Phasefeldmodell zu groß sind, um deren Längenskalen in der MD Simulation in einer für die Anwendung realistischen Rechenzeit abbilden zu können. Gleichermaßen ergeben sich Probleme bei der Zeitskala: Hier sind in der Phasefeldsimulation Veränderungen im Mikro- bzw. Millisekunden Bereich festzustellen. In der MD-Simulation können jedoch nur Veränderungen im Nanosekundenbereich simuliert werden, da hier die Rechenzeiten ebenfalls unpraktikabel ausfallen. Dadurch wäre der Workflow in der in AP3 geplanten Form für alle weiteren Anwender nicht anwendbar. Eine genauere Erläuterung dieser Problematik ist im Zwischenbericht 2023 des IMWF zu lesen. Die in AP8 und AP9 durzuführenden Tests und die Implementierung des Workflows konnte somit nicht in der ursprünglich geplanten Form durchgeführt werden, da hierfür der einheitliche Workflow fehlt.

Um die erläuterten Problematiken des in AP3 geplanten Workflows zu umgehen, könnte ein alternatives Vorgehen durchgeführt werden. Dieses ist schematisch im angepassten Workflow der Abbildung 24 dargestellt. Abweichend zum originalen Workflow werden die einzelnen Simulationen sequenziell durchgeführt und deren Ergebnisse zum nächsten Programm übergeben. Ebenfalls sind die Ergebnisse der MD Simulationen zur Entstehung von Kavitationsblasen zu bestimmen und werden anschließend in einer Simulation des fest-flüssig-Übergang in FEM eingebunden. Mit diesem Vorgehen ist es über sequenzielle Methoden möglich, die kavitationsbedingte Rissbildung im Erstarrungsvorgang zu simulieren und darüber die kritischen Spannungen und die Kavitationsblasendichte zu bestimmen, die zur Entstehung von Heißrissen führen können. Diese kritischen Spannungen und die Kavitationsblasendichte sind für die Definition des RDG Kriteriums zwingend nötig. Dieser alternative Lösungsweg ist in Abbildung 24 dargestellt.

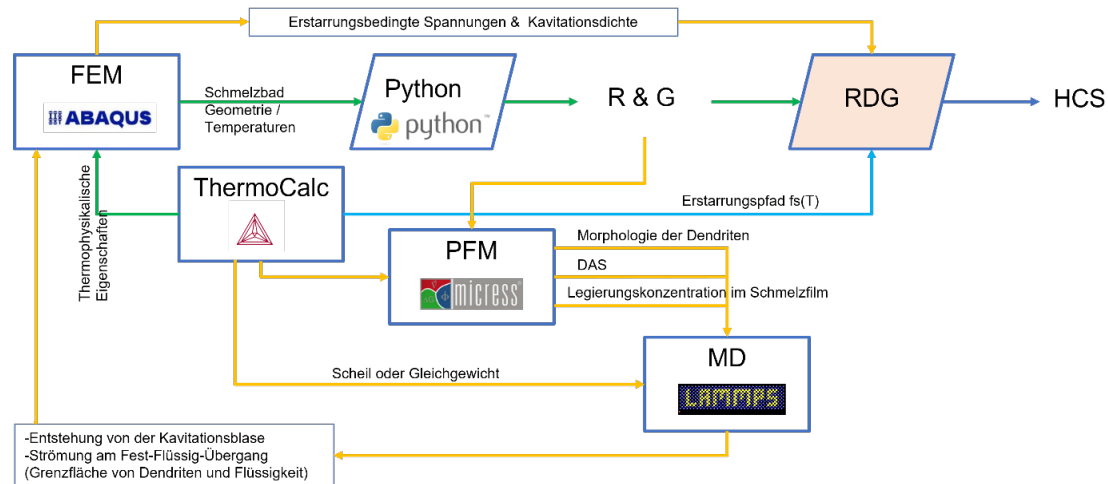


Abbildung 24: Graphische Darstellung einer möglichen alternativen Vorgehensweise

Der dazu gehörige simulative Aufwand ist innerhalb des Zeitrahmens dieses Projektes jedoch nicht mehr möglich gewesen. Dieses Vorgehen stellt jedoch einen Lösungsweg dar, der in Zukunft weiterentwickelt werden kann, um die Heißrissensibilität des Werkstoffs anwenderfreundlich bestimmbar zu machen.

Aus den eben beschriebenen Gründen, konnte Meilenstein V, die Erstellung eines vereinheitlichten digitalen Workflows zur Bewertung des Heißrisswiderstands, nicht mehr im zeitlichen Rahmen des Projekts umgesetzt werden.

