

**Synergetisch experimentell-numerische Methodik zur ganzheitlichen  
Analyse des energetischen Systems Laser-Strahlschmelzen**

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau und Verfahrenstechnik

der

Universität Duisburg-Essen

zur Erlangung des akademischen Grades

eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

Dr.-Ing.

genehmigte Dissertation

von

Norman Schnell

aus

Tönisvorst

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Gerd Witt  
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dipl.-Wirt.Ing. Johannes Henrich Schleifenbaum  
Tag der mündlichen Prüfung: 19.07.2024



---

## Danksagung

Mit großer Dankbarkeit und Freude möchte ich an dieser Stelle all jenen Personen danken, die mich auf meinem Weg zur Fertigstellung meiner Arbeit unterstützt und begleitet haben.

Meinem Doktorvater Professor Witt danke ich für ein stets offenes Ohr und die Freiheit, mich wissenschaftlich entfalten zu können. Seine Bemühungen haben maßgeblich dazu beigetragen, eine familiäre Atmosphäre am Lehrstuhl zu schaffen, zu der ich immer wieder gerne zurückkehre.

Ein besonderer Dank geht an meine Arbeitsgruppe, bestehend aus Stefan Kleszczynski, Jan Wegner, Sebastian Platt, Arno Elspaß und Hannah Schönraht. Von Anfang an habt ihr für eine unglaublich hilfsbereite, produktive Atmosphäre gesorgt, die mein persönliches Wachstum enorm bereichert hat. Ich bin stolz darauf, jede/-n von euch eine/-n Freund/-in nennen zu können. Insbesondere meinem Kollegen Jan möchte ich dafür danken, dass er mich immer gefordert hat und man mit ihm selbst zu den unmöglichsten Zeiten und nach ausreichend Kokosnussbier noch über Schmelzbadmorphologie philosophieren kann.

Ein herzliches Dankeschön gilt auch meinen Studentinnen und Studenten, die mich einerseits immer wieder zur Verzweiflung gebracht, aber andererseits stets mit neuen kreativen und innovativen Ideen überrascht haben. Es war mir eine Freude zu sehen, wie ihr immer wieder über euch hinausgewachsen seid, und ich bin dankbar, wenn ich dazu beitragen konnte.

Ein herzliches Dankeschön geht auch an meine Eltern und meine Schwester, die immer an mich geglaubt haben, auch als ich mich in undurchsichtige akademische Gefilde begeben habe. Ebenso möchte ich meinen Schwiegereltern danken, die uns in schwierigen Zeiten unterstützt und mich zu dieser Arbeit angespornt haben.

Meiner Frau Katharina danke ich von Herzen dafür, dass sie mir immer den Rücken freigehalten hat und sich auch zum hundertsten Mal von mir angehört hat, dass ich doch bald mal endlich fertig werden muss. Ihre Geduld und ihr Rat haben mir enormen Rückhalt gegeben, ohne den ich heute nicht der wäre, der ich bin. Last but not least möchte ich meiner Tochter Mona danken, die den Abschluss meiner Dissertation zwar bedeutend herausfordernder, aber auch äußerst sinnstiftend gestaltet hat.

Ich danke euch von ganzem Herzen. Ohne eurer Engagement und eure Unterstützung wäre das alles nicht möglich gewesen.

---

## Kurzzusammenfassung

Das verbreitetste Verfahren zur additiven Herstellung von Metallbauteilen ist das pulverbettbasierte Schmelzen von Metallen mittels Laserstrahl (PBF-LB/M). Es ermöglicht den Aufbau komplexer und funktionaler Geometrien mit serientauglichen mechanisch-technologischen Eigenschaften.

Für die wissensbasierte Steigerung des technologischen Reifegrads und eine prozessgerechte Materialentwicklung ist die genaue Kenntnis der transienten Temperaturhistorie sowie deren zugrunde liegender Entstehungsmechanismen ein zentraler Schlüsselbaustein. In-situ-Messverfahren sind aufgrund der Unzugänglichkeit durch das Pulverbett eingeschränkt. Durch eine häufig fehlende Datengrundlage basieren Simulationsmodelle oft auf simpler Kalibrierung und können nur unzureichend validiert werden.

In der hier vorgestellten wissenschaftlichen Arbeit wird daher eine neue Methodik zur Analyse des inhärenten energetischen Systems präsentiert. Es wird ein synergetischer Ansatz aus etablierten und neuen In-situ-Messmethoden sowie Simulationsmodellen eingesetzt. Dieser wird genutzt, um den Einfluss von Prozessparametern auf die Wärmeströme sowie die resultierende thermische Historie zu quantifizieren. Abschließend werden die Mehrwerte der Methodik am Beispiel diamantverstärkter Metallmatrix-Verbundwerkstoffe (DMMC) demonstriert.

Die Ergebnisse zeigen, dass Prozessparameter wie der Abstand der Laserbahnen oder Vorheiztemperaturen skalenabhängige Effekte auf den Temperaturverlauf haben. Außerdem wird am Anwendungsbeispiel demonstriert, wie dieses Prozessverständnis in praktische Mehrwerte in Kombination mit klassisch empirischen Ansätzen umgewandelt werden kann. Es stellt sich heraus, dass insbesondere die Vorheiztemperatur und der Spurabstand in Kombination mit einer Titanbeschichtung entscheidende Faktoren für eine stabile Verarbeitung von DMMC im PBF-LB/M-Prozess sind.

---

## Abstract

The most widespread method for additively manufacturing metal components is powder bed fusion of metals using a laser beam (PBF-LB/M). It enables the construction of complex and functional geometries with mechanical properties that meet the requirements for industrial applications.

Precise knowledge of the transient thermal history and its underlying origins are key components for knowledge-based advancement of technological maturity and process-oriented material development. In-situ measurement methods are restricted due to the inaccessibility through the powder bed. Due to a lack of data, simulations often rely on simple calibration and can only be validated insufficiently.

In the scientific work presented, a new methodology for analyzing the inherent energetic system is introduced. A synergetic approach utilizing established and new in-situ measurement methods as well as numerical models is employed. It is used to quantify the influence of process parameters on heat flows and the resulting thermal history. Finally, the added value of the methodology is demonstrated using the example of diamond-reinforced metal matrix composites (DMMC).

The results show that process parameters such as the distance between laser tracks or preheating temperatures have scale-dependent effects on the temperature profile. Furthermore, the application example demonstrates how this process understanding can be converted into added practical values in combination with conventional empirical approaches. It turns out that preheating temperature and track spacing, in combination with a titanium coating, are crucial factors for the stable processing of DMMC using PBF-LB/M.

---

# Abkürzungen & Nomenklatur

## Abkürzungen

2,5D	zweieinhalbdimensional
3D	dreidimensional
Abb	Abbildung
AM	engl.: <i>Additive Manufacturing</i>
CFD	engl.: <i>Computational Fluid-Dynamics</i>
CLI	engl.: <i>Common Layer Interface</i>
DMMC	engl.: <i>Diamond-reinforced Metal-Matrix-Composites</i>
DSC	engl.: <i>Differential-Scanning-Calorimetry</i>
EI.	Elemente
FDM	Finite-Differenzen-Methode
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVM	Finite-Volumina-Methode
GI	Gleichung
HDSC	engl.: <i>High Temperature Differential-Scanning-Calorimetry</i>
Nd:YAG	Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat
OVF	Open Vector Format
PBF-LB/M	pulverbettbasiertes Schmelzen von Metallen mittels Laserstrahl
PS1/2/3	Parameterset 1/2/3
RT	Raumtemperatur
SLM	engl.: <i>Selective Laser-Melting</i>
SSR	engl.: <i>Sum of Squared Residuals</i>
STL	engl.: Standard Tessellation Language
THB	engl.: <i>Transient Hot Bridge</i>
TRIP	engl.: <i>Transformation-induced Plasticity</i>
VDI	Verein Deutscher Ingenieure e.V.

## Parameter

$\alpha$	Absorptionskoeffizient	–
$\Delta y$	Hatchabstand	m
$\Delta$	Differenz	
$\delta$	kleine Abstände	m
$\eta$	dynamische Viskosität	Pa s

## Abkürzungen & Nomenklatur

---

$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit	W/m K
$\omega$	Massenanteil	–
$\dot{\phi}_{melt}'''$	volumenspezifischer Schmelzwärmestrom	W/m <sup>3</sup>
$\rho$	Dichte	kg/m <sup>3</sup>
$\rho_{rel}$	relative Bauteildichte	%
$\sigma$	Stefan-Boltzmann-Konstante	W/m <sup>2</sup> K <sup>4</sup>
$\theta$	Übertemperatur relativ zur Start-/Raumtemperatur	K
$\varepsilon$	Emissionskoeffizient	–
$\varepsilon_B$	Bandemissionskoeffizient	–
$\frac{\varepsilon_{B1}}{\varepsilon_{B2}}$	Bandemissionskoeffizientenverhältnis	–
$\varphi$	Volumenanteil	–
$A$	Fläche	m <sup>2</sup>
$a$	Wärmeübergangskoeffizient	W/m <sup>2</sup> K
$b$	Breite	m
$C_2$	univ. Konst. zur Berechnung der Quotiententemp.	W/m <sup>2</sup>
$c_p$	spezifische isobare Wärmekapazität	J/K
$d$	Durchmesser	m
$d_{50}$	Perzentil bei 50 %	m
$E_L$	Linienenergiedichte	J/m
$E_V$	Volumenenergiedichte	J/m <sup>3</sup>
$H$	Höhe	m
$h$	spezifische Enthalpie	J/kg
$k$	Fitparameter	s <sup>-1</sup>
$L$	Strahldichte	W/m <sup>2</sup>
$l$	charakteristische Länge	m
$m$	Masse	kg
$n$	aktuelle Schichtanzahl	–
$Nu$	Nußelt-Zahl	–
$P$	Laserleistung	W
$Pr$	Prandtl-Zahl	–
$\dot{Q}$	Wärmestrom	W
$r(T_M)$	Strahldichteverhältnis	–
$R_{res}$	thermischer Widerstand (engl.: <i>Resistance</i> )	Km <sup>2</sup> /W

---

$Re$	Reynolds-Zahl	–
$T$	Temperatur	K
$t$	Zeit	s
$U$	innere Energie	J
$V$	Volumen	m <sup>3</sup>
$v$	Scangeschwindigkeit	m/s
$x$	x-Koordinate parallel zum Gasstrom	m
$y$	y-Koordinate orthogonal zum Gasstrom	m
$z$	z-Koordinate in Aufbaurichtung	m

### Indizes

$\bar{\alpha}_{eff}$	gemittelter effektiver Absorptionskoeffizient
$\alpha_{eff}$	effektiver Absorptionskoeffizient
$\delta_{sub}$	Abstand zum Thermoelement unterhalb der Bauplattform
$\eta_{gas}$	dynamische Viskosität des Schutzgases
$\lambda_{gas}$	Wärmeleitfähigkeit des Schutzgases
$\rho_{gas}$	Dichte des Schutzgases
$\rho_{tot}$	engl.: total - Gemischdichte
$\theta_{\infty}$	mittlere Endtemperatur nach über 100 Schichten
$\theta_{max}(n, t)$	Übertemperaturverlauf der Maxima
$\theta_{min}(n, t)$	Übertemperaturverlauf der Minima
$\theta_{sub}$	Übertemperatur unterhalb der Bauplattform
$\varphi_{dia}$	Volumenanteil Diamant
$A_{cond}$	engl.: <i>Conduction</i> - Fläche, über die Wärmeleitung stattfindet
$A_{conv}$	engl.: <i>Convection</i> - Fläche, über die Konvektion stattfindet
$a_{conv}$	engl.: <i>Convection</i> - konvektiver Wärmeübergangskoeffizient
$A_{exp}$	engl.: <i>Exposure</i> - Belichtungsfläche
$a_{forced}$	engl.: <i>forced</i> - erzwungener Wärmeübergangskoeffizient
$a_{free}$	engl.: <i>free</i> - freier Wärmeübergangskoeffizient
$b_{melt}$	engl.: <i>Melt</i> - Schmelzbadbreite
$c_{p,d}$	engl.: <i>Disc</i> - spez. isobare Wärmekapazität der Scheibe
$c_{p,gas}$	spez. isobare Wärmekapazität des Schutzgases
$c_{p,s}$	engl.: <i>Sample</i> - spez. isobare Wärmekapazität der Probe
$c_{p,tot}$	engl.: total - Gemischwärmekapazität



## Abkürzungen & Nomenklatur

---

$d_d$	engl.: <i>Disc</i> - Durchmesser der Scheibe
$d_{laser}$	Durchmesser des Lasers im Brennpunkt
$d_{spot}$	engl.: <i>Spot</i> - Messfleckdurchmesser
$H_l$	engl.: <i>Layer</i> - Schichthöhe
$h_s$	spezifische Enthalpie am Schmelzpunkt
$H_d$	engl.: <i>Disc</i> - Höhe der Scheibe
$h_{melt}$	engl.: <i>Melt</i> - spezifische Schmelzenthalpie
$h_{vap}$	engl.: <i>Vaporization</i> - spezifische Verdampfungsenthalpie
$i_{tot}$	engl.: <i>total</i> - Gesamtanzahl an Elementen
$L_B$	spektrale Bandstrahldichte
$L_{sky}$	äquivalente Länge des Skywritings
$\dot{m}_{sp}$	engl.: <i>Spattering</i> - ausgeworfener Massenstrom
$\dot{m}_{vap}$	engl.: <i>Vaporization</i> - verdampfter Massenstrom
$m_d$	engl.: <i>Disc</i> - Masse der Scheibe
$m_s$	engl.: <i>Sample</i> - Masse der Probe
$m_{tot}$	engl.: <i>total</i> - Gesamtmasse der Mischung
$\dot{Q}_f$	engl.: <i>front</i> - vorderer Energieeintrag der Goldak-Quelle
$\dot{Q}_r$	engl.: <i>rear</i> - hinterer Energieeintrag der Goldak-Quelle
$\dot{Q}_{abs}$	Absorbierter Energiestrom
$\dot{Q}_{laser,eff}$	das Bauteil erreichende effektive Laserleistung
$\dot{Q}_{laser,loss}$	engl.: <i>Loss</i> - Verluste des Lasers vor Erreichen des Materials
$\dot{Q}_{laser}$	von der Strahlquelle abgegebene Laserleistung
$\dot{Q}_{loss,cond}$	engl.: <i>Conduction</i> - konduktiver Wärmeverluststrom
$\dot{Q}_{loss,conv}$	engl.: <i>Convection</i> - konvektiver Wärmeverluststrom
$\dot{Q}_{loss,rad}$	engl.: <i>Radiation</i> - Strahlungsverluststrom
$\dot{Q}_{loss,sp}$	engl.: <i>Spattering</i> - Verlustwärmestrom durch Spratzerbildung
$\dot{Q}_{loss,top}$	engl.: <i>Top</i> - kumulierte Wärmeverluste über die Oberfläche
$\dot{Q}_{loss,vap}$	engl.: <i>Vaporization</i> - Verlustwärmestrom durch Verdampfung
$\dot{Q}_{loss}$	engl.: <i>Loss</i> - Gesamte Wärmeverluste
$\bar{T}_{sim}$	simulierte Durchschnittstemperatur
$T_M$	Quotiententemperatur
$T_s$	Solidustemperatur
$T_{01}$	Temperaturverlauf während der Belichtung

---

$T_{12}$	Temperaturverlauf nach der Belichtung
$T_{act}$	Aktivierungstemperatur
$T_{gas}$	Temperatur Schutzgas
$T_{heat}$	engl.: <i>Heating</i> - Vorheiz-/Plattformtemperatur
$T_i$	Temperatur des Elementes i
$T_{liq}$	Liquidustemperatur
$T_{melt}$	engl.: <i>Melting</i> - Schmelztemperatur
$T_{real}$	Realtemperatur
$t_0$	Zeitpunkt vor der Belichtung
$t_1$	Zeitpunkt am Temperaturmaximum
$t_2$	Zeitpunkt am Ende der Messung
$t_\infty$	Zeitpunkt für t gegen $\infty$
$t_{+1,m}$	zeitlicher Abstand zwischen mittlerem und folgendem Peak
$t_{err}$	engl.: <i>Error</i> - zeitlicher Fehler durch bspw. Skywriting
$t_{exp}$	engl.: <i>Exposure</i> - Belichtungszeit
$t_{layer}$	engl.: <i>Layer</i> - Zeit pro Schicht
$t_{m,-1}$	zeitlicher Abstand zwischen mittlerem und vorherigem Peak
$t_{rec}$	engl.: <i>Recoating</i> - Beschichtungszeit
$v_{gas}$	Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases
$V_{part}$	engl.: <i>Part</i> - Bauteilvolumen
$V_{tot}$	engl.: total - Gesamtvolumen der Mischung
$x/y_{err}$	engl.: <i>Error</i> - x/y-Abweichung von der Bauteilmitte





# Inhaltsverzeichnis

<b>Danksagung</b>	<b>iii</b>
<b>Kurzzusammenfassung</b>	<b>iv</b>
<b>Abstract</b>	<b>v</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen und Stand der Technik</b>	<b>5</b>
2.1 Verfahrensgrundlagen des Laser-Strahlschmelzens . . . . .	5
2.2 Prozessspezifisches thermophysikalisches Gesamtsystem . . . . .	8
2.3 In-situ-Temperaturmesstechnik . . . . .	15
2.4 Numerische Abbildung des thermophysikalischen Systems . . . . .	20
2.5 Thermosensible Materialien . . . . .	24
<b>3 Kernhypothese und Zielsetzung</b>	<b>29</b>
<b>4 Experimentelle und numerische Methoden</b>	<b>31</b>
4.1 Verwendete Anlagentechnik . . . . .	31
4.2 Verwendete Materialien und Parametersätze . . . . .	32
4.3 Entwickelte Messmethoden . . . . .	33
4.4 Entwickelte Simulationsmodelle . . . . .	40
4.5 Angewendete Materialanalytik . . . . .	45
<b>5 Ergebnisse und Diskussion</b>	<b>47</b>
5.1 Bestimmung der Stoffwerte . . . . .	47
5.2 Validierung der Messmethoden . . . . .	56
5.3 Kalibrierung und Validierung der Simulationsmodelle . . . . .	69
5.4 Einfluss der Kernprozessparameter auf das thermische Gesamtsystem . .	76
5.5 Abschließende Betrachtung der Wärmeströme . . . . .	82
<b>6 Anwendungsbeispiel: Fertigung von DMMC</b>	<b>89</b>
6.1 Empirische Identifikation des Prozessfensters . . . . .	89
6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen . . . . .	95
<b>7 Zusammenfassung</b>	<b>111</b>
<b>8 Ausblick</b>	<b>113</b>
<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>116</b>
<b>A Abbildungsverzeichnis</b>	<b>II</b>
<b>B Tabellenverzeichnis</b>	<b>VIII</b>
<b>C Anhang</b>	<b>VIII</b>



# 1 Einleitung

Additive Fertigungsverfahren (engl.: *Additive Manufacturing* – AM) ermöglichen die Herstellung individualisierter, komplexer und funktionaler Bauteile mit serientauglichen mechanisch-technologischen Eigenschaften. Sie kennzeichnen sich im Vergleich zu konventionellen subtraktiven Verfahren (Drehen, Fräsen, Bohren etc.) dadurch, dass Material sequentiell aufgetragen anstatt von einem Halbzeug abgetragen wird. Dadurch ergeben sich eine prozessinhärente Ressourceneffizienz sowie nahezu unbegrenzte geometrische Freiheitsgrade [2] (Abbildung 1.1). Folglich lassen sich beispielsweise lastspezifische Leichtbaukonzepte umsetzen, die zu massiven Kraftstoffeinsparungen in der Luft- und Raumfahrt sowie im Automobilsektor führen können. Die *Europäische Kommission* definiert AM als Schlüsseltechnologie zur Herstellung komplexer Produkte für Luftfahrt und Medizintechnik [3]. Damit kann AM einen entscheidenden Beitrag dazu leisten, die 2021 von der *Europäischen Union* definierten Klimaziele (*Green Deal* – keine Nettoemissionen bis 2050) [4] zu erreichen.

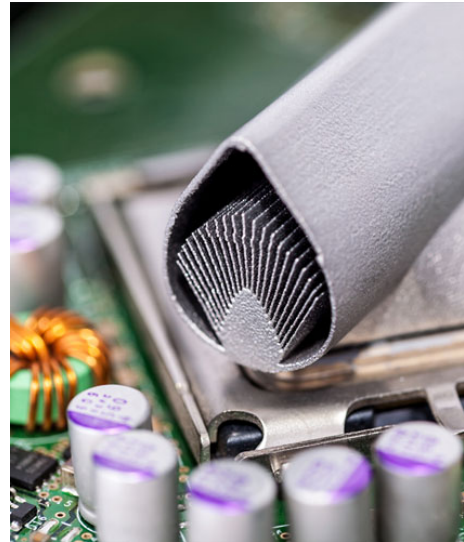


Abbildung 1.1: PBF-LB/M-gefertigter Wärmetauscher [1]



Abbildung 1.2: Kraftstoffdüse der Firma GE – Überführung einer 20-teiligen Schweißbaugruppe in ein monolithisches Einzelteil durch AM [5]

Aufgrund der fehlenden Werkzeugfertigung ermöglicht AM eine beschleunigte Produktentwicklung durch die Herstellung von Funktionsprototypen (engl.: *Rapid Prototyping*) [6]. Sie kann dazu genutzt werden, die Lagerhaltung mittels Digitalisierung des Bestandes zu reduzieren und durch eine bedarfsgesteuerte Ersatzteilerfertigung zu ersetzen (engl.: *Spare Parts on Demand*) [7]. Dabei ist auch eine Verschlinkung der Produktionskette durch Funktionsintegration oder Vereinigung ganzer Baugruppen zu realisieren (Abbildung 1.2).

Durch eine Bauteilreduktion kann auch der Reinigungsaufwand reduziert werden, was interessant für Medizintechnik oder die Lebensmittelindustrie ist [8, 9]. Durch die einfache Individualisierbarkeit (engl.: *Mass-Customization*) und eine Rentabilität selbst bei einer Stückzahl von eins ist AM bei medizinischen Prothesen wie Hüftgelenken oder Zahnkronen bereits ein etabliertes Fertigungsverfahren [10, 11].

Diese Mehrwerte haben in den vergangenen sechs Jahren zu einem Umsatzwachstum der AM-Industrie um 200 % geführt (Abbildung 1.3).

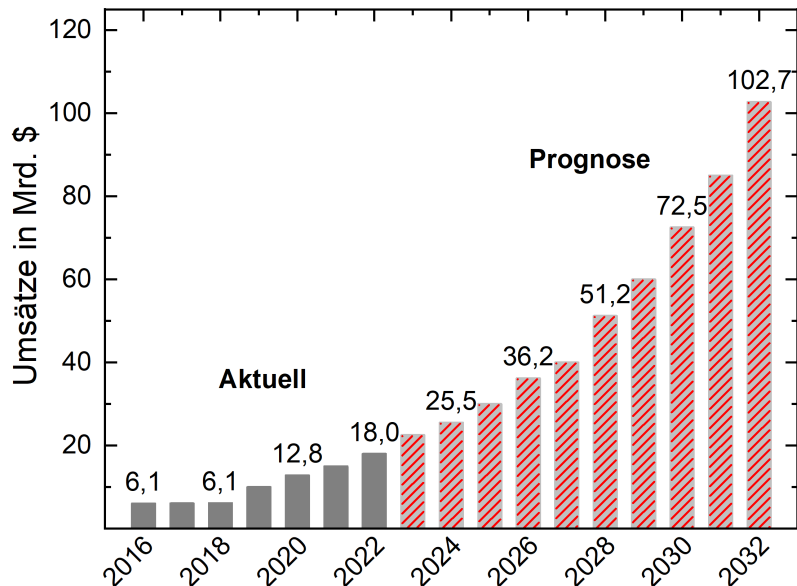


Abbildung 1.3: Wachstum und Prognose des AM-Marktes nach Wohlers Report 2023 [12]

Die etablierten additiven Verfahren werden in der DIN ISO ASTM 52900 [13] nach Verfestigungsmechanismus, Energiequelle und Grundmaterial klassifiziert. Das pulverbettbasierte Schmelzen von Metallen mittels Laserstrahl (engl.: *Powder-Bed-Fusion* – PBF-LB/M) ist die am weitesten verbreitete additive Technologie für Metallverarbeitung [11]. Dabei wird Metallpulver schichtweise selektiv durch einen Laser verschmolzen. PBF-LB/M wird bereits serienmäßig in Bereichen wie Automobilindustrie, Medizintechnik oder der Luftfahrt eingesetzt (Abbildung 1.4).

Trotz der genannten Vorteile bestehen große Herausforderungen bei der Erschließung neuer *Business-Cases*. Insbesondere sind in diesem Kontext die hohen Kosten pro Bauteil zu nennen, die durch den energie- und zeitintensiven Prozess sowie eine meist manuelle Nachbearbeitung begründet sind [15]. Eine einfach replizierende Substitution etablierter Fertigungsverfahren ist somit selten möglich. Der VDI (Verein Deutscher Ingenieure e.V.) definiert als weitere Handlungsfelder vor allem die Verbesserung der Reproduzierbarkeit, Pro-



Abbildung 1.4: Beispiel für eine gelungene Marktintegration – PBF-LB/M-gefertigter Swirler von Siemens; Reduktion der Nachbearbeitungszeit von 6 h (Guss) auf 1 h [14]



---

zessstabilität bei herausfordernden Geometrien, Qualitätssicherung, Skalierbarkeit und die verfügbare Materialpalette [16].

Gerade die Verarbeitung von Werkstoffen, deren resultierende Eigenschaften stark von der thermischen Historie des Erstarrungsprozesses abhängen, wie martensitaushärtenden Stählen (1.2709 *Maraging Steel*) [17], Materialkompositen (Diamant, Keramik, *Carbon-Nanotubes*) [18] oder amorphen Legierungen [19], birgt durch adaptierbare Eigenschaftsprofile oft große technische Mehrwerte. Oft bleiben bei Materialentwicklung und -charakterisierung Anforderungen und Chancen durch prozessinhärente Charakteristika jedoch ungenutzt oder bedingen kostenintensive iterative Studien, da geeignete Ansätze zur quantitativen Erfassung des Temperaturfeldes fehlen oder zu aufwendig sind [20].

Die entscheidenden Einflussfaktoren auf Zielparameter wie Prozessstabilität, Maßhaltigkeit und mechanische Eigenschaften sind im transienten Temperaturverlauf während des Prozesses auszumachen [21, 22]. Dieser ist charakterisiert durch mehrfaches zyklisches Umschmelzen, Temperaturgradienten zwischen Raumtemperatur und Verdampfungspunkt und die daraus resultierenden Abkühlraten von bis zu  $10^6$  K/s [23]. Trotz konstanter Prozessparameter kann die sich während des Prozesses entwickelnde Temperaturhistorie zu lokal variierenden mechanischen Eigenschaften führen [24]. Ein Großteil der entstehenden Bauteilausschüsse (beispielsweise durch Schichtüberhöhung) ist auf unzureichende Wärmeabfuhr und daraus resultierende thermische Inhomogenitäten innerhalb des Bauteils zurückzuführen [25]. Eine quantitative Vorhersage der Temperaturhistorie stellt damit einen essenziellen Bestandteil für die heuristisch geprägten Bemühungen der akademischen und industriellen Forschung dar [20, 26].

Die meisten Messverfahren sind aufgrund der Unzugänglichkeit der Bauteile durch das Pulverbett stark eingeschränkt. Bisherige thermische Modelle basieren aufgrund fehlender Messdaten meist nur auf simpler Kalibrierung und werden oft unzureichend validiert [27, 28]. Zusätzlich stellt die Wechselwirkung zwischen skalenübergreifenden thermischen Einflussfaktoren eine Herausforderung für eine umfassende simulative Abbildung des thermischen Gesamtsystems dar. Dabei hätte gerade eine prädiktive Prozessentwicklung auf Basis numerischer Methoden großes Potenzial, um die Herausforderungen einer *On-demand*-Produktion massenhaft individualisierter Bauteile mit hohen geometrischen Freiheitsgraden und einer breiten Materialpalette zu bewältigen.

Deshalb wird in dieser Arbeit ein synergetisch experimentell-numerischer Ansatz vorgestellt, um so einen akademischen Beitrag zum Verständnis des thermischen Systems PBF-LB-M zu leisten. Dafür werden als Erstes die wissenschaftlichen Grundlagen bezüglich des PBF-LB/M-Verfahrens sowie der aktuelle Stand der Technik angewandter Temperaturmessungen und Simulationsansätze kurz zusammengefasst. Daraus resul-

tierend werden die Kernhypothesen und die Zielstellung dieser Arbeit formuliert. Die entwickelten experimentellen und numerischen Methoden werden vorgestellt und validiert. Resultierende Erkenntnisse über den Einfluss der Kernprozessparameter auf das thermische Gesamtsystem werden diskutiert und es findet eine abschließende systemische Betrachtung der relevanten Wärmeströme statt. Um den so vorgestellten *Werkzeugkasten* zur Analyse der thermischen Historie des PBF-LB/M-Verfahrens zu erproben, werden die Methoden am Anwendungsbeispiel einer thermisch sensiblen Materialklasse, der diamantverstärkten Metallmatrix-Verbundwerkstoffe (engl.: *Diamond-reinforced Metal-Matrix-Composites* – DMMC) erprobt. Abgeschlossen wird die Arbeit durch eine Zusammenfassung der wichtigsten Erkenntnisse und einen Ausblick auf bestehende wissenschaftliche Fragestellungen.

---

## 2 Grundlagen und Stand der Technik

Um einen einheitlichen Ausgangspunkt für die Diskussion dieser Arbeit zu schaffen, sollen in diesem Kapitel die notwendigen wissenschaftlichen Grundlagen erfasst werden. Hierbei liegt der Fokus auf den Verfahrensgrundlagen des PBF-LB/M-Prozesses sowie der Beschreibung des zugrundeliegenden thermophysikalischen Gesamtsystems. Darüber hinaus wird der Stand der Technik zur Erfassung von Temperaturdaten aus Messtechnik und numerischen Modellen diskutiert und der aktuelle Forschungsbedarf am Beispiel thermosensibler Materialien herausgearbeitet.

### 2.1 Verfahrensgrundlagen des Laser-Strahlschmelzens

Die Funktionsweise einer PBF-LB/M-Anlage unterscheidet sich im Detail zwischen verschiedenen Anlagenherstellern, aber auch bereits zwischen verschiedenen Anlagentypen. Die grundlegenden Abläufe werden hier hauptsächlich anhand der in der Arbeit verwendet SLM280 HL von SLM Solutions erläutert.

Vor Beginn des Prozesses wird eine Bau- oder auch Bauplattform meist aus artähnlichem Material (Dicke ca. 20–30 mm) auf die Grundplatte eines Präzisionshubtisches fixiert. Die Oberkante der Bauplattform wird anschließend manuell auf die Grundfläche des Bauraums ausgerichtet. Danach wird mit einer Beschichtereinheit die erste Pulverschicht auf die Bauplatte aufgetragen, sodass deren Oberseite näherungsweise in der Fokusebene des Lasers liegt. Der Beschichtungsmechanismus kann sich dabei stark zwischen verschiedenen Anlagen unterscheiden. Bei der hier verwendeten SLM280 HL ist die Pulverzufuhr über einen erhöhten Tank mit einer Nutenförderwelle realisiert, die die Pulvermenge von ein bis zwei Schichten in die Beschichtereinheit dosiert. Dies kann beispielsweise aber auch über einen weiteren seitlich positionierten Hubtisch realisiert werden (beispielsweise bei EOS M290 oder 3DSystems DMP Flex 350). Die Beschichtereinheit verfährt parallel zur Bauplatte und verteilt dabei das Pulver durch eine an der Unterseite fixierte Silikon-, Keramik- oder Stahlklinge. Die Parallelität der Pulverschicht wird entweder über Nivellierung der Bauplattform (beispielsweise bei EOS M290) oder, wie hier, durch Nivellierung der Silikonklingenhalterung realisiert. Da dies ein manueller Vorgang ist, unterliegt die Dicke der ersten Schicht großen Schwankungen [29].

Nach einer optischen Kontrolle der ersten Schicht wird der gesamte Bauraum mit Schutzgas, meist N oder Ar, geflutet. Ab einer ausreichend geringen Sauerstoffkonzentration (ca. <2 vol%) kann die Umwälzpumpe der Anlage aktiviert werden. Ziel ist es, durch eine Düse an der Seite der Bauplattform eine konstante laminare Überströmung der Pulverschicht [30] während des Aufschmelzvorganges sicherzustellen und dabei Prozessnebenprodukte abzuführen. Das Schutzgas wird kontinuierlich durch ein Filtersystem gereinigt und in den

Bauraum rezykliert. Das Strömungsfeld und die Komposition des Schutzgases können dabei insbesondere bei sauerstoffaffinen Legierungen einen signifikanten Einfluss auf die resultierenden Bauteileigenschaften haben und sind deshalb Bestand aktueller Forschungsvorhaben [31, 32]. In der verwendeten Anlage ist außerdem ein weiterer diffuser Schutzgasstrom durch eine Sinterwand gegeben, der die Verschmutzung der Laserwindows oberhalb des Bauraums verringern soll. Als letzter Vorbereitungsschritt kann die Bauplattform vorgeheizt werden (konventionell ca. 80–200 °C), um die Temperaturgradienten und damit die entstehenden Eigenspannungen während des Prozesses zu reduzieren [18, 33]. Nach Erreichen der Zieltemperatur kann der Prozess gestartet werden.

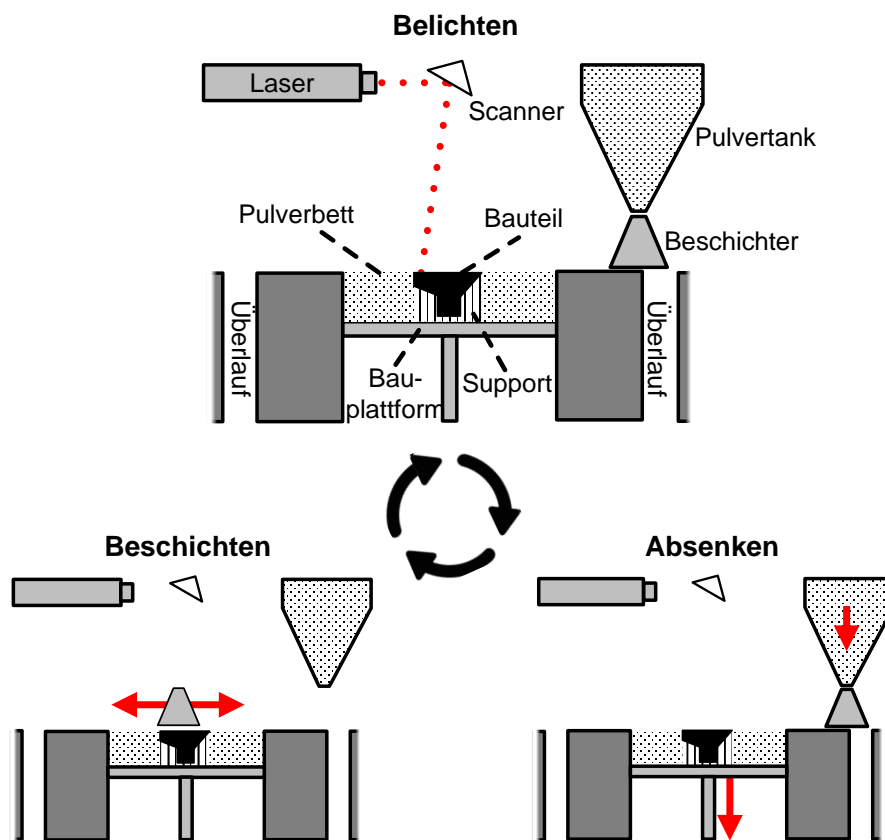


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung der Prozessschritte des PBF-LB/M-Verfahrens

Der Aufbau eines Bauteils im PBF-LB/M-Verfahren lässt sich in drei Prozessschritte unterteilen (Abbildung 2.1). Als Erstes belichtet der Laser (Nd:YAG-Laser – Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat-Laser) das Pulver und verschmilzt Bauteil und Bauplatte. Damit trotz der gegebenenfalls ungleichmäßigen Schichtdicke in den ersten Schichten eine ausreichende Anbindung zwischen Bauteil und Bauplatte sichergestellt wird, können Mehrfach- oder Initialbelichtungen eingesetzt werden, um die eingebrachte Energie zu erhöhen [34].

## 2.1 Verfahrensgrundlagen des Laser-Strahlschmelzens

---

Der Laser kann durch einen Galvanometer-Scanner mit mehreren tausend Millimetern pro Sekunde über das Pulverbett geführt werden. Die Scannereinheit wird durch eine transparente Scheibe vom Bauraum getrennt. Der Laser folgt vektororientiert dem digitalen Abbild des Bauteils. Dieses kann beispielsweise durch eine CAD-Software erstellt und als STL-Datei (engl.: *Standard Tessellation Language*) exportiert werden. Das STL-Format approximiert die Geometrie durch Dreiecke und deren Flächennormale. Anschließend werden die Geometrien in der meist herstellerspezifischen *Preprocessing-Software* in Schichten aufgeteilt (engl.: *geslicet*), mit Prozessparametern versehen und auf die Anlage exportiert.

Obwohl das STL-Format einige Nachteile aufweist, wie die ungenaue Abbildung von Rundungen oder filigranen Strukturen sowie die fehlende Inklusion von Metadaten und eine hohe Datenredundanz, hat es sich als Industriestandard etabliert. Alternativen, wie das *Open Vector Format* (OVF) [35], welches beispielsweise die Definition von Parametern für einzelne Vektoren und eine bessere Abbildung der Geometrie ermöglicht, zeigen an dieser Stelle großes Potenzial.

Nach der Belichtung wird das Bauteil um eine Schichtstärke (konventionell ca. 20–100  $\mu\text{m}$ ) abgesenkt und über die Beschichtereinheit eine neue Pulverschicht aufgetragen. So entsteht schrittweise das charakteristische Pulverbett, welches das Bauteil umgibt. Diese drei Schritte werden inkrementell wiederholt, bis durch Verschmelzen der einzelnen Schichten das gesamte Bauteil aufgebaut worden ist. Nach dem Prozess wird das Bauteil mechanisch von der Bauplattform getrennt und gegebenenfalls durch konventionelle Verfahren wie Strahlen, Elektro-/Plasmapolieren oder Strömungsschleifen nachbearbeitet [36].

Der schichtweise Aufbau ermöglicht somit im Rahmen der Auflösungsgrenzen des Lasers und der Partikelgrößenverteilung ein fast unbegrenztes Maß an geometrischer Freiheit. Trotzdem gibt es herausfordernde Geometrien, wie beispielsweise Überhänge oder dünne Strukturen. Da das Pulver durch das eingeschlossene Gas im Vergleich zum Vollmaterial eine ca. 100-fach geringere Wärmeleitfähigkeit besitzt, wird der größte Anteil an Prozesswärme durch das Bauteil in die Bauplatte abgeführt [37–39]. Im Fall eines Überhanges ist der horizontale Querschnitt für Wärmeleitung reduziert. Folglich kann es lokal zu Wärmestauungen kommen, die wiederum zu Eigenspannungen, Rissbildung, *Balling*, Überhöhungen und im schlimmsten Fall zum Prozessabbruch führen können [40].

Um dies zu verhindern, werden an Überhängen  $> 45^\circ$  Stützstrukturen (engl.: *Supports*) verwendet. Diese sind Opferstrukturen, die thermisch kritische Geometrieabschnitte direkt mit der Bauplatte verbinden. Dadurch wird das Bauteil einerseits mechanisch fixiert, was Deformationen abschwächt, und andererseits kann Wärme direkt in die Bauplatte abgelei-

tet werden. Die Supports müssen nach dem Prozess meist aufwendig manuell entfernt und die Kontaktflächen nachbearbeitet werden. Folglich steht der gesteigerten Prozessstabilität ein wirtschaftliches Interesse gegenüber, das Volumen und die Anbindungsfläche der Supports zu minimieren [41].

Innenliegende Bauteilregionen, wie beispielsweise Kühlkanäle, sind schwer mechanisch nachzubearbeiten, sodass keine konventionellen Supportstrukturen eingesetzt werden können. Neben geometrischen Lösungsansätzen, kritische Überhänge zu vermeiden (Tropfenform), ist es auch möglich, solche Strukturen über eine Anpassung der Prozessparameter zu erreichen [42]. Deshalb gibt es separate Scanstrategien, die für die Ansprüche spezieller Bauteilregionen wie Überhänge (engl.: *Down-Skin*), nach oben gerichtete Flächen (engl.: *Up-Skin*) oder Randbereiche (Kontur) ausgelegt werden (Abbildung 2.2).

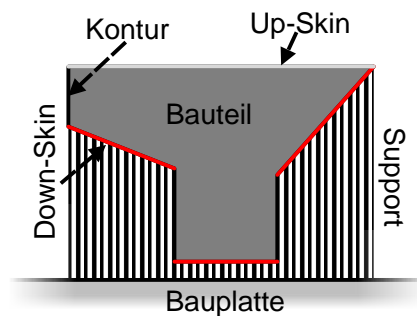


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung der Bauteilregionen und entsprechenden Scanstrategien im PBF-LB/M

Diese geometrie- und materialspezifische Auslegung der Prozessparameter stellt oft einen kostenintensiven, empirisch geprägten Prozess dar. Für eine prädiktive Prozessauslegung bedarf es aufgrund der beschriebenen Kombination aus unterschiedlichen maschinellen Gegebenheiten, einer manuellen Einrichtung und einer breiten Matrix an Variablen eines tiefergehenden Verständnisses über das zugrunde liegende thermophysikalische Gesamtsystem [43].

### 2.2 Prozessspezifisches thermophysikalisches Gesamtsystem

Im Vergleich zu anderen Fertigungsverfahren wie Gussprozessen erfährt das Material im PBF-LB/M-Prozess eine transiente mehrskalige thermische Historie. Diese ist geprägt durch mehrfaches zyklisches Umschmelzen, lokale Temperaturgradienten zwischen Raumtemperatur und Verdampfungspunkt sowie Abkühlraten von bis zu  $10^6/s$  [23].

Die Temperaturhistorie und somit die Prozessstabilität und die erzielbaren Werkstoffkennwerte des PBF-LB/M-Verfahrens sind von den Prozessparametern sowie Umgebungsbedingungen abhängig und unterliegen einer breiten Streuung [44]. Als Haupteinflussgrößen sind hierbei die Geometrie, die Laserleistung,  $P$ , der Abstand der Schweißbahnen,  $\Delta y$  (engl.: *Hatch*), die Scangeschwindigkeit,  $v$ , die Scanstrategie, die nominelle Schichtdicke,  $H_l$ , das Schutzgas und das verwendete Pulvermaterial anzusehen [45].

Eine besondere Herausforderung für die Betrachtung des thermischen Gesamtsystems

## 2.2 Prozessspezifisches thermophysikalisches Gesamtsystem

ist durch die Spannweite der räumlichen sowie zeitlichen Dimensionen gegeben (Abbildung 2.3). Einerseits kann ein kompletter Bauprozess für komplexe und große Bauteile mehrere Stunden bis hin zu Tagen oder Wochen dauern, andererseits ist ein  $v$  von etwa 1000 mm/s üblich [26]. Schleichende Wärmestauungen, aufgrund von geometrischen Faktoren wie Überhängen oder dünnen Strukturen, können über Stunden kumuliert einen entscheidenden Einfluss auf Größen wie Schmelzbaddimensionen, Verdampfung, lokale Abkühlraten und Mikrostruktur haben. Somit ist eine skalenübergreifende Betrachtung des PBF-LB/M-Prozesses essenziell, um systemische Kausalitäten zu identifizieren und zu quantifizieren.

2

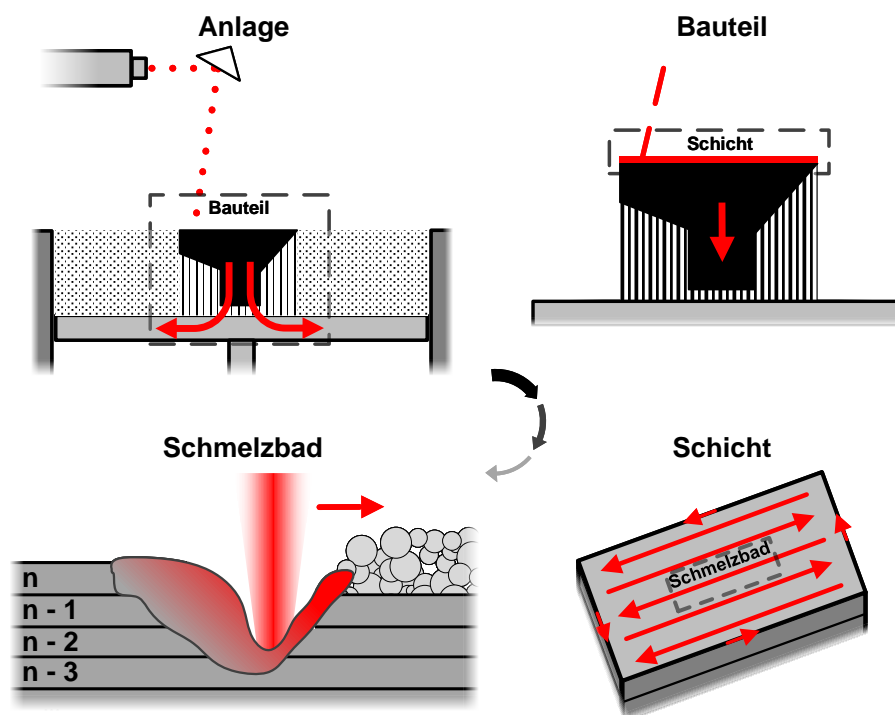


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung von Skalenebenen im PBF-LB/M-Prozess

Für eine numerische sowie analytische Betrachtung des thermischen Gesamtsystems einer PBF-LB/M-Anlage kann dieses in drei räumliche Skalenebenen unterteilt werden: Bauteil, Schicht und Schmelzbad [46] (Abbildung 2.3). Für die energetische Bilanzierung jeder Betrachtungsebene müssen unterschiedliche Wärmeströme kalorisch berücksichtigt werden, während andere vernachlässigt werden können. Analytische Beschreibungen des energetischen Systems des PBF-LB/M-Prozesses sind bereits in mehreren Grundlagenwerken wie von Gouge et al. [20], aber auch in zahlreichen weiteren Arbeiten [47–50] meist im Kontext numerischer Modellierung dokumentiert.

Um ein besseres Verständnis der Zusammenhänge und Entstehungsmechanismen zu erlangen, soll an dieser Stelle eine vereinfachte, idealisierte Beschreibung der einzelnen Wärmeströme auf Basis grundlegender Wärmeübertragungsmechanismen erfolgen. Diese wird anhand einer allgemeinen Energiebilanz (Gleichung 2.1) strukturiert und die einzelnen Komponenten werden in Bezug auf die Skalenebenen spezifiziert.

$$\frac{dU}{dt} = \dot{Q}_{abs} - \underbrace{\dot{Q}_{loss,cond} - \dot{Q}_{loss,top}}_{\dot{Q}_{loss}} \quad (2.1)$$

Hierbei beschreibt  $\frac{dU}{dt}$  die Änderung der inneren Energie des betrachteten Volumens,  $\dot{Q}_{abs}$  die absorbierte Laserenergie,  $\dot{Q}_{loss,cond}$  die Verluste durch Konduktion und  $\dot{Q}_{loss,top}$  fasst Verluste an der Bauteiloberseite zusammen.  $\frac{dU}{dt}$  kann weiter über die spezifische temperaturabhängige Wärmekapazität,  $c_p(T)$ , die Masse,  $m$ , und die Temperaturänderung,  $\frac{dT}{dt}$ , im betrachteten Volumen ausgedrückt werden.

$$\frac{dU}{dt} = m(t) \cdot c_p(T) \frac{dT}{dt} \quad (2.2)$$

Für die Betrachtung auf Bauteilebene kann  $m$  in Abhängigkeit zur Zeit,  $t$ , durch die aktuelle Schichtanzahl,  $n(t)$ , mithilfe von  $H_l$  und der Dichte des Vollmaterials,  $\rho$ , substituiert werden.

$$m(t) = \sum_i^{n(t)} \frac{A_{exp,i}}{n(t)} \cdot H_l \cdot \rho \quad (2.3)$$

Die Schichtzeit,  $t_{layer}$ , setzt sich aus der Belichtungs-,  $t_{exp}$ , und der Beschichtungszeit,  $t_{rec}$ , zusammen.  $t_{exp}$  kann vereinfacht über die Belichtungsfläche,  $A_{exp}$ , ausgedrückt werden. Der zeitliche Fehler, der durch diese Näherung entsteht, beispielsweise durch zusätzliche Assistenzsysteme wie das Skywriting, wird in  $t_{err}$  zusammengefasst [51].

$$t_{exp} = \frac{A_{exp}}{\Delta y \cdot v} + t_{err} \quad (2.4)$$

Als Nächstes sollen die relevanten Wärmeströme des Prozesses betrachtet werden. Eine Übersicht ist durch Abbildung 2.4 schematisch gegeben.