Literaturverzeichnis

Böhm, Constantin; Werz, Martin; Weihe, Stefan (2022): *Practical Approach to Eliminate Solidification Cracks by Supplementing AlMg4.5Mn0.7 with AlSi10Mg Powder in Laser Powder Bed Fusion*. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 15 (2). DOI: 10.3390/ma15020572.

M. RAPPAZ, J.-M. DREZET, and M. GREMAUD (1999): *A New Hot-Tearing Criterion*. In: *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, S. 449–455.

Stopyra, Wojciech; Gruber, Konrad; Smolina, Irina; Kurzynowski, Tomasz; Kuźnicka, Bogumiła (2020): *Laser powder bed fusion of AA7075 alloy: Influence of process parameters on porosity and hot cracking*. In: *Additive Manufacturing* 35, S. 101270. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101270.

Kaess, Moritz; Werz, Martin; Weihe, Stefan (2023): *Residual Stress Formation Mechanisms in Laser Powder Bed Fusion—A Numerical Evaluation*. In: *Materials (Basel, Switzerland)*, 16. DOI: 10.3390/ma16062321

Greß, Thomas et al. (2018): *THERMAL ANALYSIS AND PRODUCTION OF AS-CAST Al 7075/6060 BILAYER BILLETS*. In: *American Foundry Society* DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-018-0282-8>

Cline, H. E.; Anthony, TRf. *Heat treating and melting material with a scanning laser or electron beam*. *Journal of Applied Physics*, 1977, 48. Jg., Nr. 9, S. 3895-3900.

Goldak, John; Akhlaghi, Mehdi (2005): *Computational Welding Mechanics (1. Auflage)*. Springer: New York, USA. DOI: <https://doi.org/10.1007/b101137>

W. S. PELLINI, „Strain Theory of Hot Tearing,“ *Foundry* 80, pp. 125-99, 1952.

2. Wichtigste Positionen des zahlenmäßigen Nachweises

Die im Projekt beantragten Mittel sind ohne nennenswerte Abweichungen und wie geplant in den folgenden Positionen verbraucht worden:

Personalkosten: Notwendig für die wissenschaftlichen und technischen Mitarbeiter zur Bearbeitung der im Projekt definierten Arbeitspakete

Investitionskosten und Verbrauchsmaterial: Notwendig für die Herstellung von Probenmaterial und die metallographischen Untersuchungen

Reisekosten: Für die Vorstellung von erzielten Ergebnissen auf Tagungen und Vollversammlungen der PMD

Fremdleistungen: Keine

Vorhabensspezifische Afa: Keine

Sonstige unmittelbare Vorhabenskosten: Keine

3. Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Projektarbeiten

Die geleisteten Projektarbeiten der MPA waren im vollen geleisteten Umfang notwendig für die Erfüllung der angestrebten Ziele. Der umfangreiche experimentelle Aufwand war notwendig, um eine ausreichend große Datenbasis für die Erstellung und Kalibrierung der jeweiligen Simulationsmodule des digitalen Workflows zu schaffen. Aufgrund der gewerblich nicht vertretbaren Risiken bis zur Anwendbarkeit der entwickelten Methodik war das Forschungsvorhaben nicht im wirtschaftlichen Rahmen darstellbar und daher nur durch eine Förderung durchführbar.