## 2.2 Prozessspezifisches thermophysikalisches Gesamtsystem

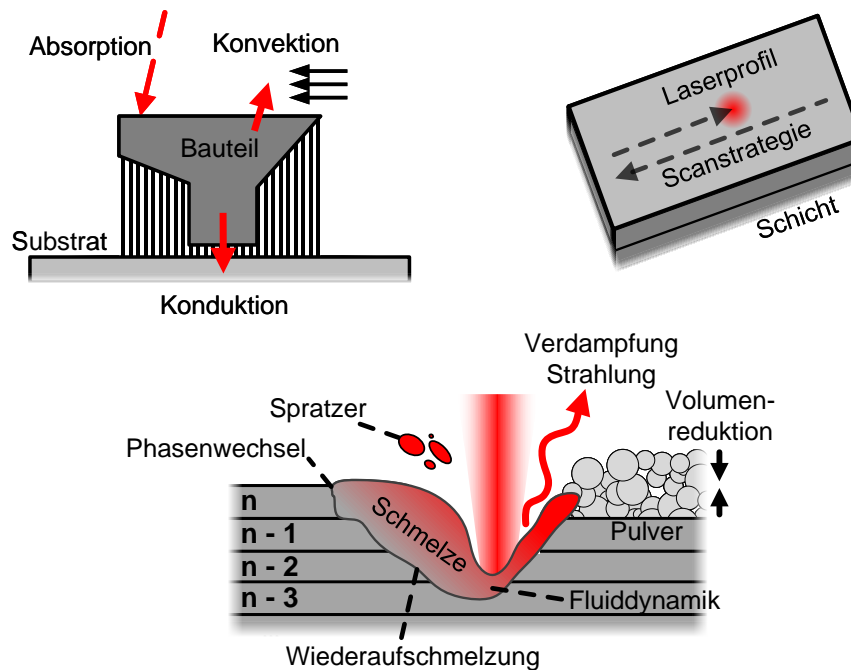


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung der Wärmeströme im PBF-LB/M-Prozess

**Absorption:**  $\dot{Q}_{abs}$  wird in allen Skalenebenen angewandt, die räumliche Auflösung des Energieeintrags unterscheidet sich jedoch. So kann bei Betrachtung der makroskopischen Bauteilebene der Energieeintrag über eine Schicht oder teilweise sogar über mehrere Schichten gemittelt werden [52]. Bei der mesoskopischen Schicht- oder Schmelzbadebene hingegen kann der Verfahrensweg des Lasers oder auch das Strahlprofil berücksichtigt werden.  $\dot{Q}_{abs}$  kann dabei durch die effektiv am Pulver ankommende Laserenergie,  $\dot{Q}_{laser,eff}$ , und den Absorptionskoeffizienten der Materialoberfläche,  $\alpha$ , ausgedrückt werden.

$$\dot{Q}_{abs} = \dot{Q}_{laser,eff} \cdot \alpha = \dot{Q}_{laser} \cdot \alpha_{eff} \quad (2.5)$$

$$\dot{Q}_{laser,eff} = \dot{Q}_{laser} - \dot{Q}_{laser,loss} = P - \dot{Q}_{laser,loss} \quad (2.6)$$

$\dot{Q}_{laser,eff}$  unterscheidet sich dabei von der direkt von der Strahlquelle ausgegebenen Leistung,  $\dot{Q}_{laser}$  oder  $P$ , um die maschinen- und materialspezifischen Verlustmechanismen,  $\dot{Q}_{laser,loss}$ , die der Laserstrahl erfährt, bevor er das Material erreicht. Beispielfhaft sind hier die Streuung durch Prozessnebenprodukte, aber auch konvektive Verluste durch Spratzerbildung oder Verdampfung zu nennen. In Abschnitt 4.3.1 wird eine Methodik zur Bestimmung eines effektiven Absorptionskoeffizienten,  $\alpha_{eff}$ , vorgestellt, die eine direkte Berechnung von  $\dot{Q}_{abs}$  aus dem eingestellten  $P$  zulässt (Gleichung 2.20).

**Konduktion:** Der größte Wärmeverluststrom beim PBF-LB/M ist durch Wärmeleitung gegeben. Dabei ist zwischen der Wärmeleitung durch dichtes Material, wie Bauteil, Supports

und Bauplattform, sowie der Wärmeleitung ins umliegende Pulverbett zu unterscheiden. Letztere wird aufgrund signifikant kleinerer Wärmeleitfähigkeit des Pulvers [38] im Vergleich zum Vollmaterial (engl.: *Bulk*) insbesondere in makroskopischen Betrachtungen oft vernachlässigt [20]. Diese Annahme ist bei komplexen Bauteilen mit großer spezifischer Oberfläche und in den kleineren Skalenebenen nicht mehr anwendbar [53]. Die Wärmeleitung eines infinitesimalen Volumenelementes kann durch die kartesische Formulierung des Fourier'schen Gesetzes beschrieben werden.

$$\dot{Q}_{loss,cond} = -\lambda(T) \cdot A_{cond} \left( \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} + \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (2.7)$$

Entscheidend sind hierbei die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit,  $\lambda(T)$ , sowie die Fläche, über die Wärmeleitung stattfindet,  $A_{cond}$ , und die räumlichen Temperaturgradienten. Stoffwerte wie  $\lambda$  oder auch  $c_p$  sind insbesondere für den Hochtemperaturbereich und die schmelzflüssige Phase kaum in ausreichender Genauigkeit in der Literatur zu finden (siehe Kapitel 5.1). Die wenigen publizierten Werte widersprechen sich zusätzlich häufig [54–57], was eine Evaluierung geeigneter thermoanalytischer Methoden motiviert.  $A_{cond}$  spielt speziell bei Bauteilen mit Überhängen, dünnen Strukturen oder Supports eine große Rolle. Durch eine unzureichende Wärmeabfuhr können starke Eigenspannungen, Verzug und Überhöhungen im Bauteil entstehen, die im schlimmsten Fall zum Abbruch eines Prozesses führen [58]. Die Temperaturgradienten sind als Triebkraft für die Wärmeleitung in die Bauplattform entscheidend. Obwohl Konduktion das thermische Gesamtsystem maßgeblich definiert, sind über die Bauplattform hinaus kaum Untersuchungen zum Einfluss der Aufheizung der hersteller- und maschinenspezifischen Anlagenkomponenten (Abbildung 2.3) bekannt.

Aufgrund der transienten Phasenwechsel und hohen Temperaturgradienten in der Wärmeeinflusszone des Schmelzbades stellen die Beschreibung und Quantifizierung der Verlustströme an der Probenoberfläche eine Herausforderung dar. Folglich gibt es selbst über deren Größenordnung sowie Vernachlässigbarkeit auf den verschiedenen Skalenebenen keinen wissenschaftlichen Konsens [20, 59, 60]. Die relevanten Mechanismen sind: Konvektion an den Prozessgasstrom, Verdampfung, Strahlung und Spratzerbildung [20].

**Konvektion:** Um die erzwungene Konvektion an den Prozessgasstrom zu beschreiben, kann der konvektive Wärmeübergangskoeffizient,  $a_{conv}$ , anhand einer einfachen Näherungslösung der Grenzschichtgleichung berechnet werden [61]. Hierfür werden die dimensionslosen Kennzahlen Nu<sub>Belt</sub> (Nu), Reynolds (Re) und Prandtl (Pr) benötigt. Außerdem muss die Annahme einer *längsüberströmten ebenen Platte mit laminarer Grenzschicht* [62] sowie eines idealen Gases getroffen werden, um Gleichung 2.9 anwenden zu können.

## 2.2 Prozessspezifisches thermophysikalisches Gesamtsystem

Natürliche Konvektion kann im Vergleich zur erzwungenen aufgrund der hohen Überströmungsgeschwindigkeit des Prozessgases (ca. 2 m/s) meist quantitativ vernachlässigt oder zumindest zusammenfassend dargestellt werden [62, 63].

$$\dot{Q}_{loss,conv} = a_{conv} \cdot A_{conv}(T - T_{gas}) \quad (2.8)$$

$$Nu = 0,664\sqrt{Re}\sqrt[3]{Pr} \quad \text{für } Re < 10^5 \quad (2.9)$$

$$Nu = \frac{a_{conv} \cdot l}{\lambda_{gas}} \quad Re = \frac{\rho_{gas} \cdot v_{gas} \cdot l}{\eta_{gas}} \quad Pr = \frac{\eta_{gas} \cdot c_{p,gas}}{\lambda_{gas}} \quad (2.10)$$

Hierbei sind  $T_{gas}$  und  $v_{gas}$  die Temperatur und Geschwindigkeit des Schutzgases und  $\eta_{gas}$  ist seine dynamische Viskosität.  $l$  ist die Länge der überströmten Ebene.

Für diese Abschätzung der konvektiven Wärmeverluste sind mehrere Vereinfachungen notwendig, wie die Annahme des Pulverbetts als ebene Platte sowie Annahmen zum Temperaturverlauf der Oberfläche und zur Aufheizung des Prozessgasstroms. Deshalb soll diese analytische Beschreibung in Kapitel 5.5 mit experimentellen und numerischen Ergebnissen verglichen werden.

**Strahlung:** Strahlungsverluste können durch das *Stefan-Boltzmann-Gesetz* beschrieben werden.

$$\dot{Q}_{loss,rad} = \varepsilon(T) \cdot \sigma \cdot A \cdot T^4 \quad (2.11)$$

$\sigma$  ist die Stefan-Boltzmann-Konstante. Die größte Schwierigkeit besteht hier in der Bestimmung des temperaturabhängigen Emissionskoeffizienten,  $\varepsilon(T)$ . Dieser müsste insbesondere für die Schmelze ermittelt werden, da bei Strahlungsverlusten aufgrund der vierten Potenz von  $T$  hohe Temperaturen stärker gewichtet werden. Für makroskopische Bilanzierungen werden diese deshalb teilweise vernachlässigt [64–66], aber auf der Schmelzbadebene ist es denkbar, dass Strahlungsverluste für die Abkühlrate eine größere Relevanz haben.

**Phasenwechsel und Spratzerbildung:** Verluste durch Verdampfung des Materials und Spratzerbildung können über die Verdampfungsenthalpie,  $h_{vap}$ , sowie die Temperatur der Schmelze,  $T_{melt}$ , beschrieben werden.

$$\dot{Q}_{loss,vap} = \dot{m}_{vap}(h_{vap} + c_p \cdot T_{melt}) \quad (2.12)$$

$$\dot{Q}_{loss,sp} = \dot{m}_{sp} \cdot c_p \cdot T_{melt}(t, x, y, z) \quad (2.13)$$

Geeignete Ansätze, um die material- und parameterspezifischen Massenverluste im PBF-LB/M-Prozess zu quantifizieren, sind aktueller Gegenstand der Forschung [67, 68]. Experimentelle Methoden wie beispielsweise Synchrotron-Röntgen-Tomographie [69, 70] sind aufwendig, sodass diese Verluste gerade auf Bauteil- und Schichtebene in vielen Publikationen vernachlässigt werden [58, 71]. Khairallah et al. [59] schätzen den Massenverlust auf ca.  $0,1 \mu\text{g}$  und damit als infinitesimal ein. Auf der anderen Seite bestätigen beispielsweise die Untersuchungen von Liu et al. [72], dass die massenabhängigen Energieverluste für die lokale Temperaturverteilung auf Schmelzbadebene eine nicht zu vernachlässigende Rolle spielen.

Schmelz- und Kristallisationsenthalpien werden auf Bauteilebene vernachlässigt, da diese sich näherungsweise kompensieren. Erst bei der Betrachtung von Schichten oder einzelnen Scanlinien wird die Latenz zwischen Aufschmelzen des Pulvers und Rekristallisation als Vollmaterial relevant [20]. Thermisch quantifiziert werden kann der Phasenwechsel als eine volumetrische Wärmequelle  $\dot{\Phi}_{melt}'''$  in Abhängigkeit zur spezifischen Schmelzenthalpie,  $h_{melt}$  [73].

$$\dot{\Phi}_{melt}''' = h_{melt} \cdot \dot{m}_{melt} \quad (2.14)$$

**Fluiddynamik:** Auf der Schmelzbadebene kommen noch fluiddynamische Effekte wie die Marangoni-Konvektion des Schmelzbades, Kapillarkräfte, Tiefschweißen (Dampfkapillare) oder die temperaturabhängige Viskosität hinzu [20]. Da eine genaue Betrachtung der Schmelzbadebene in dieser Arbeit nicht vorgesehen ist, werden diese hier nicht weiter betrachtet.

Abschließend soll noch die oft verwendete Volumen-,  $E_V$ , oder Linienenergiedichte,  $E_L$ , Erwähnung finden. Diese werden genutzt, um eine vereinfachte Abschätzung des kalorischen Einflusses der PBF-LB/M-Prozessparameter auf das allgemeine Energieniveau zu treffen.

$$E_V = \frac{P}{v \cdot \Delta y \cdot H_i} \quad (2.15)$$

$$E_L = \frac{P}{v} \quad (2.16)$$

Es muss erwähnt werden, dass  $E_V$  und  $E_L$  nicht analytisch äquivalent zur Energiezufuhr sind, da wichtige Faktoren wie  $\alpha$ , die Schmelzbadausprägung und die resultierenden Verlustmechanismen vernachlässigt werden [74]. Dennoch handelt es sich um eine etablierte Methode, die für den relativen Vergleich unterschiedlicher Parameterkombinationen und

## 2.3 In-situ-Temperaturmesstechnik

---

als Startwert iterativer Optimierungen geeignet ist. Eine Alternative bietet der Ansatz von Hann et al. [75]. Sie proklamieren eine auf die spezifische Enthalpie am Schmelzpunkt des Materials,  $h_s$ , normierte spezifische Enthalpie,  $\Delta h$ , zur Bewertung des Energieeintrags.

$$\frac{\Delta h}{h_s} = \frac{\alpha \cdot P}{\pi \cdot h_s \sqrt{\frac{\lambda}{\rho \cdot c_p}} \cdot v \cdot d_{laser}^3} \quad (2.17)$$

$d_{laser}$  stellt hier den Durchmesser des Lasers (engl.: *Spot-Size*) dar. Obwohl auch hier die Schmelzbadausprägung und alle Verlustmechanismen außer der Wärmeleitung vernachlässigt werden, konnte dieser Ansatz von King et al. [76] verwendet werden, um beispielsweise den Wechsel zwischen Wärmeleitschweißen (engl.: *Conduction-Mode*) und Tiefschweißen (engl.: *Key-Hole-Mode*) abhängig von  $d_{laser}$  auf  $\frac{\Delta h}{h_s} \approx 30$  festzulegen [76]. Beim Tiefschweißen überschreitet durch die eingebrachte Energie der entstehende Dampfdruck die Oberflächenspannung, sodass eine Dampfkapillare entsteht [26]. Als Folge treten spontane Änderungen von  $\alpha$ , dem Schweißverhalten und der resultierenden Gefügeausbildung auf. Eine genaue Definition des Übergangs ist deshalb vorteilhaft für eine stabile prädiktive Prozessauslegung.

### 2.3 In-situ-Temperaturmesstechnik

In-situ-Temperaturmesstechnik liefert eine prozessnahe Datenbasis, um ein tiefergehendes Prozessverständnis über das PBF-LB/M-Verfahren zu generieren. Erkenntnisse über die thermische Historie können hierbei entweder direkt aus der analytischen Auswertung der Messdaten oder indirekt durch deren Anwendung zur Kalibrierung und Validierung von Simulationsmodellen genutzt werden. Kenngrößen bei der Untersuchung der thermischen Historie eines Materials sind beispielsweise Maximaltemperaturen, Aufheiz- und Abkühlraten oder das mittlere Temperaturniveau. Die betrachteten Werte sind jedoch skalenbezogen und können somit, abhängig vom betrachteten Messvolumen, variieren. Daraus entsteht die Motivation, ein besseres Verständnis über die im PBF-LB/M-Prozess angewandten Messmethoden zu erlangen. Es können grundsätzlich zwei Gruppen unterschieden werden, taktile und optische Methoden [77, 78].

**Taktile Methoden** zur Untersuchung der thermischen Historie beziehen sich hauptsächlich auf den Einsatz von Thermoelementen. Hierbei stellen insbesondere das Pulverbett und die Beschichter Klinge sowie die Gasdichtigkeit des Bauraums prozessinhärente Herausforderungen für die Kabelführung dar. Die Thermoelemente können an verschiedenen Stellen im Bauraum, meist an der Bauplattform, befestigt oder durch Unterbrechung des Prozesses an oder sogar in das Bauteil eingebracht werden [79–81]. Eine Positionierung des Thermoelements unmittelbar an der Stelle des Energieeintrags kann jedoch wie bei

Segerstark et al. [82] maßgeblich seine entscheidende Legierungszusammensetzung beeinflussen oder führt wie beispielsweise bei Tian et al. [83] letztendlich zu seiner Zerstörung. Der Ansatz, Thermoelemente an der Unterseite der Bauplattform zu fixieren, umgeht diese Problematik. Allerdings hat die Bauplattform mehrheitlich ein signifikant höheres Eigenvolumen ( $\approx 1000 \text{ cm}^3$ ) im Vergleich zu den aufgebauten Probekörpern ( $\approx 0,8 \text{ cm}^3$ ), was zu einer starken thermischen Trägheit und hohen Latenz der Messungen führt. Folglich gibt es mehrere publizierte Ansätze wie von Dunbar et al. [84, 85] oder Jhabvala et al. [86], die die Abmaße der Bauplattform verringern, um die charakteristischen Aufheiz- und Abkühlzyklen des Prozesses energetisch aufzulösen. Das Set-up von Dunbar et al. ermöglicht beispielsweise einzelne Temperaturzyklen in Abhängigkeit zur Scanrotation unterhalb der modifizierten Bauplattform zu differenzieren.

Sowohl die Reduzierung der Bauplattform als auch die Unterbrechung des Prozesses zum Einlegen von Thermoelementen stellt jedoch einen Eingriff und damit eine Abweichung vom realen thermischen System dar. Ein alternativer Ansatz [87, 88], der minimalinvasiv und bauteilnah die Temperatur in der Bauplattform misst, wird in Abschnitt 4.3.2 vorgestellt.

**Optische Methoden** stellen außerdem eine Alternative dar, da diese den Prozess kaum beeinflussen. Gleichzeitig erlaubt die inkrementelle Prozessierung des PBF-LB/M-Verfahrens eine Analyse des gesamten Bauteilvolumens [20]. Für die thermische Analyse werden hauptsächlich zwei Methoden verwendet, Pyrometrie und Thermografie [77, 89]. Beide basieren darauf, die Temperatur aus einer gemessenen Intensität über das *Planck'sche Strahlungsgesetz* beziehungsweise die *Stefan-Boltzmann-Beziehung* (Gleichung 2.11) herzuleiten [90]. Dadurch können im Gegensatz zu den taktilen Methoden auch Temperaturen oberhalb von  $1500 \text{ °C}$  erfasst werden. Da die Messung nicht auf Konduktion, sondern auf Strahlung beruht, kann eine vernachlässigbare Latenz zwischen Energieeintrag und Messpunkt realisiert werden, sodass die Messrate den begrenzenden Faktor darstellt. Thermografiekameras bieten die Möglichkeit, ein zweidimensionales Intensitätsfeld zu erfassen, was einerseits die Interpretation der Daten vereinfacht, andererseits aber die räumliche oder zeitliche Auflösung einschränkt oder kostenintensive Hardware erfordert [90]. So untersuchen beispielsweise Yavari et al. [58] lokale Überhitzungen beim simultanen Aufbau von 15 Überhanggeometrien und können dabei Korrelationen zu Überhöhungen und Porosität der Bauteile identifizieren. Sie beschreiben aber auch, dass sie Randregionen der Bauteile aufgrund der geringen Auflösung der Kamera exkludieren müssen, um konsistente Ergebnisse zu ermöglichen.

Aufgrund der hohen Messrate gerade bei High-Speed-Pyrometern (ca.  $40 \text{ kHz}$ ) und eines minimalen Messfelddurchmessers im Bereich von  $\Delta y (< 200 \text{ }\mu\text{m})$  eignet sich Pyrometrie besonders für die Kalibrierung von Simulationen auf der Mesoebene. Beispielsweise kön-

## 2.3 In-situ-Temperaturmesstechnik

nen Doubenskaia et al. [89] die Abkühlraten im PBF-LB/M-Prozess von  $10^6$  °C/s anhand von High-Speed-Pyrometer-Messungen erfassen. Man unterscheidet zwischen *koaxialer* (engl.: *On-Axis*) und stationärer (engl.: *Off-Axis*) Integration. Koaxial bedeutet, dass die Pyrometeroptik mit in die Optik der Anlage integriert ist, sodass ein Punkt relativ zum Laser (Euler'sche Betrachtungsweise) gemessen werden kann. Diese Methodik ermöglicht eine verschleißfreie Positionierung außerhalb des Bauraums, was einen Vorteil für die kommerzielle Anwendung darstellt. Alternativ dazu bietet eine stationäre Messung (Lagrange'sche Betrachtungsweise) durch die Positionierung der Pyrometeroptik im Bauraum den Vorteil einer einfacheren Integration und eines geringeren Messfelddurchmessers durch den verringerten Messabstand.

Eine Herausforderung beim Einsatz optischer Methoden stellt die Bestimmung des temperatur- und wellenlängenabhängigen Emissionskoeffizienten dar [91–93]. Wie bereits beschrieben, sind Stoffwerte bei hohen Temperaturen kaum in der Literatur dokumentiert. Einen Vorteil bietet daher die Anwendung der sogenannten Quotientenpyrometrie. Durch die relative Messung zweier angrenzender Wellenlängenbänder ist diese nur in geringem Maße von der Messfeldausfüllung, den Emissionskoeffizienten und Transmissionsverlusten aufgrund von Prozessnebenprodukten beeinflusst. So können auch unter den vergleichsweise anspruchsvollen Messbedingungen während des PBF-LB/M-Verfahrens zeitlich hochauflösende Messungen des Aufschmelzvorgangs erfolgen [94]. Die Quotiententemperatur,  $T_M$ , kann anhand folgender Gleichung aus dem Strahldichteverhältnis,  $r(T_M)$ , der Einzelkanäle berechnet werden [90]:

$$T_M = C_2 \cdot \left( \frac{1}{\lambda_{B1}} - \frac{1}{\lambda_{B2}} \right) \cdot \frac{1}{5 \cdot \ln \frac{\lambda_{B2}}{\lambda_{B1}} + \ln \frac{\varepsilon_{B1}}{\varepsilon_{B2}} - \ln r(T_M)} \quad (2.18)$$

$$r(T_M) = \frac{L_{B2}(\lambda_{B2}, T_M)}{L_{B1}(\lambda_{B1}, T_M)} \quad (2.19)$$

Dabei fasst  $C_2$  die universellen Konstanten Lichtgeschwindigkeit im Vakuum, Planck'sches Wirkungsquantum und Stefan-Boltzmann-Konstante zusammen.  $\varepsilon_{B1}/\varepsilon_{B2}$  ist das Verhältnis der über die betrachteten Wellenlängenbänder,  $\lambda_{B,1/2}$ , integrierten Emissionskoeffizienten der gemessenen Oberfläche.  $L_{B,1/2}$  ist die Bandstrahllichte des jeweiligen Kanals.

**Isolierte Versuchsaufbauten – Absorption:** Neben den In-situ-Messmethoden, die zur Analyse und Qualitätssicherung des Prozesses unter realen Bedingungen dienen, gibt es auch Ansätze, deren Zweck es ist, einzelne Aspekte des Prozesses isoliert zu betrachten. Beispiele aus der kommerziellen Anwendung sind die Laser-Kaustik-Messungen zur Kalibrierung des Brennpunktes oder *Laser-Power-Monitoring* zur Regelung der ausgegebenen Laserleistung.

Ein Ansatz, der in dieser Arbeit genauer behandelt werden soll, ist eine prozessnahe Messung des Absorptionskoeffizienten (Gleichung 2.5). Dieser definiert, wie im vorherigen Kapitel beschrieben, den größten zu berücksichtigenden Wärmestrom bei der Abbildung des thermischen Gesamtsystems ( $\dot{Q}_{abs}$ ).  $\alpha$  beschreibt den Anteil der Laserenergie, der weder transmittiert noch reflektiert wird.

Er wird üblicherweise für Pulver und Vollmaterial mit Ansätzen wie der Ulbricht-Kugel bestimmt [95]. Solch isolierte Ex-situ-Werte sind jedoch nur bedingt repräsentativ für die reale Laser-Material-Interaktion im PBF-LB/M-Prozess. Sie können die hohen Temperaturen und die Koexistenz von Dampf, Schmelze und Feststoff sowie die Verlustmechanismen nicht abbilden [96]. Insbesondere Effekte wie die Streuung des Laserstrahls durch Prozessdämpfe und Spratzerpartikel sind schwer zu quantifizieren.

Der aktuelle Stand der Technik bietet zwei Lösungen zur Bestimmung der realen Absorption im PBF-LB/M-Prozess. Die erste Möglichkeit offeriert der numerische Ansatz der *Ray-Tracing*-Methode. Dabei werden die Mehrfachreflexionen einer großen Anzahl einzelner Strahlen durch das Pulverbett modelliert und ein Gesamtabsorptionsvermögen auf der Grundlage der *Fresnel-Gleichung* wird berechnet [97, 98]. Diese numerischen Methoden benötigen eine hohe Rechenleistung, da sie auch die thermischen Randbedingungen und die daraus resultierende Fluidodynamik des Schmelzbades berücksichtigen müssen [98]. Es werden außerdem Materialeigenschaften im Hochtemperaturbereich benötigt. Diese sind, wie bereits beschrieben, schwer zu messen und meist mit großen Fehlertoleranzen belegt. Daher müssen viele Vereinfachungen und Annahmen getroffen werden [99]. Der schnelle Phasenübergang und die sich daraus ergebenden Veränderungen der Materialoberfläche stellen dabei eine besondere Herausforderung dar [100].

Die zweite Möglichkeit, das Absorptionsvermögen für den PBF-LB/M-Prozess zu quantifizieren, ist ein kalorimetrischer Ansatz, der zunächst von Rubenchick et al. [96, 101] eingeführt wurde und von Trapp et al. [102] weiter optimiert wird. Eine Metallscheibe mit einer definierten Kavität für Pulver wird mit einem Laser belichtet und das Temperaturfeedback von unten mit einem Thermoelement gemessen (Abbildung 2.5).

Durch eine kalorimetrische Bilanzierung wird aus dem Temperaturverlauf  $\alpha_{eff}$  berechnet (Gleichung 2.5). Dieser Effektivwert hat den Vorteil, dass er maschinen-, material- und parameterspezifische Verlustmechanismen mit abbildet. Er kann daher zur Quantifizierung des effektiven Energieeintrags unter Berücksichtigung von Nebeneffekten, wie z. B. der Streuung des Lasers durch Prozessdämpfe, verwendet werden.  $\alpha_{eff}$  ergibt sich anhand der Messkurve aus Gleichung 2.1, 2.2 und 2.5 [103].



## 2.3 In-situ-Temperaturmesstechnik

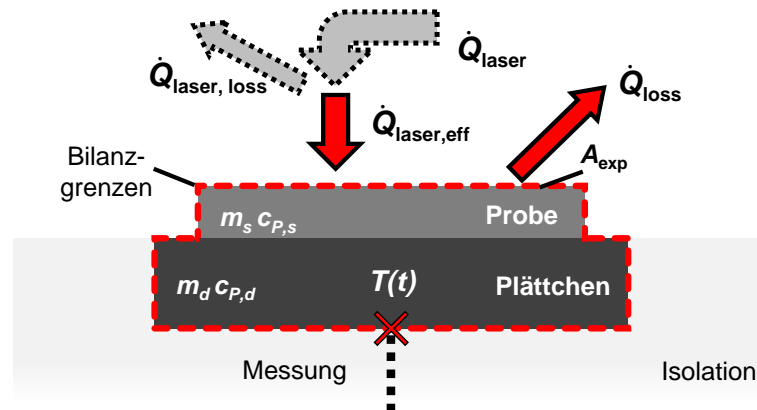


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Bestimmung eines effektiven Absorptionskoeffizienten – Energiebilanz um Probe und Substratscheibe mit den ein- und ausgehenden Wärmeströmen durch den Laser und die thermischen Verlustmechanismen

$$\alpha_{eff} = \left( \frac{dU}{dt} - \dot{Q}_{loss} \right) \frac{1}{P} = \left( \int_{T_0}^{T_1} m \cdot c_p(T) dT - Q_{loss} \right) \frac{1}{P \cdot t_{exp}} \quad (2.20)$$

$\alpha_{eff}$  beinhaltet die maschinen- und materialspezifischen Verlustmechanismen (vergleiche Gleichung 2.5), die der Laser erfährt, bevor er das Material erreicht. Beispiele sind die bereits erwähnte Streuung, aber auch Spratzerbildung oder Verdampfung.

Es ist wichtig zu berücksichtigen, dass eine Änderung von  $\alpha_{eff}$  nicht nur durch eine Änderung der absorbierten Energiemenge ( $Q_{abs}$ ), sondern auch durch die Verlustmechanismen vor Auftreffen der Laserenergie aufs Material ( $Q_{laser,loss}$ ) verursacht werden kann (Gleichung 2.6). Mehrere Veröffentlichungen zeigen, dass es möglich ist, die experimentellen Ergebnisse mit denen der *Ray-Tracing*-Methode zu korrelieren [98, 101, 104].

Trapp et al. [102] haben die Auswirkung der Variation von  $P$  und  $v$  auf  $\alpha_{eff}$  von 100  $\mu\text{m}$  316L-Schichten untersucht. Aus ihren Ergebnissen folgt eine positive Korrelation zwischen  $\alpha_{eff}$  und der eingebrachten Energie sowie der Schmelzbadtiefe und -breite unter Schmelzbedingungen. Sie konnten zusätzlich einen drastischen Anstieg von  $\alpha_{eff}$  unter *Key-Hole-Bedingungen* aufzeigen. Außerdem waren sie die ersten, die die Anwendung des *Newton'schen Abkühlungsgesetzes* zur Beschreibung der Abkühlungskurve nutzen, um die zusätzlichen Wärmeverluste während der Belichtung zu berücksichtigen. Mit Schichthöhen von 50–100  $\mu\text{m}$  konnten Ye et al. [105] eine asymptotische Korrelation von  $\alpha_{eff}$  mit dem Produkt aus normalisierter Enthalpie (Gleichung 2.17) und thermischer Diffusionslänge [104] identifizieren.

Eine Unsicherheit bei der kalorimetrischen Bestimmung des Absorptionsvermögens ist jedoch das Materialvolumen, das während der Belichtung aufgeschmolzen wird. Alle

bisherigen Veröffentlichungen beziehen sich auf Einschichtversuche. Bei den meisten ist diese Schicht durch eine definierte zylindrische Kavität in der Substratscheibe definiert. Dies stellt eine Deviation vom realen Prozess dar, da die effektiven Schichthöhen sowie das mittlere Temperaturniveau in der Regel eine Einschwingphase durchlaufen, bevor sie (bei konstanter Belichtungsfläche) einen quasistabilen Zustand erreichen [87]. Insbesondere bei der ersten Schicht ist der Einfluss des Substratmaterials, von dessen Oberflächenbeschaffenheit sowie der daraus resultierenden Schichtdicke und Anbindung erheblich [88]. Mindt et al. [106] schlagen einen Ansatz zur Bestimmung der effektiven Pulverschichthöhe vor, die während des Prozesses erreicht wird. Diese steht im Kontrast zur manuell eingestellten nominellen Schichtstärke. Die Ergebnisse von Wischeropp et al. [29] sowie Jansen et al. [107] zeigen, dass bei einer nominalen Schichthöhe von 30  $\mu\text{m}$  eine effektive Pulverschichthöhe von 153  $\mu\text{m}$  nach etwa sieben Schichten erreicht wird [107]. Es wird angenommen, dass der Unterschied durch die Änderung der Packungsdichte aufgrund des eingeschlossenen Gases zwischen den Pulverteilchen sowie durch Spratzerbildung und Verblasung verursacht wird.

Bezogen auf die Absorption der in Kapitel 6 behandelten DMMCs gibt es nur wenige Publikationen. Es ist davon auszugehen, dass die ungeschmolzenen Partikel im Schmelzbad mit dem Laserstrahl interagieren und dessen Absorptionsvermögen im Vergleich zum reinen Matrixmaterial beeinflussen [108]. Ge et al. [108] untersuchen numerisch einen Titanmatrix-Verbundwerkstoff unter Verwendung von Keramikpartikeln mit einem Durchmesser von 4  $\mu\text{m}$ . Die Ergebnisse zeigen eine positive Korrelation von  $\alpha_{eff}$  und dem TiC-Anteil zwischen 0 und 5 wt%, die durch die erhöhte Packungsdichte erklärt wird.

### 2.4 Numerische Abbildung des thermophysikalischen Systems

Messmethoden können meist nur einen räumlich und zeitlich eingeschränkten Teilaspekt eines Systems erfassen. Dahingegen lassen Simulationen eine Extrapolation der bekannten Daten zu einer Prognose über das Gesamtvolumen zu. Somit ermöglichen numerische Modelle kosteneffiziente Untersuchungen an Systemen, die sonst kaum oder gegebenenfalls gar nicht zugänglich sind. Für den PBF-LB/M-Prozess werden Simulationen sowohl industriell [109] als auch in der akademischen Forschung eingesetzt [64].

Die bereits in Kapitel 2.2 erläuterten Skalenebenen des PBF-LB/M-Prozesses finden insbesondere in numerischen Modellen Anwendung. Ihre genaue Abgrenzung voneinander ist aber, wie bereits beschrieben, in der Literatur oft nicht konsistent. In dieser Arbeit werden die Ebenen wie folgt klassifiziert: Bauteil (makroskopisch); Schicht (mesoskopisch); Schmelzbad (meso-/mikroskopisch).

**Bauteil – makroskopisch:** Simulationen auf makroskopischer Ebene eignen sich, um geometrieabhängige Temperaturstauungen oder die resultierenden Eigenspannungen im

## 2.4 Numerische Abbildung des thermophysikalischen Systems

Bauteil zu analysieren [20]. Folglich sind diese bereits konventionell etabliert und werden insbesondere in der Prozessauslegung eingesetzt. Endanwendersoftware wie *Amphyon* (*Oqton*) [110], *Simufact Additive* (*Hexagon*) [111] oder *Netfabb* (*Autodesk*) [112] können beispielsweise die Verformung eines Bauteils am Ende des Aufbauprozesses oder nach Entfernung der Supportstrukturen berechnen [109]. Daraus können prädefinierte Geometrien erstellt werden, die die Abweichung prädiktiv ausgleichen. Darüber hinaus können Supportgeometrien adaptiv zur berechneten Eigenspannung ausgelegt oder mögliche Kollisionen mit dem Beschichter vorhergesagt werden [112]. Häufig wird dabei auf rechenintensive, temperaturinduzierte Eigenspannungsberechnungen verzichtet. Stattdessen wird die Volumenkontraktion durch ein *Inherent-Strain*-Modell berechnet, welches anhand eines *Cantilevers* (Abbildung 2.6) kalibriert wird [109].

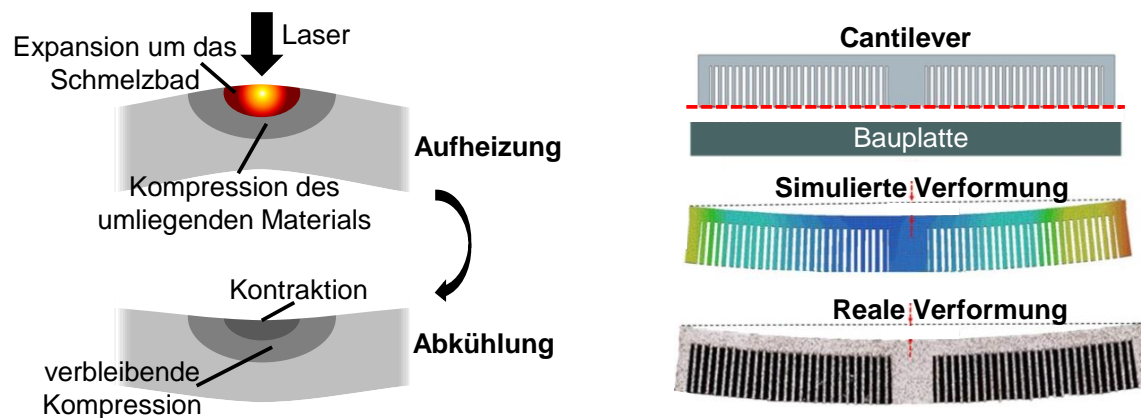


Abbildung 2.6: **(links)**: Schematische Ausbildung von Eigenspannungen **(rechts)**: Kalibrierung von *Inherent-Strain*-Modellen durch Cantilever [113]

Im Rahmen dieser Arbeit wird die *Finite-Elemente-Methode* (FEM) fokussiert, aber auch andere Diskretisierungsmethoden wie *finite Differenzen* (FDM) oder *Volumina* (FVM) werden je nach Anwendung für PBF-LB/M eingesetzt [114, 115]. FEM besitzt eine inhärente Flexibilität bezüglich der Kopplung physikalischer Teilgebiete wie Wärmetransport, Strömungsdynamik (CFD – engl.: *Computational Fluid-Dynamics*), *Ray-Tracing* oder Partikeldynamik (Diskrete-Elemente-Methode – DEM) [20, 60]. Daher werden sie häufig für Modelle auf Schmelzbad- oder Schichtebene verwendet [71, 116, 117]. FEM wird auch für makroskopische Modelle von Bauprozessen genutzt, um beispielsweise Korrelationen zwischen geometrischen Eigenschaften und dem resultierenden Temperaturfeld zu gewinnen [118, 119]. Die Verwendung von FEM mit konventionellen Meshing- und Solver-Konfigurationen kann bei großen und komplexen Geometrien zu unwirtschaftlichen Rechenzeiten führen [28].

Die Ursache ist die Spannweite der Skalenebenen, die abgebildet werden müssen. Ei-

nerseits soll der Aufbau eines ganzen Bauteils im Bereich mehrerer Zentimeter simuliert werden, andererseits müssen aber auch Temperaturverläufe innerhalb einer Schicht im Mikrometerbereich dargestellt werden. Analog dazu überbrückt auch die zeitliche Diskretisierung einen ganzen Bauprozess und gleichzeitig die Abkühlkurve nach einer Belichtung von wenigen Sekunden [120].

In der akademischen Forschung werden deshalb viele Methoden zur Reduktion der Rechenzeit untersucht. Neben allgemeingültigen Ansätzen wie adaptivem Meshing [122], *Jacobi-Preconditioner*, *GPU-Computing* [123], dem Graphentheorie-Ansatz [93, 124] (Abbildung 2.7), der *Matrix-Free-Methode* [123] oder dem *Voxel-Meshing* [125] gibt es auch



Abbildung 2.7: Simulation auf Bauteilebene mit Graphentheorie-Ansatz [121]

AM-spezifische Ansätze. Ein Beispiel ist die Zusammenfassung von Schichten (eng.: *Layer-Lumping*) [123]. Liang et al. [52] können beispielsweise bei einer *Inherent-Strain*-Simulation durch den kombinierten Auftrag von vier Schichten die Rechenzeit um 70 % reduzieren. Dabei wird allerdings auch ein Fehler in der berechneten Deformation von 9 % bis 29 % festgestellt.

Da die verwendeten Modelle somit auf erheblichen Vereinfachungen der Realität basieren, müssen sie mit experimentellen Daten kalibriert und validiert werden [125, 126]. Viele der aktuellen Veröffentlichungen bezüglich PBF-LB/M sind aufgrund der beschriebenen Herausforderungen bei der Erhebung von In-situ-Messdaten häufig nicht [120] oder unzureichend validiert [20]. Wie bereits beschrieben, ist insbesondere die effektive Energieeinkopplung aufwendig zu quantifizieren [96]. Diese ist maschinen- und material-spezifisch sowie abhängig von der lokalen Temperaturverteilung [102]. Daher wird  $\dot{Q}_{abs}$  häufig nicht über die Prozessparameter beschrieben, sondern durch Kalibrierung anhand experimenteller Ergebnisse ermittelt [20].

Für makroskopische Modelle bieten sich sowohl optische als auch taktile Messmethoden an. Yavari et al. [121] nutzen beispielsweise eine Thermokamera zur Kalibrierung ihres Modells. Da optische Messung ohne die Kenntnis von  $\varepsilon(T)$  nur relative Ergebnisse liefert, kalibrieren sie diese wiederum, indem das Bauteil nach dem Prozess mit einem Thermoelement versehen und durch die Bauraumheizung auf verschiedene Temperaturstufen erhitzt wird. Der aus neun Pixeln gemittelte Wert wird dann an die Thermoelementmessung gefittet. Die Autoren beschreiben eine Genauigkeit im Bereich des Messfehlers von  $<20$  °C [92]. Die doppelte Kalibrierung und die Beeinträchtigung der Messung durch Prozessnebenprodukte im realen Prozess lassen jedoch eine größere Fehleranfälligkeit vermuten.

## 2.4 Numerische Abbildung des thermophysikalischen Systems

Versuchsset-ups, die auf Thermoelementen basieren, benötigen keine zusätzliche Kalibrierung, bedingen aber, je nach verwendeter Methodik, eine Abweichung vom realen thermischen Gesamtsystem (Kapitel 2.3) [94, 123]. Beispielsweise haben Denlinger et al. [50] Thermoelemente unterhalb einer Bauplattform von wenigen Millimetern Dicke befestigt und den Temperaturverlauf über den Aufbau einer Probe gemessen. Das daraus kalibrierte thermomechanische Simulationsmodell konnte den Verzug der Probe mit einem Fehler von 5 % vorhersagen. Was allerdings, wie in vielen Publikationen, offengelassen wird, ist, ob dieselbe Genauigkeit auch unter regulären Prozessbedingungen mit einer großen Bauplattform erreicht werden kann.

**Schicht – mesoskopisch:** Mesoskopische Modelle auf Schichtebene eignen sich dazu, zeitaufwendige iterative Versuchsreihen zur Optimierung der Scanstrategie zu minimieren [127, 128] sowie lokale Abkühlraten oder die Schmelzbadmorphologie abzuschätzen [129]. So untersuchen beispielsweise Liu et al. [130] die Dimensionen von mehrlagigen Einzelspuren aus 316L Stahl. Dabei zeigen sie simulativ, dass die Maximaltemperatur mit jeder Schicht ansteigt, und experimentell, dass auch die Schmelzbahnbreite von 104 auf 140  $\mu\text{m}$  steigt.

Auch auf der Schichtebene gibt es Ansätze, den Rechenaufwand zu reduzieren. Exemplarisch sind hier zwei Vereinfachungen der Wärmequelle zu nennen. Der *Rosenthal-Ansatz* [131] ist eine analytische Beschreibung des Temperaturfeldes um eine Punktquelle bei temperaturunabhängigem  $\lambda(T)$ . Bertoli et al. [23] bestimmen die Abkühlraten von 316L Stahl aus dem Rosenthal-Ansatz zu  $10^5$ – $10^6$  K/s. Zusätzlich proklamieren sie anhand von Probekörpern eine gute Übereinstimmung mit einer empirischen Korrelation aus der Schweißtechnik von Katayama et al. [132] zwischen Korngröße und Abkühlrate. Der analytische Rosenthal-Ansatz kann somit genutzt werden, um die Abbildung der Wärmequelle zu vereinfachen [133, 134].

Der *Goldak-Ansatz* aus der Schweißtechnik beschreibt die Wärmequelle als einen Doppellipsoid, welcher die Form des Schmelzbades in Bewegung abbildet [135]. Der Wärmestrom wird aufgrund der ellipsoiden Form in einen vorderen und einen hinteren Anteil unterteilt (Abbildung 2.8). Die Dimensionen müssen anhand von experimentellen Daten kalibriert werden. Durch diesen Ansatz wird zwar die Temperatur innerhalb des Schmelzbades verfälscht, aber da ohnehin keine Schmelzkonvektion simuliert wird, reduziert dies nicht die

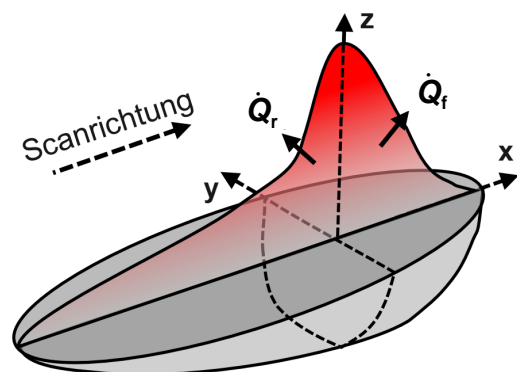


Abbildung 2.8: Goldak-Wärmequelle dargestellt als Doppellipsoid; Wärmestrom wird aufgeteilt:  $\dot{Q}_f$  (engl.: *front*);  $\dot{Q}_r$  (engl.: *rear*)

Genauigkeit außerhalb des Schmelzbades, dafür aber die Rechenzeit [136].

Sowohl der Goldak- als auch der Rosenthal-Ansatz basieren auf reiner Wärmeleitung. Dass sie trotzdem in vielen Publikationen als gute Näherung für den Energieeintrag eingesetzt werden können, liegt an der Kalibrierung mit experimentellen Daten. Eine mögliche Methodik besteht darin, die Schmelzbadabmessungen aus der Mikrostruktur einer Testprobe zu bestimmen und sie mit ihrer thermischen Historie abzugleichen [137]. Dieser Ansatz ist für Schmelzbad- oder Schichtmodelle einsetzbar, da deren räumliche Diskretisierung ausreicht, um die Schmelzbadmorphologie darzustellen. Nachteilig ist, dass die Schmelzbadabmessungen nicht ausschließlich von der Temperatur abhängig sind, sondern beispielsweise auch von Schutzgasstrom, Bauteilgeometrie oder Fluidodynamik, was die Kalibrierung erschwert [138, 139]. On- und Off-Axis-Pyrometrie [140, 141] sowie Thermografie [71] werden zur direkten Kalibrierung der Oberflächen- oder Schmelzbadtemperatur verwendet. Insbesondere für Modelle auf Mesoebene erfordert dies aber neben der Bestimmung von  $\varepsilon_{B1/2}$  auch ein Verständnis über die genaue Messfleckgröße und räumliche Mittelung des Messverfahrens, damit die Daten mit der Simulation verglichen werden können.

Beide Ansätze stellen jedoch eine Beschränkung der Bilanzgrenzen des betrachteten energetischen Raums dar. Sie umgehen die Absorption des Laserstrahls und dessen Intensitätsspektrum und approximieren nur das resultierende Temperaturfeld. Um zu untersuchen, welchen Einfluss diese Vereinfachung hat, wird in der vorliegenden Arbeit von einer Nutzung des Rosenthal-Ansatzes und der Goldak-Quelle vorerst abgesehen.

**Schmelzbad – meso-/mikroskopisch:** Modelle auf Schmelzbadebene bilden die bidirektionale Wechselwirkung zwischen dem Temperaturfeld der Wärmeeinflusszone und der von rapider Aufheizung und Kristallisation dominierten Fluidodynamik ab. Da gerade beidseitig gekoppelte Modelle äußerst rechenintensiv sind, werden oft nur Zeiträume von wenigen Millisekunden berechnet [60].

Da der Fokus dieser Arbeit auf der Betrachtung der Bauteil- und Schichtebene liegt, wird von einer detaillierteren Erläuterung von Schmelzbadmodellen abgesehen. Genauso sind nichtthermische Simulationsansätze wie die Ausbildung der Mikrostruktur oder der resultierenden Eigenspannungen nicht Teil dieser Arbeit.

### 2.5 Thermosensible Materialien

Aufgrund des charakteristisch transienten thermischen Prozessverhaltens des PBF-LB/M-Prozesses besteht die Materialentwicklung immer noch hauptsächlich aus der Parameterqualifizierung von bestehenden konventionellen Legierungen, wie beispielsweise 316L (1.4404), 17-4PH (1.4542) oder Inconel 625 (N06625) [142]. Zielgrößen sind dabei die

## 2.5 Thermosensible Materialien

Bauteildichte, Aufbauraten, mechanische Eigenschaften, Maßhaltigkeit und Prozessstabilität. Eine beispielhafte Steigerung der Aufbaurate bedingt jedoch meist auch eine Erhöhung von  $\dot{Q}_{abs}$  und somit der Temperaturgradienten innerhalb des Bauteils (Kapitel 2.2). Aufgrund der Temperaturabhängigkeit von  $\rho$  entstehen folglich verstärkt Eigenspannungen (Abbildung 2.6)[20], sodass oft ein Zielkonflikt zu Maßhaltigkeit und Prozessstabilität besteht.

In den letzten Jahren sind jedoch auch immer mehr auf die spezielle thermische Historie des Prozesses ausgelegte Materialien entwickelt worden, z. B. Scalma alloy von APWorks [143] oder AIMgty von Fehrmann ALLOYS [144]. Für die Werkstoffgruppe der amorphen Metalle werden die charakteristischen thermischen Randbedingungen nicht nur berücksichtigt, sondern als Vorteil genutzt, um selbst für komplexere Geometrien durch die hohen lokalen Abkühlraten vollständig amorphe metallische Bauteile zu ermöglichen [145].