4. Voraussichtlicher Nutzen und Fortschreibung des Verwertungsplans

Die Ergebnisse der an der MPA entstandenen Arbeiten werden für weitere künftige Forschungsarbeiten genutzt. Die im Projekt entwickelten Modelle und Daten werden mit ihren Annahmen der MaterialDigital Plattform zur Verfügung gestellt. Dadurch soll eine nachhaltige Nutzung der erzielten Ergebnisse erreicht werden. Es werden die bestehenden Strukturen der Dateninfrastruktur für die Materialwissenschaften geprüft und die notwendigen Anpassungen und Erweiterungen definiert, so dass die Daten und Konzepte integriert werden können und ein semantisches Abfragen von Eigenschaften möglich ist. Weiterhin fließen die Ergebnisse des Projekts in die Lehre und Ausbildung der Studierenden ein, um somit die Kompetenzen in digitaler Materialentwicklung zukünftiger Studierender zu steigern. Die positive Hebelwirkung für den Standort Deutschland und für die Materialforschung wird in der Multiplikator-Funktion gesehen. Das Vertrauen und die Anwendungsbereitschaft in die Schlüsseltechnologie PBF-LB/M werden durch den Forschungsverbund gefördert. Für den Metall-3D-Druck mittels PBF-LB/M besitzt Deutschland große Marktanteile, dadurch leitet sich eine positive Hebelwirkung ab, wenn das Vertrauen und die Anwendbarkeit des Verfahrens steigen. Ziel des Verbundes ist es, die Legierungsentwicklung für Pulverlegierungen zu steigern und somit Unternehmen die Möglichkeit zu geben, die für sie bekannten Legierungen zu verarbeiten und möglicherweise dadurch neue Potenziale im Unternehmen, wie die Digitalisierung zu etablieren. Darüber hinaus bedeutet ein größeres Anwendungspotenzial des Verfahrens auch, dass Anlagen in den internationalen Markt verkauft werden, was sich wiederum positiv auf die inländische Wirtschaft auswirkt. Es ist geplant in einem Folgeprojekt, unter Einbeziehung der Industriepaten, die hier für binäre Legierungen entwickelte Vorgehensweise auf ternäre und quartäre Legierungssysteme zu erweitern. Darüber hinaus wird die Methodik auf andere Basiswerkstoffe insbesondere Eisen und Nickel übertragen. Die Anwendungen liegen dabei insbesondere im Bereich des Turbinenbaus. Es wird erwartet, dass mit der Herstellung einerseits hochwarmfester Legierungen und

der Geometriefreiheit des additiven Fertigungsprozesses die Prozesstemperaturen in Gas- und Dampfkraftwerken erheblich gesteigert werden können. Hieraus ergeben sich verbesserte Wirkungsgrade, die zu erheblichen Einsparungen an CO₂ führen.

5. Darstellung des während der Durchführung des Vorhabens dem Zuwendungsempfänger bekannt gewordenen Fortschritts auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen

In den letzten Jahren wurden verschiedene Arbeiten über die Heißrissentstehung und deren Vermeidung von Aluminiumlegierungen im Kontext des PBF-LB/M veröffentlicht. Diese Veröffentlichungen helfen zum einen, die Ergebnisse aus dem vorliegenden Projekt zu überprüfen und zum anderen die Datenbasis zur Entwicklung der Ontologie zu erweitern. In einer Untersuchung von (Bradford et al. 2021) wurde zur Optimierung der Verarbeitbarkeit von Al6061 ein hybrider Werkstoff bestehend aus 50 Vol.-% Al6061 und 50 Vol.-% AlSi10Mg entwickelt. Die additiv gefertigten Proben aus diesem neuen Werkstoff weisen keine Heißrisse und 57 % weniger Poren auf. In (Mehta et al. 2021) wurde AA6061 mit 1,0 Gew.-% Zr modifiziert. Dieses Element verfeinert die Mikrostruktur der Körner, was zu einer vollständigen Eliminierung der Heißrisse und einer Erhöhung der Dichte führt.

Weiterhin wurde in der Untersuchung von (Hyer et al. 2021) die Anwendbarkeit des Scheil-Gulliver-Erstarrungsmodells auf die binären Al-Si-Legierungssysteme untersucht. Die Modellierung der Erstarrungspfade von Al-Si-Legierungen mit 1,0 Gew.-% Si und 2,0 Gew.-% Si bestätigen die Entstehung von Heißrissen in ihrer experimentellen Untersuchung.

In einer Studie von (Stopyra et al. 2020) wurde der Einfluss von Prozessparametern des PBF-LB/M-Prozesses auf die Porosität und Heißrisanfälligkeit von AA7075 untersucht. Diese Studie zeigt, dass durch angepasste Prozessparameter eine Dichte von über 99 % erreicht werden kann. Allerdings lassen sich die Risse nicht vollständig eliminieren. Der Grund ist eine kleine Menge von Si, die den Schmelzfilm auf der Korngrenze stabilisiert. Nach einer Zugspannung wegen der weiteren Schrumpfung auf diesen Schwachstellen treten die Heißrisse auf.

Die gezeigten Veröffentlichungen zeigen die Relevanz dieses Forschungsthemas und ergänzen dieses komplementär. Eine Überschneidung des Arbeitsprogrammes kann nicht festgestellt werden. Ein weiterer Fokus des vorliegenden Projektes liegt auf die Materialmodellierung. Die Ergebnisse werden daher in die Modellbildung und Ontologie-Entwicklung aufgenommen und stärken die Aussagekraft der eigenen Forschung.