Ein Beispiel für einen etablierten Werkstoff, dessen resultierende mechanische Eigenschaften stark von der thermischen Historie abhängen, ist 1.2709 (Maraging Steel – Abbildung 2.9). Hierbei handelt es sich um eine Eisen-Nickel-Legierung, die eine gute Schweißbarkeit, hohe Festigkeits- und Zähigkeitswerte sowie relative Dichten bis zu 100 % im PBF-LB/M-Prozess erreichen kann [146]. Es ist davon auszugehen, dass die für diesen Typ Werkzeugstahl charakteristische Ausscheidungshärtung einen wesentlichen Einfluss auf die Maßhaltigkeit des gefertigten Bauteils im PBF-LB/M-Prozess hat [147]. Neben dem direkten Einfluss

der Temperatur (athermischer Charakter der Martensitbildung) spielt auch eine Reihe von temperaturinduzierten Effekten, wie die Ausprägung von Mikrosegmenten, Korngröße, Versetzungsdichte (Abkühlgeschwindigkeit und Erholungseffekte), eine entscheidende Rolle [148].

Es konnte bereits mehrfach nachgewiesen werden, dass im PBF-LB/M-Prozess verarbeiteter 1.2709 messbare Mengen an Restaustenit ( $< 10\%$ ) aufweist [147, 149]. Diese können bei einem unkontrollierten Prozessverlauf zu ungewollten Schwankungen in den mechanischen Eigenschaften führen. Gezielt eingesetzt kann aber auch die Zähigkeit auf

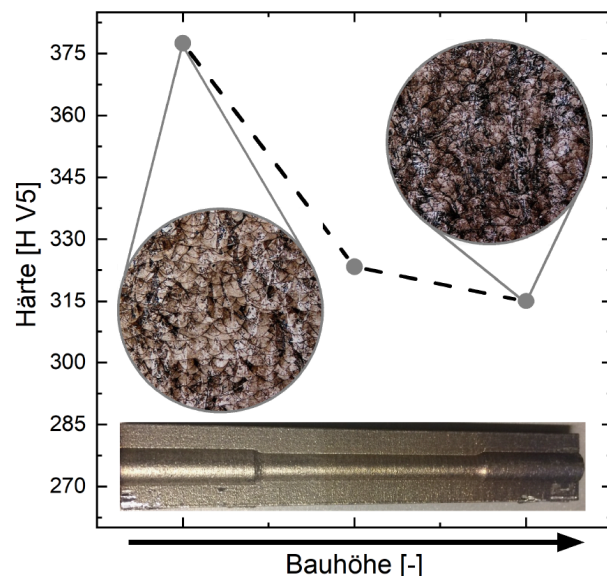


Abbildung 2.9: Beispiel für den Einfluss der Temperaturhistorie auf die Materialeigenschaften von 1.2709 (MS1)

Kosten der Festigkeit erhöht oder es können sogar TRIP-Effekte (engl.: *Transformation-induced Plasticity*) genutzt werden [150]. Deshalb ist es bei diesem wie auch bei vielen anderen Werkstoffen entscheidend, die transiente thermische Historie des Prozesses so auszulegen, dass Verweilzeiten bei Temperaturbereichen mit ungewolltem Umwandlungsverlauf minimiert und vorteilhafte Effekte gestärkt werden. Dies stellt insbesondere bei komplexen Geometrien und den teilweise stark abweichenden Randbedingungen in unterschiedlichen PBF-LB/M-Anlagen eine große Herausforderung dar.

### 2.5.1 Diamantverstärkte Metallmatrix-Verbundwerkstoffe

Eine Materialgruppe, die in dieser Arbeit besonders fokussiert werden soll, sind DMMC. Der pulverbasierte Ansatz des PBF-LB/M-Verfahrens ermöglicht neben der Herstellung komplexer Geometrien auch eine simple Additivierung des Ausgangsmaterials zu Pulverblends [151]. Einen vielversprechenden Ansatz stellt die Einbettung harter synthetischer Diamanten in die duktile Metallmatrix dar. Diese Eigenschaftskombination ermöglicht die Herstellung von Werkzeugen mit hochabrasiven Eigenschaften bei ausreichender mechanischer Belastbarkeit. In Kombination mit den geometrischen Freiheitsgraden des PBF-LB/M-Verfahrens eröffnen sich Potenziale für Diamantwerkzeuge mit konturnahen Kühlkanälen oder optimierter Bohrschlammabfuhr.

Die Existenz einer zusätzlichen Hartphase im Schmelzprozess stellt jedoch eine Herausforderung für eine stabile und reproduzierbare Prozessauslegung dar [108]. Die transiente thermische Historie, die Diamantpartikel und Metallmatrix während des PBF-LB/M-Prozesses erfahren (vergleiche Kapitel 2.2), resultiert in einer starken Rissanfälligkeit des Materials [152]. Diese kann durch thermische Spannungen verursacht werden, die durch abweichende materialspezifische Wärmeausdehnungskoeffizienten entstehen (Diamant:  $\approx 1 \cdot 10^{-6}/K$  [153], Stahl:  $\approx 1,5 \cdot 10^{-5}/K$  [154]).

Darüber hinaus zersetzen sich Diamanten bei hohen Temperaturen zu Graphit, was zu einem potenziellen Verlust ihrer erstrebenswerten Eigenschaften führt [155]. Artini et al. [156] zeigen, dass synthetische Diamanten ab einer Temperatur von 700 °C (bei Atmosphärendruck) ihre kubisch flächenzentrierte Struktur verlieren und sich in Graphit umwandeln. Daher existieren viele Studien zu DMMCs mit niedrig schmelzenden Matrixmaterialien wie Kupfer [157–159] oder Aluminium [160]. Da Gra-



Abbildung 2.10: Katastrophales Versagen einer DMMC-Probe im PBF-LB/M-Prozess [18]



## 2.5 Thermosensible Materialien

---

phitisierung ein diffusionsgetriebener, zeitabhängiger Prozess ist, eignen sich durch die hohen Abkühlraten des PBF-LB/M-Prozesses (vergleiche Kapitel 2.2) theoretisch auch Matrixmaterialien mit einem höheren Schmelzpunkt. In vergangenen Arbeiten konnte bei beschichteten Diamanten eine ausreichende Widerstandsfähigkeit gegen thermische Zersetzung gezeigt werden [152, 161]. Studien von Wegner et al. [152] und Tillmann et al. [161] demonstrieren die Machbarkeit der Einbettung von 5 vol% mit Ni oder Ti beschichteten Diamanten in eine hochschmelzende 316L-Stahlmatrix. Die These besteht darin, dass sich aus der Beschichtung bei hohen Temperaturen eine Karbidschicht ausbildet, die als Diffusionsbarriere dient und somit Graphitisierung hemmt. Die Publikationen proklamieren aber auch die starke Rissbildung und ein stark eingeschränktes Prozessfenster.



---

### 3 Kernhypothese und Zielsetzung

Aus der Ausführung über den aktuellen Stand der Technik geht hervor, dass eine genaue Kenntnis der Temperaturhistorie sowie deren zugrunde liegender Entstehungsmechanismen zentrale Schlüsselbausteine für die wissensbasierte Steigerung des technologischen Reifegrads und eine prozessgerechte Materialentwicklung für den PBF-LB/M-Prozess sind. Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit ist es, einen *Werkzeugkasten* zur Analyse des thermischen Systems, PBF-LB/M, zu schaffen (Abbildung 3.1). Das so generierte tiefere Prozessverständnis soll einen Beitrag dazu leisten, Schwächen des Verfahrens zu charakterisieren und zu reduzieren sowie ungenutzte Stärken herauszuarbeiten, um neue Anwendungsgebiete zu eröffnen. Die Kernhypothesen und Zielstellungen dieser Arbeit, die sich aus der Diskussion des aktuellen Stands der Technik ableiten, sind:

- Für eine Betrachtung skalenübergreifender Kausalitäten innerhalb des thermischen Systems bedarf es einer Untersuchung makro- und mesoskopischer Effekte.
- Da messtechnische Ansätze nur einen Ausschnitt der thermischen Historie erfassen und abstrahierte numerische Ansätze eine sorgfältige Kalibrierung und Validierung benötigen, muss eine kombiniert experimentell-numerische Methodik erarbeitet werden.

Zur Kalibrierung der makroskopischen Ebene (Abschnitt 5.3.1) wird eine Methodik basierend auf Thermoelementen erarbeitet, um einen Datenstrang mit absoluten Temperaturen zu generieren. Eine weitere Zielgröße dabei ist, das reguläre thermische System so wenig wie möglich zu beeinflussen (Abschnitt 5.2.1).

Um die mesoskopische Ebene (Abschnitt 5.3.2) zu betrachten, muss ein optisches Verfahren genutzt werden, welches die Temperaturgradienten und Abkühlraten einzelner Scanvektoren erfassen kann. Für die Überführung der relativen Messdaten in einen quantitativen Datenstrang muss eine Messmethodik zur Bestimmung der temperaturabhängigen Bandemissivität erarbeitet werden (Abschnitt 5.2.2).

Neben der Kalibrierung sind für eine quantitative numerische Abbildung des thermischen Gesamtsystems über einen breiten Bereich temperaturabhängige thermische Stoffwerte notwendig. Für  $c_p$ ,  $\lambda$  und  $\rho$  können hierfür existierende Messverfahren (DSC, Laser-Flash etc.) angewandt werden (Kapitel 5.1).

Aufgrund der großen Bedeutung des Energieeintrags über den Laser muss eine Methodik zur Ermittlung des Absorptionskoeffizienten entwickelt werden. Dies stellt aufgrund der beschriebenen Unsicherheiten in Bezug auf die Energieabsorption im PBF-LB/M-Verfahren eine Herausforderung für die prädiktive Prozessentwicklung und die thermische Modellierung dar. Ein Teilziel ist es daher, das effektive Absorptionsvermögen unter

quasistationären Bedingungen abzuleiten. Hierfür kann die experimentelle Arbeit von Rubenchick et al. [96] so modifiziert werden, dass mehrere Schichten aufgebaut und gemessen werden können, um die effektive Schichthöhe zu berücksichtigen (Abschnitt 5.1.4).

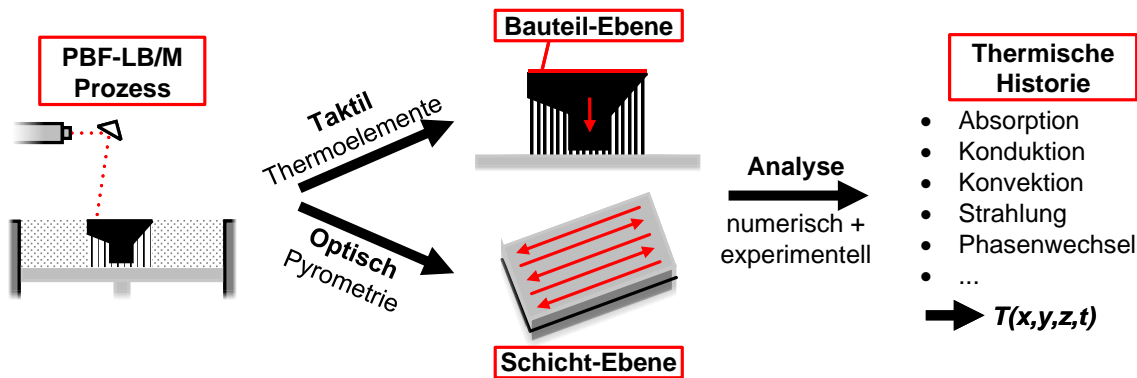


Abbildung 3.1: Konzeptionelle Darstellung des in dieser Arbeit zu erstellenden *Werkzeugkastens* zur Analyse der thermischen Historie des PBF-LB/M-Prozesses

Der erarbeitete *Werkzeugkasten* kann dazu genutzt werden, den Einfluss der Kernprozessparameter des PBF-LB/M-Prozesses auf das thermische Gesamtsystem auf Bauteil- und Schichtebene zu untersuchen (Kapitel 5.4). Außerdem können die wichtigsten Wärmeströme des Prozesses quantitativ zwischen den entwickelten numerischen und experimentellen Methoden verglichen und diskutiert werden (Kapitel 5.5).

Die Mehrwerte der entwickelten Methodik können anhand des thermisch sensiblen Materialkomposites der DMMC erprobt werden (Kapitel 6). Hierbei können die Vorteile eines hybriden Ansatzes aus konventionell empirischer und prädikativ analytischer Materialentwicklung für den PBF-LB/M-Prozess herausgestellt werden.

## 4 Experimentelle und numerische Methoden

Dieses Kapitel dient der Dokumentation und Erläuterung der angewandten Methodik. Neben der verwendeten konventionellen Anlagentechnik, den Materialien und der Materialanalytik werden insbesondere die im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Methoden beschrieben. Hierbei werden Aufbau und Anwendung der experimentellen sowie Modellbildung und Implementierung der numerischen Ansätze erläutert.

### 4.1 Verwendete Anlagentechnik

Für alle Versuche wird als Referenzanlage eine SLM280 HL 2.0 PBF-LB/M-Maschine der Firma SLM Solutions Deutschland genutzt. Diese verwendet ein Twin-Laser-System mit zwei 700 W Faserlasern auf einem Bauraum von 280 x 280 x 365 mm. Der Bauraum wird bis auf einen ca. 3 cm breiten Überlappbereich orthogonal zur Beschichtungsrichtung zwischen den beiden Lasern aufgeteilt. Alle kalorischen Versuche in dieser Arbeit werden jedoch im *Single-Laser-Betrieb* durchgeführt. Die Beschichtereinheit wird über eine Dosierwelle von oben in zwei separate Kammern befüllt, sodass eine ein- sowie beidseitige Beschichtung möglich ist.



Abbildung 4.1: Bild einer SLM280 HL (SLM Solutions) [162]

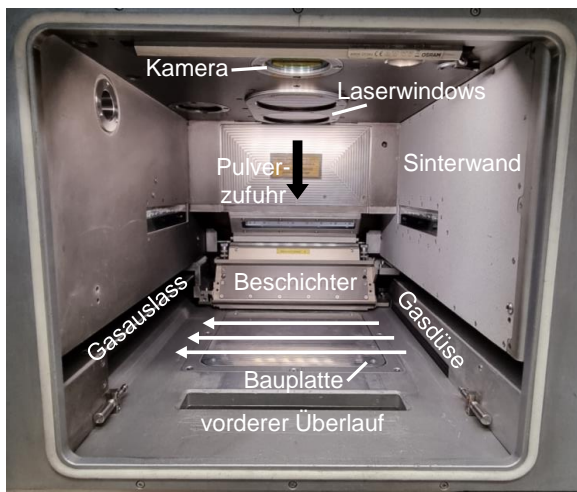


Abbildung 4.2: Foto des Anlageninnenraums

Bei einer bidirektionalen Beschichtung wird der Beschichter nach nur jeder zweiten Belichtung befüllt, sodass sich zwei unterschiedliche Abkühlzeiten ergeben (ca. 7 / 10 s). Für einzelne Messungen wird ein modifizierter Beschichter genutzt, welcher nur aus einer Spannfixierung für starre Klingen (Keramik – Abbildung 4.6) besteht. Dieser ermöglicht einen geringeren Messabstand für die Positionierung von Objektiven (Pyrometer – Abbildung 4.8) sowie eine einfachere Nivellierung der Klinge auf kleine Oberflächen (Absorption – Abbildung 4.2).

Alle Versuche werden unter einer Argon-Schutzgasströmung durchgeführt. In der SLM280 HL ist diese orthogonal zum Beschichter ausgeführt (Abbildung 4.6). Die verwendete Anlage nutzt ein von der Firma SLM angebotenes Gaspumpenupgrade. Zur Abfuhr von Prozessnebenprodukten wird der Gasstrom (ca. 14 m/s) dabei zwischen einer Düse zur linearen Überströmung der Bauplattform und einer Sinterwand zur diffusen Überströmung des Bereichs unterhalb der Laserwindows aufgeteilt.

### 4.2 Verwendete Materialien und Parametersätze

Um eine Vergleichbarkeit zwischen den in dieser Arbeit präsentierten Methoden zu garantieren, wird als Referenzmaterial 316L-Edelstahlpulver / Printdur4404 (AISI 316L, X2CrNiMo17-12-2 / C < 0,03 wt%, Si 1,0 wt%, Mn 1,0 wt%, Cr 17,0 wt%, Mo 2,0 wt%, Ni 13,0 wt%) der Firma DEW (Deutsche Edelstahl Werke) verwendet. Wenn nicht anders deklariert, werden auf maximale relative Bauteildichte,  $\rho_{rel}$ , optimierte 316L-Referenzparameter bei  $H_f$  von 30  $\mu\text{m}$  ( $P = 200\text{ W}$ ;  $v = 800\text{ mm/s}$ ;  $\Delta y = 0,12\text{ mm}$ ) genutzt. Für einzelne Versuche wird ein  $H_f$  von 50  $\mu\text{m}$  mit darauf optimierten Parametern ( $P = 275\text{ W}$ ;  $v = 766\text{ mm/s}$ ;  $\Delta y = 0,12\text{ mm}$ ) angewandt. Eine einzelne Versuchsreihe in Abschnitt 5.2.1 wird mit einem abweichenden Edelstahl GP1 der Firma eos (1.4542 / 17-4PH: Cr 15-17.5 wt%, Ni 3-5 wt%, Cu 3-5 wt%) durchgeführt ( $P = 190\text{ W}$ ;  $v = 1150\text{ mm/s}$ ;  $\Delta y = 0,09\text{ mm}$ ;  $H_f = 40\text{ }\mu\text{m}$  [163]).

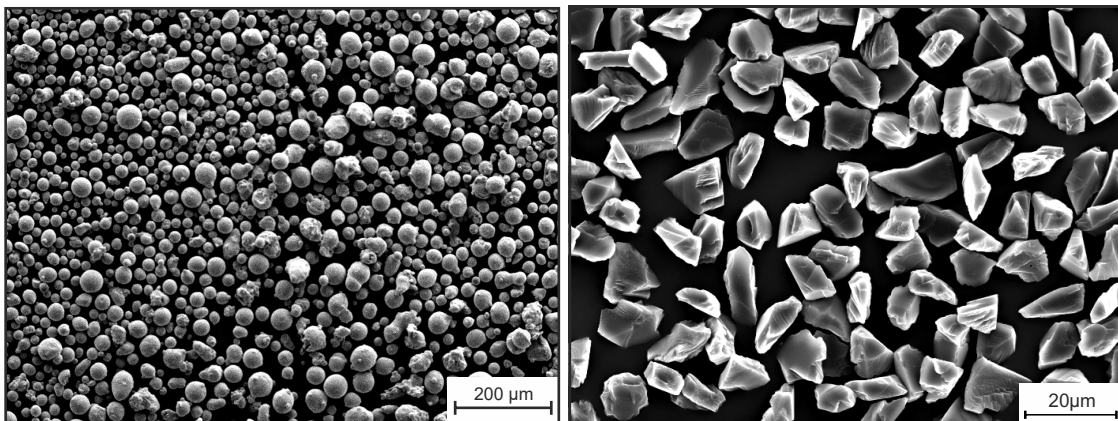


Abbildung 4.3: REM-Bilder der Ausgangspulver: **(links)** 316L Stahlpulver **(rechts)** synthetisches Diamantpulver

Für die Versuche an DMMCs in Kapitel 6 wird zusätzlich ein Diamant-Mikronpulver der Qualität CM-R (8-12  $\mu\text{m}$  / Ceramicron, Ceratonia), einmal ohne (CM-R: unbeschichtet) und einmal mit Ti-Beschichtung (CM-R Ti: titanbeschichtet) in unterschiedlichen Volumenanteilen,  $\varphi_{dia}$ , mit dem Referenzpulver trocken gemischt. Die Beschichtung macht 0,3 wt% der Diamanten aus, was im Durchschnitt einer Dicke von 3,1–4,7 nm entspricht.

## 4.3 Entwickelte Messmethoden

Die Pulvergemische werden in einem TURBULA®-Mischer bei 50 Umdrehungen pro Minute für 60 Minuten gemischt. Dies wird vor jedem Versuch wiederholt, um eine ausreichende Mischqualität zu gewährleisten und Entmischungen zu verhindern. Wenn nicht anders deklariert, werden die DMMC-Mischungen mit dem auf 5 vol% Diamant optimierten Parametersatz aus Schnell et al. [103] ( $P = 110 \text{ W}$ ;  $v = 925 \text{ mm/s}$ ;  $\Delta y = 0,06 \text{ mm}$ ) verarbeitet.

Eine mit dem CAMSIZER X2 (Retsch Technology) gemessene Korngrößenanalyse zeigt die folgenden  $d_{50}$ -Werte. Reines 316L:  $d_{50} = 43,1 \mu\text{m}$ ; 316L+ 5 vol% Diamant:  $d_{50} = 42 \mu\text{m}$  und 316L+ 5 vol% Ti-Diamant:  $d_{50} = 42,5 \mu\text{m}$ .

Zur Berechnung von  $\rho$  und  $c_p$  für die Komposite aus 316L und Diamant wird der jeweilige Volumen- beziehungsweise Massenanteil verwendet.

$$\rho_{tot} = \sum_i \frac{V_i}{V_{tot}} \cdot \rho_i \quad (4.1)$$

$$c_{p,tot} = \sum_i \frac{m_i}{m_{tot}} \cdot c_{p,i} \quad (4.2)$$

Bestimmung und Auswahl der verwendeten Materialstoffwerte werden im Detail in Kapitel 5.1 beschrieben.

### 4.3 Entwickelte Messmethoden

Im Folgenden werden die im Rahmen dieser Arbeit angewandten und entwickelten Messmethoden vorgestellt. Eine ausführliche Validierung der Methodik erfolgt in Kapitel 5.

#### 4.3.1 Absorptionsmessungen

Für die Absorptionsmessungen wird ein Ansatz von Rubenchick et al. [96] so modifiziert, dass der Einsatz des Beschichters einer PBF-LB/M-Anlage möglich ist (Abb.: 4.5 links). Unter Verwendung einer Nivellierpresse wird eine Wolframscheibe ( $\lambda \approx 164 \text{ W/m K}$  bei  $20 \text{ °C}$  [164]) mit 10 mm Durchmesser und 1 mm Höhe in einen porösen Block aus  $\text{Ca}_2\text{SiO}_4$  ( $\lambda \approx 0,06 \text{ W/m K}$  bei  $20 \text{ °C}$  [165]) eingepresst. Dadurch entsteht eine kontinuierliche ebene Oberfläche zwischen Scheibe und Dämmstoff, auf die der Beschichter nivelliert

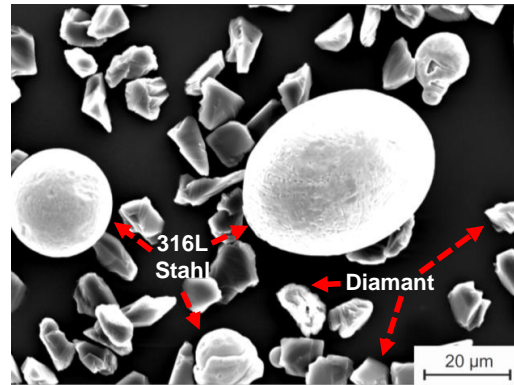


Abbildung 4.4: REM-Bild von 316L-Stahlpulver + 5 vol% Ti-beschichtetem synthetischem Diamantpulver [18]

werden kann.  $\text{Ca}_2\text{SiO}_4$  wird aufgrund seines geringen  $\lambda$  verwendet, um  $\dot{Q}_{\text{loss,cond}}$  zu minimieren. Folglich wird der Gesamtwärmeverlust konvektiv dominiert und kann durch das Newton'sche Abkühlgesetz beschrieben werden.

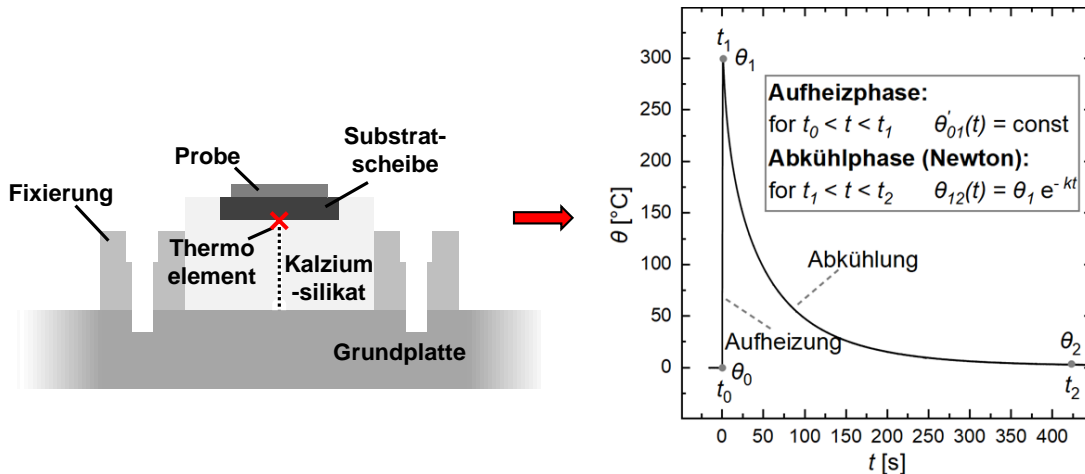


Abbildung 4.5: (links) Schematische Darstellung des Absorption-Set-ups angelehnt an Schnell et al. [103]; (rechts) charakteristischer Temperaturverlauf für In-situ-Absorptionsmessungen. Dargestellt ist die Übertemperatur ( $\theta$ ) für die Heiz-  $t < t_1$  und Abkühlperiode  $t > t_1$ .

Für die Substratscheibe wird ein Refraktärmetall (W) gewählt, da diese ein besonders hohes  $\lambda$  aufweisen [101]. Dies ist notwendig, um die für die kalorische Auswertung essenzielle Annahme isothermer Bedingungen innerhalb der Substratscheibe zu legitimieren.

Um die Anbindung zwischen Scheibe und Probe zu verbessern, wird die Scheibe durch Strahlen mit Korund vorbehandelt. Ein Typ K Thermoelement wird auf der Unterseite der Wolframscheibe punktverschweißt. Damit kann eine geringe Messlatenz gewährleistet werden. Der Aufbau wird auf einer Grundplatte in der PBF-LB/M-Anlage fixiert. Schließlich kann eine am Beschichter befestigte Keramik Klinge auf die Oberfläche der Scheibe ausgerichtet werden. Nach dem Auftragen der ersten  $30\ \mu\text{m}$  Pulverschicht wird ein Kreis mit  $d = 9\ \text{mm}$  belichtet und der resultierende Temperaturverlauf durch einen Datenlogger (WebDAQ 316 – Measurement Computing) mit einer Abtastrate von 75 Hz aufgezeichnet. Die Scan-Strategie wird auf eine einfache Hatchbelichtung mit Scanpfaden orthogonal zum Argon-Gasstrom reduziert. Nach jeder Belichtung kühlt der Aufbau unter kontinuierlichem Inertgasstrom bis zur Raumtemperatur

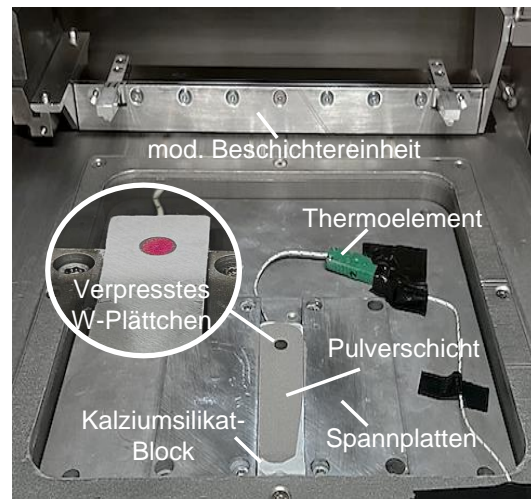


Abbildung 4.6: Foto des Absorptions-Set-ups im Anlageninnenraum



### 4.3 Entwickelte Messmethoden

ab. Um die Massenzunahme zu bestimmen, wird die Substratscheibe vor und nach der Belichtung mit einer Präzisionswaage (KERN EMB 200-3 V,  $\pm 1 \cdot 10^{-3}$  g) gewogen.

**Analytische Auswertung:** Das Temperaturfeedback einer einzelnen Messung wird in Abbildung 4.5 (rechts) dargestellt. Sie wird in eine Heizphase  $T_{01}(t)$  ( $t < t_1$ ) und eine Abkühlphase  $T_{12}(t)$  ( $t > t_1$ ) unterteilt. Für eine bessere Visualisierung der Temperaturzunahme wird die Übertemperatur,  $\theta$ , verwendet, die relativ zur Starttemperatur vor Beginn der Belichtung  $T(t_0)$  definiert ist. Es wird zusätzlich angenommen, dass  $T(t_\infty) = T(t_2) = T(t_0)$ . Daraus folgt:  $\theta_0 = \theta_2 = 0$ . Für die kalorische Auswertung wird die bereits etablierte Energiebilanz (Gl.: 2.1 bzw. 2.2) um die Scheibe sowie die aufgebauten Schichten gebildet (Abb.: 2.5) und die Formel für Absorption (Gl.: 2.5) eingesetzt.

$$\frac{dU}{dt} = \dot{Q}_{abs} - \dot{Q}_{loss} \quad (4.3)$$

$$\frac{dU}{dt} = \underbrace{(m_d \cdot c_{p,d} + m_s \cdot c_{p,s})}_{m \cdot c_p} \frac{d\theta}{dt} = \alpha_{eff} \cdot P - \dot{Q}_{loss} \quad (4.4)$$

Unter der Annahme dominierend konvektiver Wärmeverluste kann das Newton'sche Abkühlungsgesetz zum Beschreiben der Abkühlkurve ( $\theta_{12}$ ) mit dem Fitparameter  $k$  verwendet werden. Der Zusammenhang  $P = 0$  für  $t > t_1$  ermöglicht die Energieverluste  $\dot{Q}_{loss}(t)$  durch Vereinfachung von Gleichung 4.4 zu ermitteln.

$$\dot{Q}_{loss}(t) = m \cdot c_p \cdot k \cdot \theta_1 \cdot e^{-k \cdot t} \quad (4.5)$$

Unter der Prämisse einer konstanten Aufheizrate kann schließlich eine Formel für  $\alpha_{eff}$  hergeleitet werden. Es ist zu beachten, dass die Zeitabhängigkeit von  $\dot{Q}_{loss}$  durch eine Temperaturabhängigkeit substituiert worden ist.

$$\alpha_{eff}(\theta) = \frac{m \cdot c_p}{P} \left( \frac{\theta_1}{t_1 - t_0} + k \cdot \theta \right) \quad (4.6)$$

$\alpha_{eff}$  wird zur Vereinfachung über den betrachteten Temperaturbereich gemittelt.

$$\bar{\alpha}_{eff} = \frac{\alpha_{eff}(\theta_1) + \alpha_{eff}(0)}{2} \quad (4.7)$$

### 4.3.2 InTherPlate – bauteilnahe thermische In-situ-Messungen innerhalb der Bauplattform

Der Aufbau des entwickelten Set-ups für In-situ-Thermoelement-Messungen in der Bauplattform (kurz InTherPlate) ist in Abbildung 4.7 dargestellt. Ziel ist es, eine Messung der absoluten Temperatur an der Substrat-Bauteil-Grenzfläche während des additiven Aufbaus zu ermöglichen. Eine weitere Anforderung ist dabei, das thermische System, das bei einer regulären Bauplattform während des PBF-LB/M-Prozesses vorherrscht, so wenig wie möglich abzuändern.

Hierzu wird in die Mitte einer konventionellen C45 (AISI 1045) Bauplattform eine kreisförmige Aussparung mit einer Tiefe von 1,9 mm gefräst. In diese Aussparung wird eine runde Scheibe desselben Materials ( $h_d = 2 \text{ mm}$ ,  $d_d = 30 \text{ mm}$ ) eingelassen. Die Scheibe wird durch Strahlen mit Korund vorbehandelt, um die Anbindung zwischen Plattform und Bauteil zu verbessern. An die Unterseite der Scheibe werden vorher Thermoelementdrähte vom Typ K (Cr-Ni) mittig punktgeschweißt und das Kabel wird beim Einsetzen durch eine Bohrung unterhalb der Aussparung geführt. Die Scheibe wird mit einer radialen Presspassung in die Vertiefung eingelassen und zusätzlich mit zwei M3 Schrauben mit 0,9 N m angezogen. Um den Wärmewiderstand zwischen Scheibe und Bauplattform zu verringern, wird vor Einsetzen der Scheibe ein Wärmeleitmedium aufgetragen. Eine genaue Betrachtung des gewählten Mediums erfolgt in Abschnitt 5.2.1.

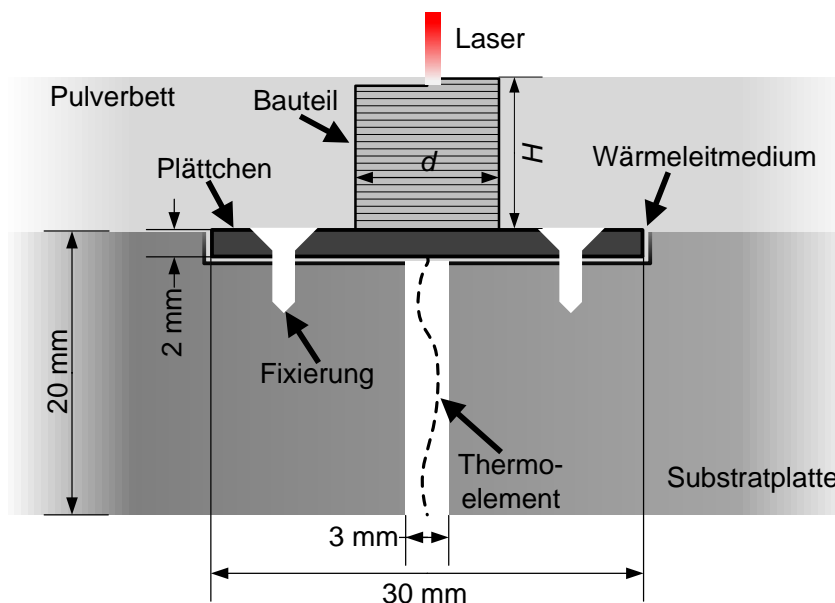


Abbildung 4.7: Schematische Darstellung des InTherPlate-Set-ups – In-situ-Thermoelement-Messungen in der Bauplattform

Das Set-up kann anschließend in eine reguläre PBF-LB/M-Anlage eingebaut werden, wobei das Thermoelement (abhängig vom Anlagenaufbau) beispielsweise durch den

### 4.3 Entwickelte Messmethoden

Kabelschacht unter der Bauplattform aus der Anlage geführt wird. Anhand einer einzelnen Konturbelichtung eines 11 mm-Kreises wird sowohl die Belichtung auf die Mitte der Scheibe ausgerichtet als auch die Funktionsweise des Thermoelements geprüft. Somit wird sichergestellt, dass der Probekörper zentral oberhalb des Thermoelements aufgebaut wird.

#### 4.3.3 High-Speed-Quotientenpyrometer

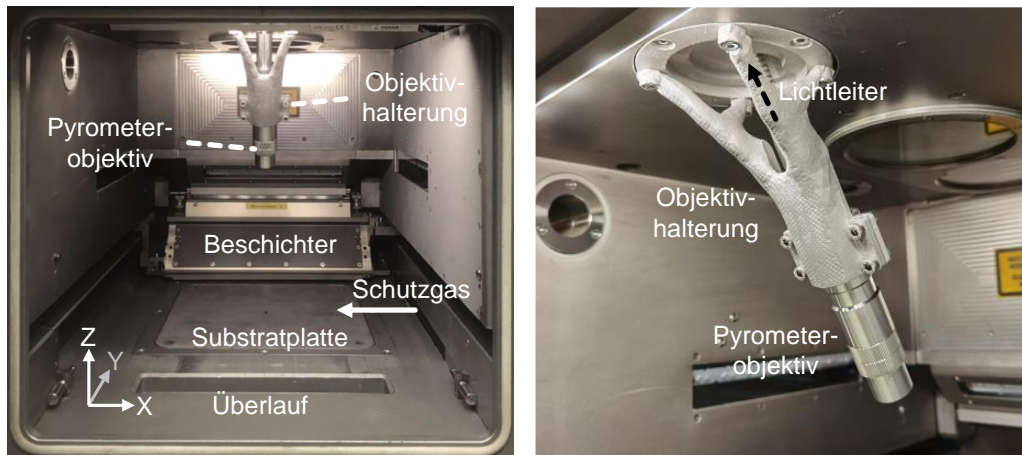


Abbildung 4.8: Off-Axis-Integration des High-Speed-Quotientenpyrometers in den Bauraum

Um eine In-situ-Messung von Temperaturen an der Probenoberfläche zu ermöglichen, wird ein High-Speed-Quotientenpyrometer (Sensortherm Metis H322 700-2300 °C) genutzt. Dies besitzt eine maximale Messrate von 40 kHz bei einer minimalen Einstellzeit von  $< 80 \mu\text{s}$ . Die Detektoren erfassen Strahlung auf zwei schmalen Wellenlängenbändern von  $\lambda_{B1} = 1,45\text{--}1,65 \mu\text{m}$  beziehungsweise  $\lambda_{B2} = 1,65\text{--}1,8 \mu\text{m}$ . Wie in Kapitel 2.3 beschrieben, kann aus dem Verhältnis dieser beiden Messungen die Temperatur berechnet werden (Gl.: 2.18).

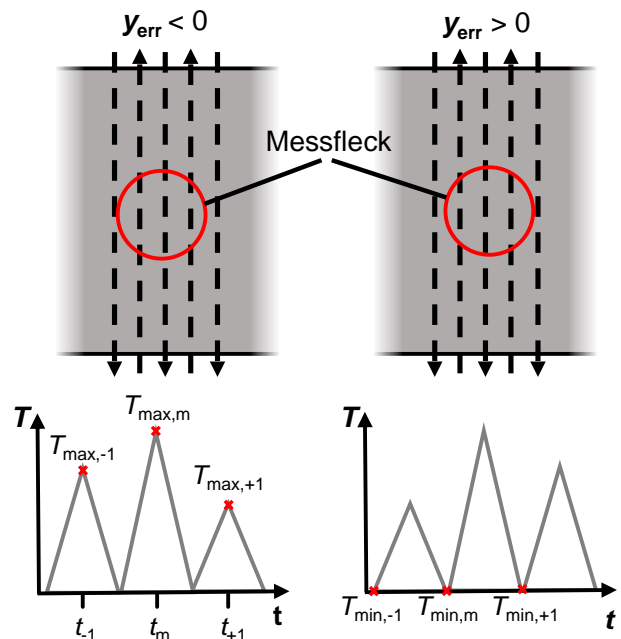


Abbildung 4.9: Schematische Auswirkung von Positionierungsfehlern des Messflecks

Durch eine reduzierte Blende von 3 mm Durchmesser kann die Strahlungsintensität in einem ca. 500  $\mu\text{m}$  großen Messfleck ermittelt werden. Zusätzlich kann eine adaptierte Objektivverlängerung durch Versetzung des Achromators in Kombination

mit der modifizierten Beschichtereinheit genutzt werden, um den Messfleck auf ca. 100–250  $\mu\text{m}$  zu reduzieren [166]. Eine Abschätzung der Messfleckgröße kann näherungsweise durch Mikroskopierung des Pilotlichts auf einem schwarzen Untergrund im eingebauten Zustand erfolgen. Durch diese Änderungen an der Optik müssen die Verstärkungsfaktoren des Pyrometers rekaliert werden. Anhand eines isothermen Strahlers mit bekanntem  $\varepsilon$  werden die Verstärkungsfaktoren auf 87,1 % für Kanal 1 und 86,7 % für Kanal 2 definiert. Die Optik wird mit einer PBF-LB/M-gefertigten Halterung durch ein Sichtfenster von oben gasdicht in die PBF-LB/M-Anlage integriert (Abb.: 4.8). Die Pyrometeroptik ist in einem Winkel von ca.  $30^\circ$  mit einem Abstand von 250 mm auf die Mitte des Bauraums gerichtet [166].

Angelehnt an die Methodik von Wegner [166] wird die Probengeometrie softwareseitig über x- und y-Offsetwerte auf der Bauplatzform verschoben, um den Messfleck in der Mitte der Probengeometrie zu zentrieren. Die Positionierung wird anhand der Messung einer Einzelbelichtung ohne Pulver durchgeführt (Abbildung 4.9). Die Abweichung kann anhand der zeitlichen Differenzen zwischen den Peaks ermittelt werden.

$$x/y_{err} = v \frac{\Delta t_{+1,m} - \Delta t_{m,-1}}{4} \quad (4.8)$$

Die Strecke  $x/y_{err}$ , um die die Geometrie verschoben werden muss, lässt sich mithilfe von  $v$  und den zeitlichen Differenzen zwischen den drei mittleren Peaks (-1, m, +1)  $\Delta t_{m,-1}$  und  $\Delta t_{+1,m}$  berechnen (vergleiche Abbildung 4.9). Um den Messfleck in x- und y-Richtung zu zentrieren, wird diese Kalibrierung zweimal um  $90^\circ$  versetzt durchgeführt.

### 4.3.4 Bandemissionskoeffizient – $\varepsilon_B$

Wie in Kapitel 2.3 beschrieben, hat der spektrale Bandemissionskoeffizient einen signifikanten Einfluss auf die optische Temperaturmessung von selektiven Strahlen. Da dieser stark von der Oberflächenbeschaffenheit beeinflusst wird, soll ein repräsentativer Wert für im PBF-LB/M-Verfahren gefertigte Oberflächen aus 316L bestimmt werden. Es sollen Werte bis zum Schmelzpunkt ermittelt werden, ohne dass die Probenoberfläche dabei oxidierte. Die Aufheizung wird deshalb durch eine Induktionsspule realisiert, sodass über die eingestellte Leistung die Probenoberfläche kontaktlos reguliert werden kann [166]. Die Probe wird in einem  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Tiegel fixiert und das Set-up, wie in Abbildung 4.10 dargestellt, durch ein Glasrohr und Vakuumverbindungen gekapselt. Eine Sichtscheibe mit bekanntem Transmissionskoeffizienten ermöglicht Pyrometermessungen von außen. Über einen Gaszugang kann das Set-up sowohl evakuiert als auch kontinuierlich mit Schutzgas geflutet werden.

$\varepsilon_B$  kann durch die Abweichung der auf der Oberfläche gemessenen Temperatur von der

## 4.3 Entwickelte Messmethoden

realen Temperatur,  $T_{real}$ , iterativ ermittelt werden. Um eine kontaktlose Bestimmung von  $T_{real}$  zu ermöglichen, wird eine zylindrische Probegeometrie genutzt, die einen Hohlraumstrahler bildet (Abbildung 4.10 rechts) [166]. Die Tiefe des Lochs (13,2 mm) ist mehr als dreimal größer als der Durchmesser der Öffnung (1,5 mm). Zusätzlich ist der Hohlraum konisch und am Boden sphärisch angelegt. Dadurch ist nach Bernhard [90] die Annahme gerechtfertigt, dass die Öffnung einen quasischwarzen Körper bildet und somit  $\varepsilon_B = 1$  gilt.

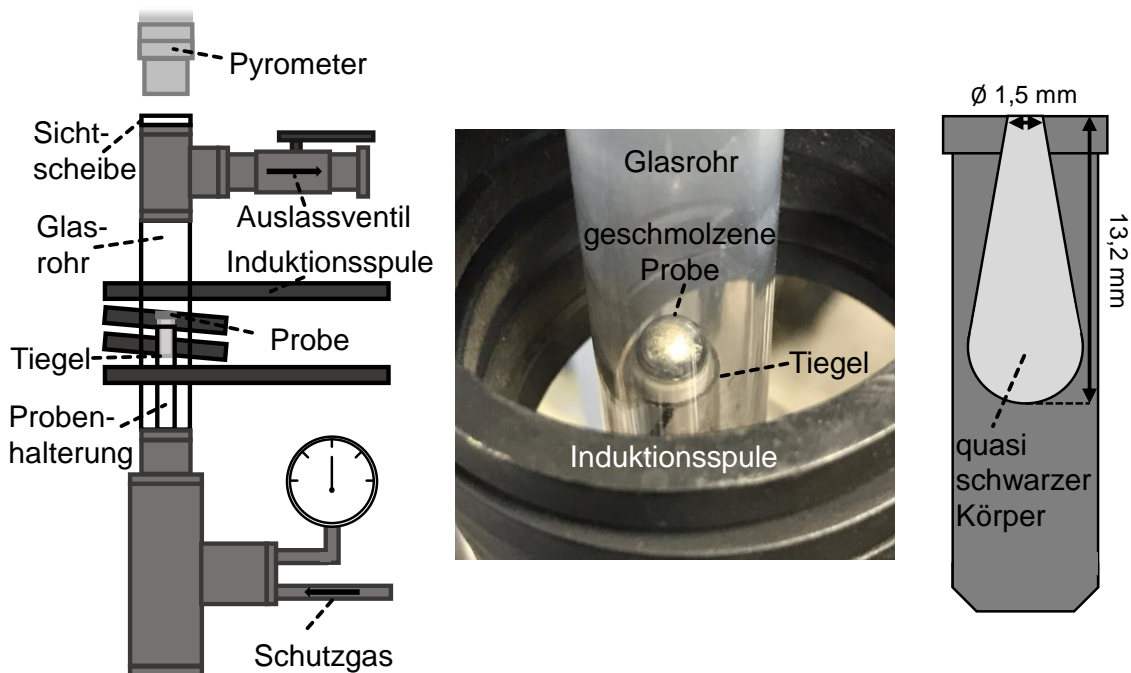


Abbildung 4.10: Schematische Darstellung des Prüfstandes und der Probengeometrie zur Messung des temperaturabhängigen Bandemissionskoeffizienten

Eine Objektivhalterung ermöglicht die Positionierung des Pyrometermessflecks anhand des Pilotlichts. Somit kann die Messtemperatur auf der additiven Oberfläche und  $T_{real}$  innerhalb der Kavität gemessen werden. Der Messabstand beträgt 250 mm, sodass die Messebene im Brennpunkt des Objektivs liegt.

Um Oxidation zu vermeiden, wird dreimal Vakuum gezogen und der Messzylinder mit einem Argon-Wasserstoff-Gemisch (5%) geflutet. Nach dem letzten Fluten wird das Auslassventil geöffnet und die Probe kontinuierlich überströmt. Der Wasserstoffanteil ermöglicht den Restsauerstoffgehalt durch chemische Bindung als  $H_2O$  zusätzlich zu verringern.

Zum Erhitzen der Probe wird die Leistung des Induktors gesteigert, bis sich eine konstante Temperatur eingestellt hat. Unter quasiisothermen Randbedingungen werden nun abwechselnd je drei Messungen der Oberflächen und von  $T_{real}$  durchgeführt. Das Vorgehen wird für weitere Messpunkte, im Abstand von  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ , bis knapp unter dem Schmelzpunkt

wiederholt.

Bevor der Schmelzpunkt der Probe erreicht wird, muss sich der Messfleck innerhalb des schwarzen Körpers befinden. Anschließend wird die Temperatur minimal erhöht, sodass die Probe aufschmilzt. Dabei kollabiert der schwarze Körper und es ist möglich,  $\varepsilon_B$  der Schmelze in Relation zur vorher gemessenen Temperatur zu bestimmen (vergleiche Abbildung 4.10 Mitte).

Der Messvorgang wird für beide Messkanäle sowie den Quotientenkanal durchgeführt.  $\varepsilon_B$  sowie  $\varepsilon_{B1}/\varepsilon_{B2}$  können anhand von Formel 4.9 bestimmt werden.

$$\varepsilon_B = \frac{L_B(T)}{L_{B,S}(T_{real})} = \frac{e^{\frac{C_2}{\lambda_{B1} \cdot T_{real}} - 1}}{e^{\frac{C_2}{\lambda_{B1} \cdot T} - 1}} \quad (4.9)$$

4

### 4.3.5 Einzelspuren und High-Speed-Kamera-Messungen

Einzelspuren werden auf eine mit PBF-LB/M hergestellte 316L-Schicht aufgeschmolzen. Diese wird mehrfach umgeschmolzen, um eine gleichmäßige Oberfläche zu erhalten. Die Einzelspuren werden mit einem Lichtmikroskop (BX51M Olympus GmbH) optisch untersucht.

Für High-Speed-Kamera-Aufnahmen wird ein bereits am Lehrstuhl Fertigungstechnik bestehendes Set-up eingesetzt [18]. Hierbei wird eine monochrome Nova Fastcam S6 der Photron GmbH mit einer maximalen Auflösung von 1024 x 1024 Pixeln und einer Navitar 12x Distanzzoom-Optik verwendet. Sie wird horizontal durch die Öffnung der Glovebox in der Prozesskammer positioniert, wobei die Gasdichtigkeit erhalten bleibt. Das Bild wird durch ein aluminiumbeschichtetes Substrat umgelenkt. Dies ermöglicht eine Aufnahme der Draufsicht, während der Laser schräg einfällt. Die Videos werden mit 20 000 fps und einer Belichtungszeit von 48  $\mu$ s aufgezeichnet, während sie von einer 2000 mW mLED (Wellenlänge = 630 nm) ausgeleuchtet werden (vergleiche Abschnitt 4.3.5).