Bradford, Robyn L.; Cao, Li; Klosterman, Don; Herman, Fred; Forman, Lewis; Browning, Charles (2021): A metal-metal powder formulation approach for laser additive manufacturing of difficult-to-print high-strength aluminum alloys. In: Materials Letters 300, S. 130113. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130113.

Hyer, Holden; Le Zhou; Mehta, Abhishek; Park, Sharon; Huynh, Thinh; Song, Shutao et al. (2021): Composition-dependent solidification cracking of aluminum-silicon alloys during laser powder bed fusion. In: Acta Materialia 208, S. 116698. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116698.

Mehta, Abhishek; Le Zhou; Huynh, Thinh; Park, Sharon; Hyer, Holden; Song, Shutao et al. (2021): Additive manufacturing and mechanical properties of the dense and crack free Zr-modified aluminum alloy 6061 fabricated by the laser-powder bed fusion. In: Additive Manufacturing 41, S. 101966. DOI: 10.1016/j.addma.2021.101966.

Stopyra, Wojciech; Gruber, Konrad; Smolina, Irina; Kurzynowski, Tomasz; Kuźnicka, Bogumiła (2020): Laser powder bed fusion of AA7075 alloy: Influence of process parameters on porosity and hot cracking. In: Additive Manufacturing 35, S. 101270. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101270.

6. Erfolgte oder geplante Veröffentlichungen des Ergebnisses nach Nr. 5 der NABF/NKBF

Böhm, Constantin; Werz, Martin; Weihe, Stefan. *Practical Approach to Eliminate Solidification Cracks by Supplementing AlMg4.5Mn0.7 with AlSi10Mg Powder in Laser Powder Bed Fusion*. In: *Materials* (Basel, Switzerland) 15 (2). DOI: 10.3390/ma15020572, 2022.

Sewalski, Sven; Werz, Martin; Weihe, Stefan. *Experimentelle und numerische Untersuchung des Einflusses von Prozessparametern beim LPBF auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur von AISI 316L*, in DVM-Arbeitskreis Arbeitskreis Additiv gefertigte Bauteile und Strukturen, DOI: 10.48447/ADD-2023-288, 2023.

Käß, Moritz; Werz, Martin; Weihe, Stefan. *Untersuchung der SLM-Prozesseinflüsse auf die Heißrissentstehung auf Al-Legierungen am Beispiel von EN AW-6060*, in DVM-Arbeitskreis Arbeitskreis Additiv gefertigte Bauteile und Strukturen, 2022.

Käß, Moritz; Samimi, Anahita; Weihe, Stefan; Werz, Martin. (2022, 27.-29. September). *Experimental and digital strategies to avoid hot cracking in laser and powder bed based additive manufacturing of EN AW-6060 (Al MgSi)*. Materials Science and Engineering Congress. Darmstadt, Deutschland.

Samimi, Anahita; Käß, Moritz; Weihe, Stefan; Werz, Martin. (2022, 11.-13. Mai). *Untersuchung von Strategien zur Vermeidung der Heißrisse in der laser- und pulverbettbasierten additiven Fertigung von EN AW-6060 (Al MgSi)*. 40. Vortrags- und Diskussionstagung Werkstoffprüfung 2022 DGM. Dresden, Deutschland.

Sewalski, Sven; Käß, Moritz; Preuschoff, Anne; Werz, Martin. (2023, 18.–19. September). „DiStAl“ - *Digitale Strategie zur Entwicklung von neuen, heißrisswiderstandsfähigen Al-Pulverlegierungen für SLM*. Demonstrator und Posterpräsentation. Plattform MaterialDigital Vollversammlung, Karlsruhe, Deutschland.

Deininger, Silvan. *Computergestützte Legierungsentwicklung – Einflüsse der Legierungszusammensetzung auf die Verarbeitbarkeit von Aluminiumpulverlegierung für das Laser Powder Bed Fusion*. Bachelorarbeit, Universität Stuttgart, 2021.

Schmidt, Juliane. *Entwicklung einer Ontologie für die Digitalisierung der Materialentwicklung – Am Beispiel von Heißrissen in der Lasermaterialbearbeitung von Aluminium*. Bachelorarbeit, Universität Stuttgart, 2021.

Shao, Zhanghuan. *Systematisierung der Wechselwirkung von Einflussfaktoren im SLM-Verfahren*. Masterarbeit, Universität Stuttgart, 2022.

Michel, Johannes. *Erstarrungssimulation von Aluminiumlegierungen unter Berücksichtigung der Randbedingungen des Laser Powder Bed Fusions*. Studienarbeit, Universität Stuttgart, 2021.