## 4.4 Entwickelte Simulationsmodelle

Die in dieser Arbeit verwendeten FEM-Modelle sind mit der Software COMSOL Multiphysics (Version 6.1) implementiert. Alle Berechnungen werden mit konventionellen Hardware-Kapazitäten durchgeführt (32 GB RAM, i7-9750h 2,6 GHz).

### 4.4.1 Thermisches Bauteilmodell

Wie in Kapitel 2.4 erläutert, beschreibt ein thermisches Modell des PBF-LB/M-Prozesses auf makroskopischer Ebene den schichtweisen Aufbau eines kompletten Bauteils. Das im Rahmen dieser Arbeit implementierte Modell berechnet dabei den transienten Temperatur-

## 4.4 Entwickelte Simulationsmodelle

verlauf im Bauteil und in der Bauplattform. Außerdem berücksichtigt es für die Kalibrierung die Abgrenzung zwischen Bauplattform und Scheibe des in Abschnitt 4.3.2 eingeführten InTherPlate-Set-ups.

Da ein realer Bauprozess mehrere Stunden oder Tage dauern kann und trotzdem der Energieeintrag einzelner Schichten berücksichtigt werden soll, müssen, um den Rechenaufwand einzugrenzen, vereinfachende Annahmen getroffen werden.

**Annahmen und Vereinfachungen:** Die charakteristischste Vereinfachung der Makroebene besteht darin, dass die Laserenergie für jede Schicht über die Probenoberfläche gemittelt absorbiert wird, ohne Aufschmelz- oder Erstarrungsvorgänge des Materials zu berücksichtigen [20]. Folglich werden Schichten aus Vollmaterial bei einer vorgegebenen Temperatur,  $T_{act}$ , hinzugefügt und anschließend Aufheizung und Abkühlung berechnet (Abbildung 4.11). Weitere Vereinfachungen sind: Das Pulver hat ein vernachlässigbares  $\lambda$  [38]. Da das Volumen der Bauplattform viel größer als das Bauteilvolumen ist, wird eine konstante Umgebungstemperatur als Randbedingung für Grenzen der Platte gesetzt.

Aufgrund der inhärenten Beschränkungen der *Finite-Elemente-Methode* bezüglich der Addition von Material wird das Aufbringen neuer Schichten mit der *Quiet-Activation-Methode* [20] realisiert. Alle Schichten sind zu Beginn der Simulation bereits vorhanden, allerdings werden ihre Materialeigenschaften –  $\lambda$  ( $\rightarrow 0$ ) und  $c_p$  ( $\rightarrow 0$ ) – so manipuliert, dass sie thermisch inert sind [167]. Wenn die Schichten aufgetragen werden, werden die Elemente aktiviert, indem diese Eigenschaften auf ihre realen Werte reinitialisiert werden. Diese ergänzenden Parameter sind in Tabelle C.2 im Anhang zusammengefasst.

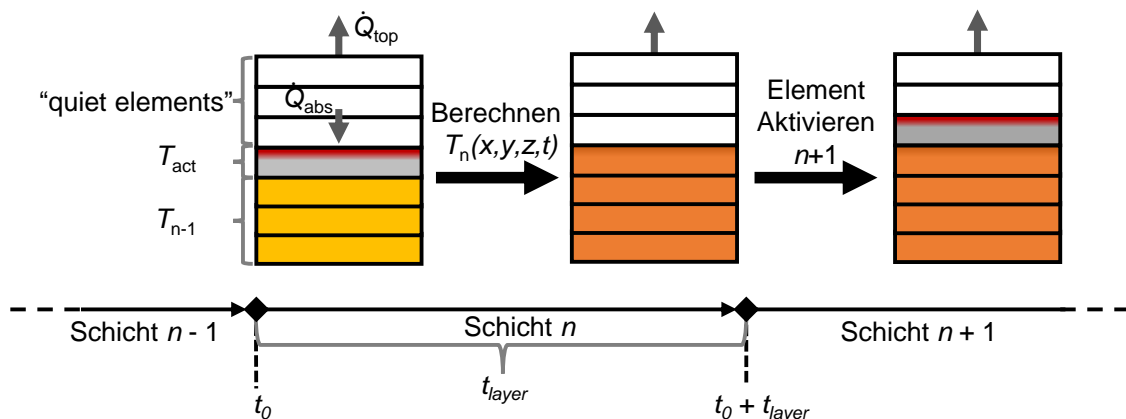


Abbildung 4.11: *Quiet-Activation* Methode –  $T_n(t)$  ist der Temperaturverlauf, der nach dem Hinzufügen von Schicht  $n$  berechnet wird.  $t_0$  ist der Zeitpunkt, an dem die neue Schicht aktiviert wird, und  $t_{layer}$  die Zeit für die Belichtung und Wiederbeschichtung.

Die Wärmeverluste an der Oberseite,  $\dot{Q}_{top}$ , werden mit einem kombinierten Wärmeüber-

gangskoeffizienten beschrieben, der aus freier  $a_{free}$  und erzwungener Konvektion  $a_{forced}$  besteht.

$$\dot{Q}_{top} = \dot{Q}_{conv} + \dot{Q}_{rad} = A_{top}(z) \cdot (a_{free} + a_{forced}) \cdot (T - T_{gas}) \quad (4.10)$$

$A_{top}(z)$  ist die jeweilige Oberfläche der oberen Schicht. Da die Energie über die Schicht gemittelt wird, können Strahlungsverluste (Gleichung 2.11) vernachlässigt werden [20]. Startwerte für die konvektiven Wärmeübergangskoeffizienten können aus der Literatur mit  $5\text{--}15 \text{ W/m}^2 \text{ K}$  für freie [63, 168] und  $5\text{--}20 \text{ W/m}^2 \text{ K}$  für erzwungene Konvektion [169] abgeleitet werden. Der Wärmeübergang zwischen Scheibe, Wärmeleitmedium und Bauplattform wird in dieser Arbeit durch einen thermischen Kontaktwiderstand,  $R_{res}$ , angenähert. Letztlich wird für die Startbedingungen angenommen, dass alle Objekte Umgebungstemperatur haben.

Das Mesh des Bilanzraums wird manuell adaptiert. Hierfür werden die einzelnen Schichten so eingeteilt, dass in der z-Höhe fünf Elemente pro Schicht vorhanden sind, um die Temperaturgradienten über die Bauteilhöhe abzubilden ( $167 \text{ El./mm}^2$ ). Analog dazu ist die Scheibe mit einer erhöhten Genauigkeit ( $37 \text{ El./mm}^2$ ) vernetzt, um einen möglichst geringen Fehler in der Nähe der Kalibriermessung des Thermoelements (InTherPlate – Abbildung 4.7) zu erzeugen. Da in der Bauplattform

nur relativ geringe Temperaturgradienten entstehen, wird diese sehr grob eingeteilt ( $0,05 \text{ El./mm}^2$ ), um Rechenzeit zu sparen. Es wurde sowohl eine 3-D- als auch eine rotationssymmetrische 2,5-D-Version dieses Modells implementiert. Die 3-D-Version ist in der Lage, jede Geometrie abzubilden, benötigt aber unter den beschriebenen Bedingungen ca. 5–6 h Rechenzeit. Die 2,5-D-Version ist auf rotationssymmetrische Geometrien beschränkt, braucht aber nur 6–10 min für die Berechnung eines ca. 10 mm hohen Bauteils.

Für die Lösung der Gleichungssysteme werden die integrierten MUMPS sowie PARDISO-Solver ausgewählt. Diese eignen sich für die effiziente Lösung linearer Gleichungssysteme ungekoppelter Physik-Interfaces [170, 171]. Es wird eine adaptive Schrittweite für die zeitliche Auflösung des Modells gewählt, mit einem Referenzwert von 0,1 s. Um die

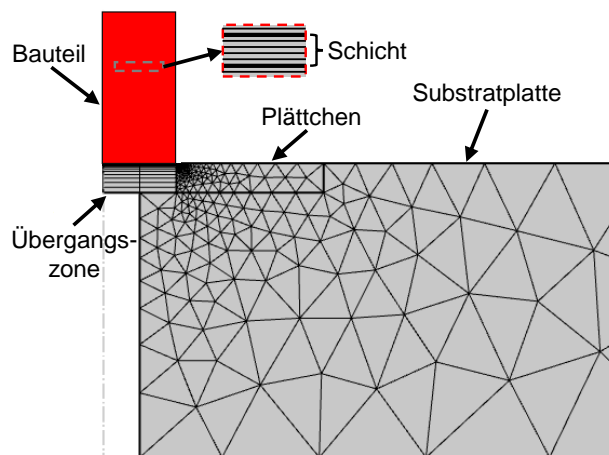


Abbildung 4.12: Mesh des rotationssymmetrischen 2,5-D-Bauteilmodells auf Makroebene



## 4.4 Entwickelte Simulationsmodelle

Unabhängigkeit der Ergebnisse zu garantieren, werden sowohl *Solver*- als auch *Mesh-Refinement*-Studien durchgeführt.

### 4.4.2 Thermisches Schichtmodell

Wie in Kapitel 2.4 erläutert, beschreibt ein Schichtmodell des PBF-LB/M-Prozesses die Mesoebene im Zeitraum einer Belichtung. Trotzdem wird im hier implementierten Modell das Temperaturfeld im gesamten Bauteil und in einem Ausschnitt der Bauplattform simuliert, um die Wärmeverluste durch Konduktion besser abzubilden. Durch diese zeitliche Reduktion auf einzelne Schichten müssen Annahmen für die Starttemperatur sowie Vereinfachungen bezüglich des Aufschmelzverhaltens getroffen werden.

**Annahmen und Vereinfachungen:** Der Energieeintrag ins Material wird durch eine bewegliche zweidimensionale Gaus-Quelle dargestellt. Das Einlesen von CLI-Dateien (engl.: *Common Layer Interface*) aus der Anlagensoftware ermöglicht dabei die Abbildung der Scanstrategie. Die Verluste an der Probenoberfläche durch Konvektion, Strahlung und Spratzerbildung werden über die entsprechenden Wärmeübertragungsgleichungen als Randbedingung an der Oberfläche abgebildet (Kapitel 2.2). Ergänzende Parameter sind in Tabelle C.2 im Anhang zusammengefasst. Die größten Vereinfachungen müssen bei den Phasenübergängen getroffen werden (Abbildung 4.13). So findet der Übergang von pulverförmigem Material zur Schmelze irreversibel und instantan statt, sobald in einem Knoten die Grenztemperatur von 1428 °C erreicht wird.

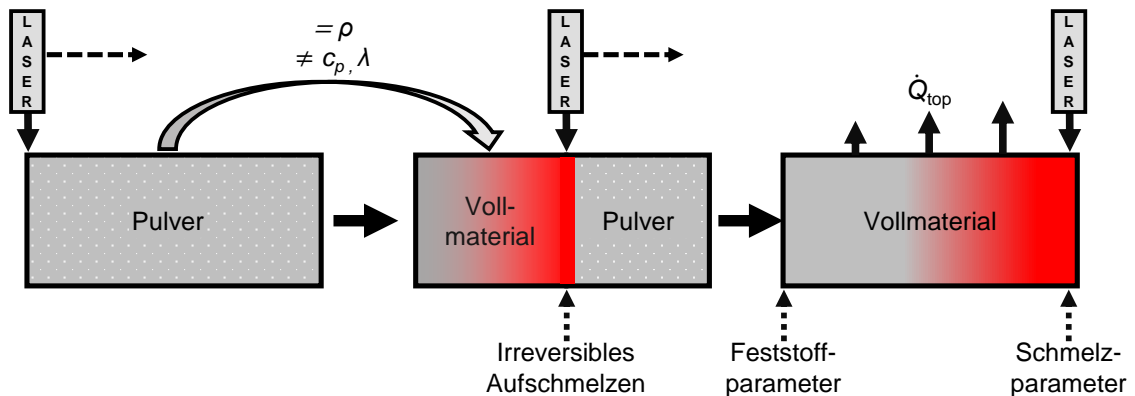


Abbildung 4.13: Schematische Darstellung des Pulvermodells; irreversible Transformation von Pulver zu Vollmaterial; reversible Transformation von Schmelze zu Feststoff

Die Abkühlung aus der Schmelze wird durch den Verlauf der Stoffwerte über die Temperatur realisiert. Diese werden im Detail in Kapitel 5.1 erläutert. Beide Umwandlungen vernachlässigen die Änderung von  $\rho$ , da aufgrund der Volumenkonstanz des FEM-Netzes ansonsten dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik widersprochen würde. Die Schmelz-

und Erstarrungsenthalpie wird jedoch in beiden Fällen berücksichtigt.

Damit auch repräsentative Schichten im Verlaufe des Bauprozesses simuliert werden können, müssen geeignete Startwerte für die Temperaturverteilung vor der jeweiligen Belichtung gewählt werden. Dafür wird aus der ermittelten makroskopischen Temperaturhistorie der Temperaturverlauf über die z-Höhe in das Bauteil des Schichtmodells übertragen, sodass eine einseitige Multiskalenkopplung vorliegt.

Um die Kalibrierung durch das Pyrometer simulativ abzubilden, wird der Messfleck auf der Probenoberfläche dargestellt und mit einer im Vergleich zur restlichen Oberfläche (Elementgröße  $\approx \Delta y$ : 61 El./mm<sup>2</sup>) verringerten Meshgröße (Elementgröße  $< 0,25 \cdot \Delta y$ : 1991 El./mm<sup>2</sup>) vernetzt (Abbildung 4.14). Da keine isothermen Randbedingungen im Messfleck vorausgesetzt werden können, muss ein über die Fläche gemittelter Wert berechnet werden. Aufgrund der Messweise des Pyrometers (vergleiche Kapitel 2.3) muss diese Mittlung entsprechend dem Stefan-Boltzmann-Gesetz (vergleiche Gleichung 2.11) in der vierten Potenz erfolgen. Somit werden hohe Temperaturen stärker gewichtet.

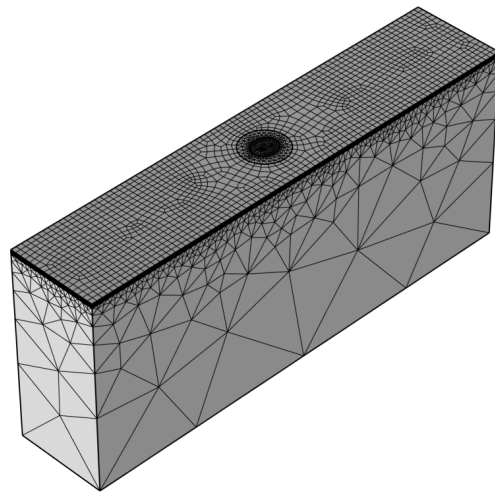


Abbildung 4.14: Mesh des Schichtmodells mit elliptischem Pyrometermessfleck

$$\bar{T}_{sim} = \sqrt[4]{\frac{\sum T_i^4}{i_{tot}}} \quad (4.11)$$

Dabei wird der Durchschnitt der simulierten Temperatur,  $\bar{T}_{sim}$ , anhand der Temperatur der einzelnen Elemente,  $T_i$ , sowie der Elementanzahl,  $i_{tot}$ , innerhalb des Messflecks berechnet. Das restliche Mesh ist analog zum Bauteilmodell relativ zum Abstand zur Energiequelle gröber vernetzt, um die benötigte Rechenzeit zu reduzieren (Abbildung 4.14).

Es gibt keine allgemein anerkannte Fehlertoleranz für die Evaluierung von Modellen im PBF-LB/M-Prozess. Gouge et al. [20] schlagen eine akzeptable Toleranzgrenze bei einem relativen Fehler von  $\pm 30\%$  vor. Für diese Arbeit wird eine geringere mittlere Fehlertoleranz von  $< 5\%$  bei Kalibrierung und Validierung der Modelle definiert.

### 4.5 Angewendete Materialanalytik

#### 4.5.1 Laser-Flash-Analyse – LFA

$\lambda$  im festen Zustand wird mit dem LFA 457 MicroFlash der Firma Netzsch ermittelt. Dafür werden Scheiben mit einem Durchmesser von ca. 12,5 mm und einer Dicke von ca. 3 mm mit PBF-LB/M hergestellt. Um  $\alpha$  und  $\varepsilon$  der Proben für den verwendeten Laser und die optische Temperaturmessung zu verbessern, werden diese mit Graphit beschichtet. Nach der Evakuierung der Probenkammer wird kontinuierlich mit Argon geflutet. Die Probe wird von 20 bis 1100 °C erhitzt, dabei in Abständen von 100 °C belichtet und je Stufe dreimal vermessen. Das Ergebnis wird aus dem arithmetischen Mittel der drei Messungen unter Berücksichtigung von  $\rho_{rel}$  der Proben bestimmt.

#### 4.5.2 (High Temperature) Differential-Scanning-Calorimeter – (H)DSC

Für die DSC-Messungen wird ein METTLER TOLEDO DSC 1 STARe System (20 – 550 °C) eingesetzt.  $c_p$  wird anhand einer Probenmessung, einer Leermessung und einer Referenzmessung mit einer Saphirscheibe bestimmt. Die Heizrate beträgt dabei 20 K/s. Die Proben werden mit ca. 70 mg in Aluminiumtiegel mit Deckel präpariert. Die Probenkammer wird evakuiert und mit Argon geflutet. Anschließend kann durch die Leermessung eine Basislinie erstellt werden. Diese wird so lange wiederholt, bis das Ergebnis auf 1  $\mu$ V reproduzierbar ist. Danach wird der Saphir und anschließend werden die Proben gemessen. Nachdem die Basislinie von Proben- und Saphirmessung abgezogen worden ist, kann anhand des hinterlegten  $c_p$  von Saphir das  $c_p$  der Probe errechnet werden.

Die Schmelzenthalpie,  $h_{melt}$ , Solidus-,  $T_s$ , sowie Liquidustemperatur,  $T_{liq}$ , werden durch HDSC-Messungen (PT 2000 von Linseis) ermittelt. Das HDSC wird vorab sowohl mit Gold als auch Palladium kalibriert, da sich der Schmelzpunkt von 316L zwischen dem dieser beiden Werkstoffe befindet. Die Proben (ca. 0,2 g) werden in einem Aluminiumoxidtiegel präpariert. Die Probenkammer wird mehrfach evakuiert und mit Argon geflutet. Die Heizrate beträgt 10 K/s.

#### 4.5.3 Transient Hot Bridge – THB

Zur Bestimmung von  $\lambda$  für Pulver werden *Transient-Hot-Bridge*-Analysen mit dem THB 100 von Linseis durchgeführt. Hierfür wird der Probenhalter mit Pulver befüllt, mit der beiliegenden Presse angedrückt und der THB-B-Sensor (0,01 bis 5 W/m K) eingeführt. Pro Datenpunkt werden fünf Messungen mit einem Heizstrom von 70 mA durchgeführt und das arithmetische Mittel wird bestimmt.

### 4.5.4 Optische Probenanalyse

Für die optische Analyse von Proben wird nach der metallografischen Präparation ein Lichtmikroskop von Olympus (BX51M) genutzt. Messungen von  $\rho_{rel}$  werden auf Basis von Bildanalytik durch Grauwertanalyse (Software: Stream Essentials von Olympus) bestimmt. Die Prozessroute für die metallografische Präparation ist im Anhang C aufgeführt.

---

## 5 Ergebnisse und Diskussion

Dieses Kapitel beschreibt die Ergebnisse der durchgeführten Versuchsreihen und diskutiert deren Bedeutung im in Kapitel 2 erfassten wissenschaftlichen Kontext. Um eine Grundlage für die angewandten analytischen und numerischen Beschreibungen des thermophysikalischen Systems zu schaffen, werden zuerst die Ermittlung und Auswahl der notwendigen Stoffwerte erläutert. Anschließend kann eine Validierung der entwickelten Messmethoden sowie eine Kalibrierung und Validierung der implementierten Modelle erfolgen. Hierbei sollen die Genauigkeit und der Anwendungsbereich der Methoden identifiziert und gegebenenfalls erweitert werden. Als Anwendung für den geschaffenen *Werkzeugkasten* wird der Einfluss der Kernprozessparameter auf das thermische Gesamtsystem mit den geschaffenen Methoden auf Bauteil- und Schichtebene untersucht. Abschließend soll eine kritische vergleichende Abschätzung der in Kapitel 2.2 definierten Wärmeströme auf Basis der unterschiedlichen Methoden durchgeführt werden.

### 5.1 Bestimmung der Stoffwerte

Da die thermischen Stoffwerte einen signifikanten Einfluss auf die Genauigkeit einer numerischen oder analytischen Abbildung des Prozesses haben, sollen die Auswahl und Bestimmung der für diese Arbeit essenziellen Werte im Detail beschrieben werden. Diese werden sowohl für den Referenzwerkstoff 316L als auch für das in Kapitel 6 verwendete 5 vol% DMMC bestimmt. Die restlichen verwendeten Stoffdaten sind im Anhang (C) zusammengefasst. Da viele heute angewandte konventionelle Messmethoden den Temperaturbereich der Schmelze nicht oder nur mit großer Unsicherheit und großem Aufwand beschreiben können, werden die Ergebnisse mehrerer numerischer, analytischer und experimenteller Methoden verglichen.

In Abbildung 5.1 kann anhand von  $\rho$  eine erste Problematik bei der Auswahl geeigneter Stoffdaten demonstriert werden. Es wird der Dichteverlauf von 316L in Abhängigkeit zur Temperatur von vier verschiedenen Publikationen gezeigt: Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57] und Mills et al. [56]. Selbst bei einer verhältnismäßig simpel zu quantifizierenden Größe wie  $\rho$  können bei erhöhten Temperaturen bereits signifikante Abweichungen festgestellt werden. Alle vier Autorenteam nutzen unterschiedliche Methoden sowie 316L mit vergleichbarer, aber nicht identischer Zusammensetzung (vergleiche Tabelle 5.1).

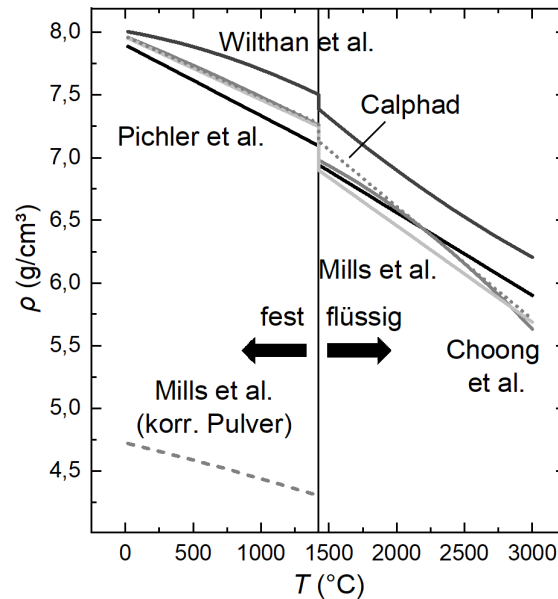


Abbildung 5.1: Vergleich der temperaturabhängigen Dichte von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [56] und mit der CALPHAD-Methode numerisch ermittelten Werten; zusätzlich sind die Werte von Mills et al. korrigiert um den Volumenanteil an Stickstoff für die Abbildung des Pulvers aufgetragen.

Die Elementarzusammensetzung von Choong et al. ist der des hier verwendeten 316L am nächsten. Allerdings handelt es sich hierbei um eine ältere Quelle (1975). Der Verlauf im Feststoffbereich bezieht sich auf weniger Datenpunkte als die anderen Quellen und die Schmelzphase wird durch analytische Extrapolation auf Basis der Elementarzusammensetzung abgeschätzt. Mills et al. hingegen verwenden einen breiten experimentellen Ansatz zur Bestimmung der Stoffwerte. Sie nutzen die *Levitation-Drop*- und *Hydrostatic-Probe*-Methode [56] zur Bestimmung von  $\rho$ , DSC- und HDSC-Messungen zur Bestimmung von  $c_p$  und die *Laser-Pulse*-Methode zur Bestimmung von  $\lambda$ . Wilthan et al. beschreiben ausführlich die Problematik der Bestimmung von thermischen Stoffdaten oberhalb des Schmelzpunkts. Als Lösungsansatz messen sie die elektrische Leitfähigkeit einer drahtförmigen Probe und nutzen die Wiedemann–Franz-Beziehung zur Berechnung von  $\lambda$ . Pichler et al. nutzen einen äquivalent breiten experimentellen Ansatz. Auch sie verwenden die Wiedemann-Franz-Beziehung in Kombination mit Ohmic Pulse-Heating sowie DSC und Laser-Flash. Als weiterer Ansatz wird in diesem Vergleich die CALPHAD-Methode genutzt (Abb. 5.1). Diese bestimmt numerisch anhand der Gibbs-Energie stabile Phasenzusammensetzungen, die sich aus den Eigenschaften der einzelnen Komponenten ergeben. Auch bei dieser Methode muss aufgrund einer geringen Datenbasis im Schmelzbereich von Stählen für hohe Temperaturen extrapoliert werden [172].

Für  $\rho$  werden an dieser Stelle aufgrund der experimentellen Methodik im Hochtemperaturbereich (Hydrostatic-Probe-Methode) und der höheren Kongruenz der Elementarzusam-

## 5.1 Bestimmung der Stoffwerte

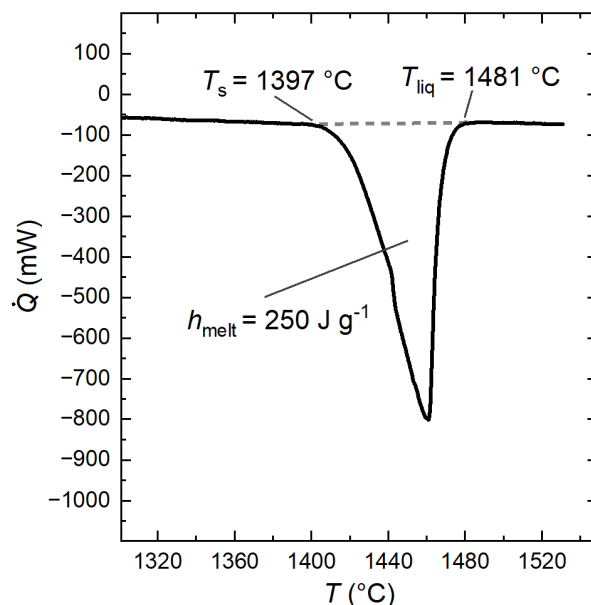
mensetzung im Vergleich zu Wilthan et al. die Daten von Mills et al. [56] genutzt. Abbildung 5.1 zeigt außerdem den Verlauf von  $\rho$  des Pulvers. Dieser wird aus der Schüttdichte sowie  $\rho$  von 316L und N berechnet (vergleiche Abbildung C.1). Es ist zu erwähnen, dass für die verwendeten FEM-Modelle kein temperaturabhängiges  $\rho$  genutzt wird. Statische FEM-Netze bedingen eine Volumenkonstanz, sodass eine Änderung von  $\rho$  zu einer nicht physikalisch hinterlegten Änderung der Masse und damit der Energie im Bilanzraum führt. Dies widerspricht dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik.

Tabelle 5.1: Elementarzusammensetzung der Stähle AISI 316L von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [173] und die des in dieser Arbeit verwendeten Materials in m%

316L	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	N	Fe
Pichler et al.	0,03	0,5	1,6	0,03	17,8	2,2	12,5		Rest
Wilthan et al.	<0,03	0,3	1,7		17,5	2,7	14,5	0,07	Rest
Choong et al.					17	2	12		Rest
Mills et al.	0,04	0,5	1		17	2,5	12		Rest
verwendet	<0,03	0,7	0,8	<0,02	17	2,3	12,5	<0,1	Rest

### 5.1.1 Schmelzenthalpie, Solidus- und Liquidustemperatur – $h_{melt}$ , $T_s$ , $T_{liq}$

Abbildung 5.2 (links) zeigt eine exemplarische Messkurve eines Aufheizvorgangs des HDSC (4.5.2) mit einer Heizrate von 10 K/s.  $T_{liq}$  kann am Beginn des Peaks abgelesen werden,  $T_s$  am Ende. Aus dem Integral des Peaks wird  $h_{melt}$  bestimmt.



	$T_s$ (°C)	$T_{liq}$ (°C)	$h_{melt}$ (J/g)
HDSC	1397	1481	250
CALPHAD	–	–	230
Pichler	1400	1433	290
Mills	1425	1435	260
Wilthan	1426	1487	304
Choong	1425	1425	268

Abbildung 5.2: **(links)**: HDSC-Messung von 316L mit einer Heizrate von 10 K/s. **(rechts)**: Schmelzenthalpie, Solidus- und Liquidustemperatur von 316L bestimmt mit HDSC-Messungen und der CALPHAD-Methode im Vergleich zu den Werten von Pichler et al. [55], Mills et al. [173], Wilthan et al. [54] und Choong et al. [57]

Die ermittelten Werte werden in Abbildung 5.2 (rechts) mit den Literaturwerten und den Werten der CALPHAD-Methode verglichen. Es zeigt sich, dass sowohl  $T_s$  wie auch  $T_{liq}$  in die Spannweite der Literaturwerte fallen.  $h_{melt}$  liegt leicht (7–22 %) unter den Literaturwerten. Die Abweichungen zu den ausgewählten Publikationen ist vernachlässigbar und mit großer Wahrscheinlichkeit auf die unterschiedliche Elementarverteilung zurückzuführen (vergleiche Tabelle 5.1).

### 5.1.2 Wärmeleitfähigkeit – $\lambda(T)$

Die Wärmeleitfähigkeitsdaten für die meisten Legierungen im festen Zustand sind von der Mikrostruktur abhängig. Folglich sind diese Werte wiederum abhängig von der thermischen und mechanischen Entwicklung der Proben [173]. Da die Mikrostruktur additiv gefertigter Komponenten stark von der gegossener Bauteile abweicht, soll  $\lambda$  hier zusätzlich validiert werden.

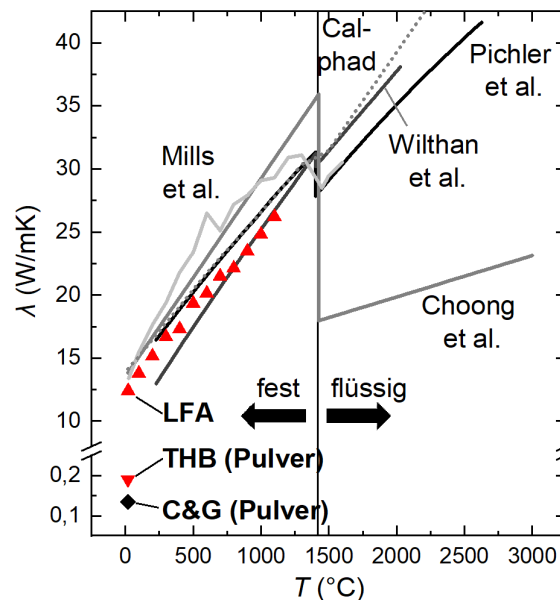


Abbildung 5.3: Vergleich der mittels Laser-Flash-Analyse ermittelten temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit mit den Werten von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [173] sowie den mit der CALPHAD-Methode numerisch ermittelten Werten; zusätzlich sind die isothermen Werte von pulverförmigem Material gemessen durch die Thermal-Hot-Bridge-Methode und berechnet durch den Ansatz von Chiew und Glandt aufgetragen.

Abbildung 5.3 zeigt die Ergebnisse der Wärmeleitmessungen der PBF-LB/M-Proben mittels LFA sowie des Pulvers mittels THB (Abschnitt 4.5.1 und 4.5.3). Die LFA-Messungen können mit den Literaturdaten und den numerischen Daten der CALPHAD-Methode verglichen werden. Als Vergleichswert zu den THB-Messungen wird eine analytische Berechnung des Pulvers durch den Ansatz von Chiew und Glandt genutzt [174].

Die LFA-Daten beschreiben einen nahezu linearen Anstieg von  $\lambda$ , was weitläufig mit den Literaturdaten übereinstimmt. Die Steigung der Geraden ( $0,013 \text{ W/m K}^2$ ) zeigt geringe



## 5.1 Bestimmung der Stoffwerte

Abweichungen zu den Daten von Pichler et al. ( $0,015 \text{ W/m K}^2$ ) [55]. Die THB-Messungen des Pulvers liegen um  $0,056 \text{ W/m K}$  höher als die analytisch berechneten Werte. Diese Abweichung wird der Verdichtung des Pulvers durch den Beschichter zugeschrieben, welche nicht im Modell von Chiew und Glandt berücksichtigt wird.

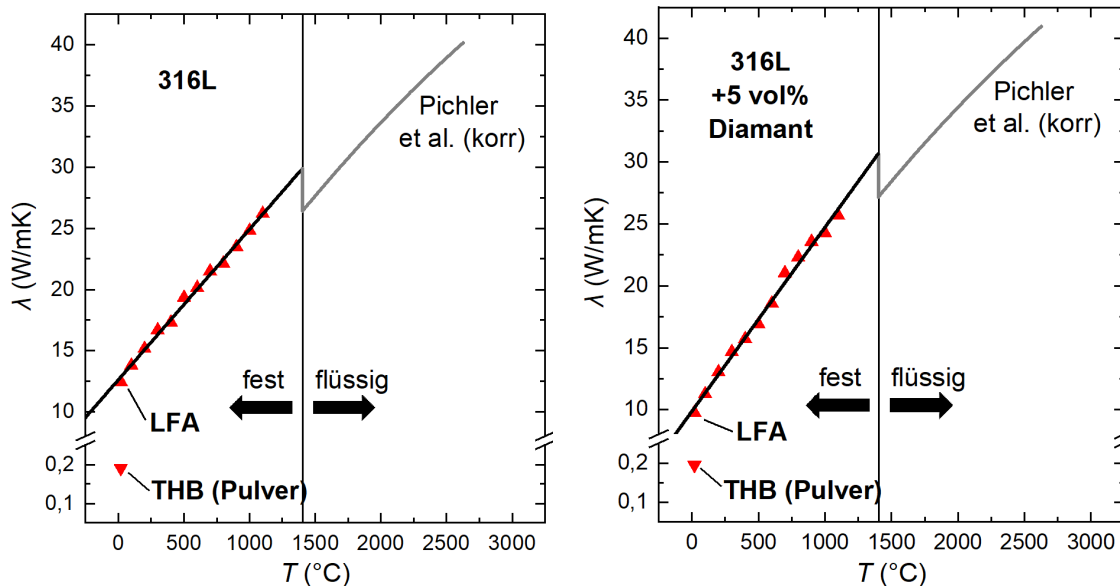


Abbildung 5.4: In dieser Arbeit verwendete Werte für die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit von Pulver und Vollmaterial im festen und flüssigen Zustand für (links): 316L (rechts): 316L + 5 vol% Diamant

Aufgrund der geringen Abweichung zu den LFA-Messungen und der experimentellen Methodik im schmelzflüssigen Bereich (Wiedemann-Franz-Beziehung in Kombination mit Ohmic Pulse-Heating) wird der Verlauf der Daten von Pichler et al. [55] genutzt. Um die abweichende Mikrostruktur dennoch zu berücksichtigen, wird der Ordinatenabschnitt des temperaturabhängigen Verlaufs von Pichler et al. mit den LFA-Ergebnissen relativ zur Abszisse nach unten korrigiert. Für  $\lambda$  des Pulvers werden die THB-Daten angewandt. Die genutzten Werte, sowohl für 316L (links) als auch für eine 5 vol% DMMC-Mischung, können Abbildung 5.4 entnommen werden.

### 5.1.3 Isobare spezifische Wärmekapazität – $c_p(T)$

Für die Bestimmung von  $c_p(T)$  muss  $\rho_{rel}$  der verwendeten Proben berücksichtigt werden. In diesem Kontext ist der Einfluss auf die reinen 316L-Proben aufgrund von  $\rho_{rel} > 99,95\%$  vernachlässigbar gering, muss aber für die in Kapitel 6 behandelten DMMC-Proben miteingerechnet werden.

Der Vergleich des mittels LFA und DSC ermittelten Verlaufs von  $c_p(T)$  mit den Literaturwerten und der numerischen Ermittlung durch die CALPHAD-Methode wird in Abbildung

5.5 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Abweichung im unteren Temperaturbereich zwischen den Literaturwerten und den LFA-Werten gering ausfällt. Für den schmelzflüssigen Bereich nehmen alle vier Publikationen isotherme Werte an, die sowohl untereinander als auch von den mit der CALPHAD-Methode errechneten Werten abweichen (0,77-0,85 J/g K). Die DSC-Messungen liegen über allen anderen Werten.

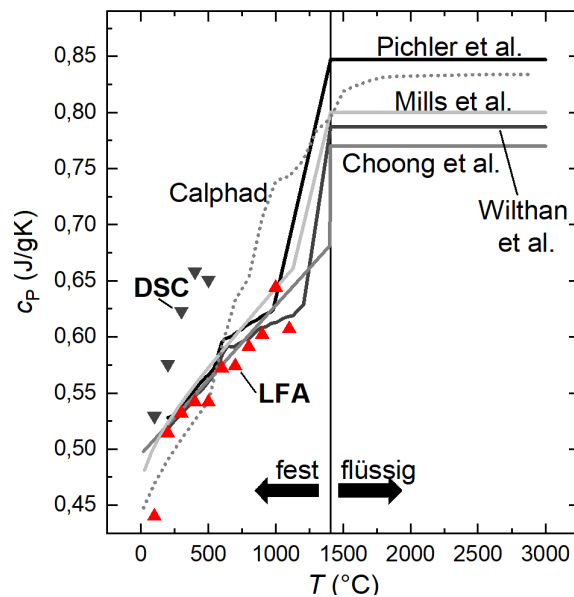


Abbildung 5.5: Vergleich der mittels Laser-Flash-Analyse und Differential-Scanning-Calorimetry ermittelten temperaturabhängigen isobaren spezifischen Wärmekapazitäten mit den Werten von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [173] sowie den mit der CALPHAD-Methode numerisch ermittelten Werten

Die Bestimmung von  $c_p$  durch DSC-Messungen ist ein relativ aufwendiger und damit auch fehleranfälliger Prozess. Neben der eigentlichen Messung müssen Null- und Saphir-Messungen mehrfach durchgeführt werden, um eine statistisch signifikante Aussage treffen zu können (Abschnitt 4.5.2). Zusätzlich spielen Morphologie und Kontaktfläche der Probe sowie Oxidation während der Messung eine große Rolle. Aus diesem Grund und wegen der großen Übereinstimmung mit der Literatur werden hier eine Linearisierung der LFA-Messungen für den unteren und die Werte von Withan et al. [54] für den oberen Temperaturbereich genutzt (Abbildung 5.6 links). Die  $c_p$ -Werte des 5 vol% DMMCs werden anteilig anhand des Massenverhältnisses (Abbildung 5.6 links und Abbildung C.1) berechnet (Gleichung 4.2). Um die Restporosität des additiv gefertigten Bauteils zu berücksichtigen, wird das Ergebnis außerdem durch  $\rho_{rel}$  mit den Werten von Stickstoff (Abbildung C.1) korrigiert. Die korrigierten Ergebnisse (Abbildung 5.6 rechts) haben weiterhin eine gute Kongruenz mit den LFA-Daten im festen Bereich. Es zeigen sich allerdings drei Messausreißer oberhalb von 800 °C, welche der Graphitisierung der Diamanten zuzuschreiben sind.

## 5.1 Bestimmung der Stoffwerte

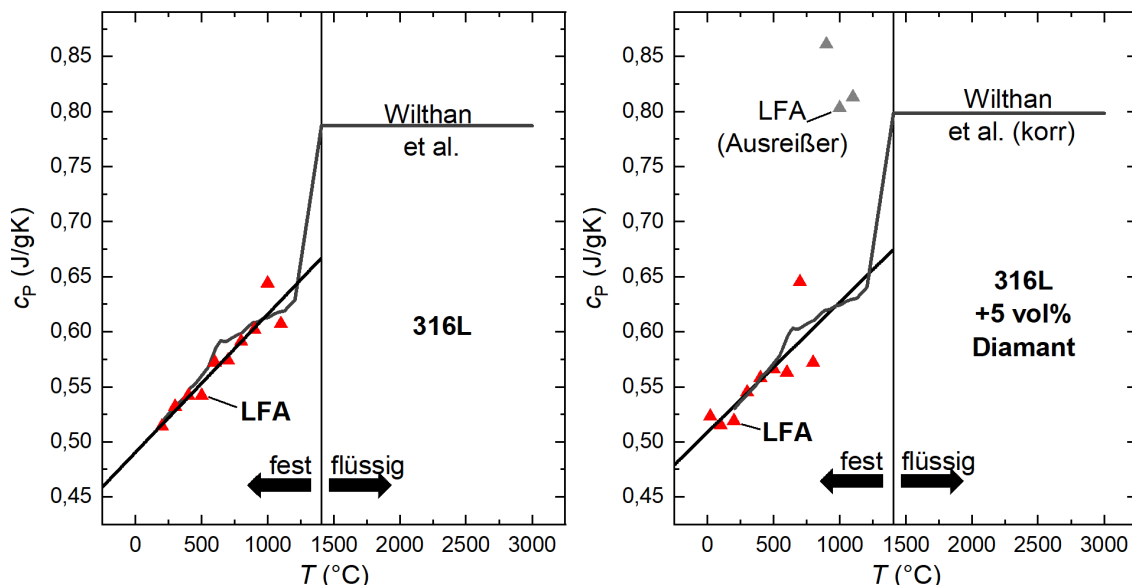


Abbildung 5.6: In dieser Arbeit verwendete Werte für die temperaturabhängige isobare spezifische Wärmekapazität von Pulver und Vollmaterial im festen und flüssigen Zustand für **(links): 316L** **(rechts): 316L + 5 vol% Diamant**

### 5.1.4 Effektiver Absorptionskoeffizient – $\bar{\alpha}_{eff}$

Da die Erkenntnisse zu  $\bar{\alpha}_{eff}$  bereits in Schnell et al. [103] publiziert sind, werden diese hier zusammenfassend dargestellt. Wie in Kapitel 2.3 eingeführt, wirkt sich die effektive Schichthöhe hypothetisch auf die absorbierte Energie aus und ist in den ersten Schichten des PBF-LB/M-Prozesses nicht konstant. Um herauszufinden, wann ein quasistabiler Zustand erreicht ist, werden Messungen mit reinem 316L mit dem Referenzparametersatz (Kapitel 4.2) durchgeführt.  $\bar{\alpha}_{eff}$  wird für die Schichten 1–12, 15 und 20 gemessen und berechnet (Abschnitt: 4.3.1).

Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.7 dargestellt.  $\bar{\alpha}_{eff}$  steigt zwischen Schicht eins und sieben asymptotisch von 0,33 auf 0,54 an. Darüber hinaus ist ein oszillierender linearer Verlauf mit einem leichten Rückgang zwischen den Schichten sieben und zwanzig zu beobachten. Hier lässt sich aus den Experimenten für die gegebenen Parametereinstellungen ein Mittelwert von  $0,54 \pm 0,01$  ableiten.

Es lässt sich eine degressive Korrelation zwischen  $\bar{\alpha}_{eff}$  und der Anzahl der Schichten bis etwa Schicht sieben ableiten. Unter der Annahme einer Kausalität zwischen Schichthöhe und  $\bar{\alpha}_{eff}$  stimmen diese Ergebnisse mit den Erkenntnissen von Wischeropp et al. überein, dass die effektive Schichthöhe nach Schicht sieben konstant ist [29]. Die Schicht, bei der  $\bar{\alpha}_{eff}$  einen quasistabilen Zustand erreicht, ist also material- und prozessspezifisch durch Pulververblasung, Spratzerbildung und Verdampfung bedingt. Aufgrund der durch die Abkühlungszeit ( $> 400$  s) begründeten Messdauer ist die Auswertung mehrerer Schichten

pro Versuch mit dem aktuellen Aufbau nicht zielführend. Außerdem ist zu bedenken, dass es nicht zweckmäßig ist, bei viel höherer Schichtanzahl zu messen, da die Ausweitung der Energiebilanzgrenzen die Gültigkeit räumlich isothermer Bedingungen mindert (Gleichung 4.4). Auch die Gültigkeit der Isolationsrandbedingungen für das umgebende Pulver nimmt mit zunehmender Grenzfläche ab (Gleichung 4.5).

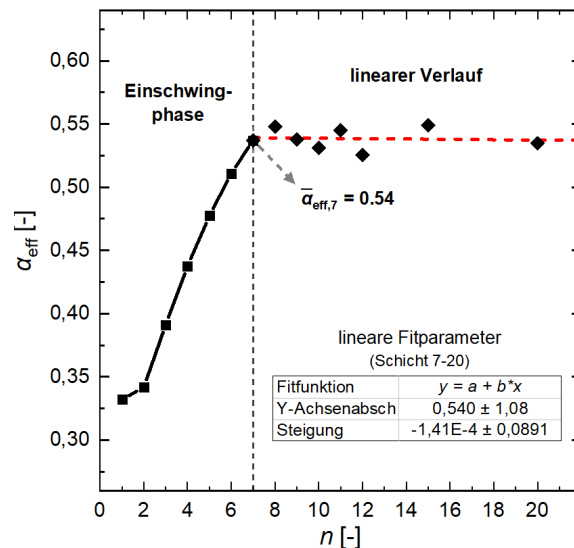


Abbildung 5.7: Gemittelter effektiver Absorptionskoeffizient über die Anzahl der aufgebauten Schichten bei der Verarbeitung von 316L. Der lineare Fit beschreibt den Verlauf nach der Einschwingphase (Schicht sieben).

Daher wird die siebte Schicht als Kompromiss zwischen Messzeit und Messfehler aufgrund der Ausdehnungen des beobachteten Systems gewählt. Es wird angenommen, dass der stationäre Zustand in Schicht sieben unabhängig von  $\varphi_{dia}$  ist und somit auch für DMMCs genutzt werden kann. Um dies zu veranschaulichen, wird  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  zur Darstellung der beobachteten Schicht verwendet.

Für den Referenzparametersatz (Kapitel 4.2) von 316L bei einer SLM 280 HL und einer nominellen Schichthöhe von  $30 \mu\text{m}$  ergibt sich  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  somit zu 0,54. Da es, außer der hier zitierten, keine Publikationen zum effektiven Absorptionsvermögen von 316L in kommerziellen PBF-LB/M-Maschinen gibt, ist es schwierig, diesen absoluten Wert in Relation zu setzen. Außerdem erschwert die starke Abhängigkeit von der verwendeten Anlagentechnik und den genutzten Prozessparametern die Vergleichbarkeit. In den frühen Veröffentlichungen von Rubenchick et al. [96, 175] werden drei 50 W Diodenlaser (970 nm) und Einzelspuren auf  $100 \mu\text{m}$  Pulver ohne Schutzgas verwendet. Sie erreichen einen  $\bar{\alpha}_{eff}$  von 0,4–5,5 in der ersten [175] und 0,64 in den beiden anderen Veröffentlichungen [96, 101]. Trapp [176] und Ye et al. [105] führen ihre Experimente in einer Prozesskammer durch, die die Bedingungen einer PBF-LB/M-Maschine nachahmt. Beide zeigen eine starke

## 5.1 Bestimmung der Stoffwerte

Korrelation mit dem verwendeten  $P$ . Unter der Annahme der gleichen Linienenergiedichte ( $E_L = 200 \text{ W}/800 \text{ mm/s}$ ) erreichen sie einen Wert von 0,49 für eine Scan-Geschwindigkeit von 100 mm/s und 25 W.

Die Abweichung von  $\bar{\alpha}_{eff}$  gegenüber den in dieser Arbeit ermittelten Messwerten ist nicht überraschend, da die verwendeten Parameter und Versuchsbedingungen stark variieren. Wie bereits erwähnt, wird in keiner anderen Veröffentlichung die Diskrepanz zwischen nomineller und effektiver Schichthöhe berücksichtigt. Darüber hinaus wird gezeigt, dass der Energieeintrag durch  $P$  und  $v$  nicht substituierbar ist und unterschiedliche Auswirkungen auf die Morphologie des Schmelzbades, die Spratzerbildung und den Prozessverbrauch hat [74, 177].

### 5.1.5 Bandemissionskoeffizient – $\varepsilon_B$

Die Messung von  $\varepsilon_B$  wird an einer 316L-Probe in 100 °C-Schritten von 800 bis 1200 °C sowie am Schmelzpunkt durchgeführt (vergleiche Abschnitt 4.3.4). Abbildung 5.8 (links) zeigt einen exemplarischen Temperaturverlauf von drei konsekutiven Messungen bei 1200 °C in Anlehnung an Wegner [166]. Der Temperaturverlauf zeigt anfänglich  $T_{real}$  der Probe, welches innerhalb des idealisierten schwarzen Strahlers gemessen wird. Dann wird das Pyrometer auf die Probenoberfläche gerichtet, sodass die  $T_M$  und die Einzelkanaltemperaturen bestimmt werden können.

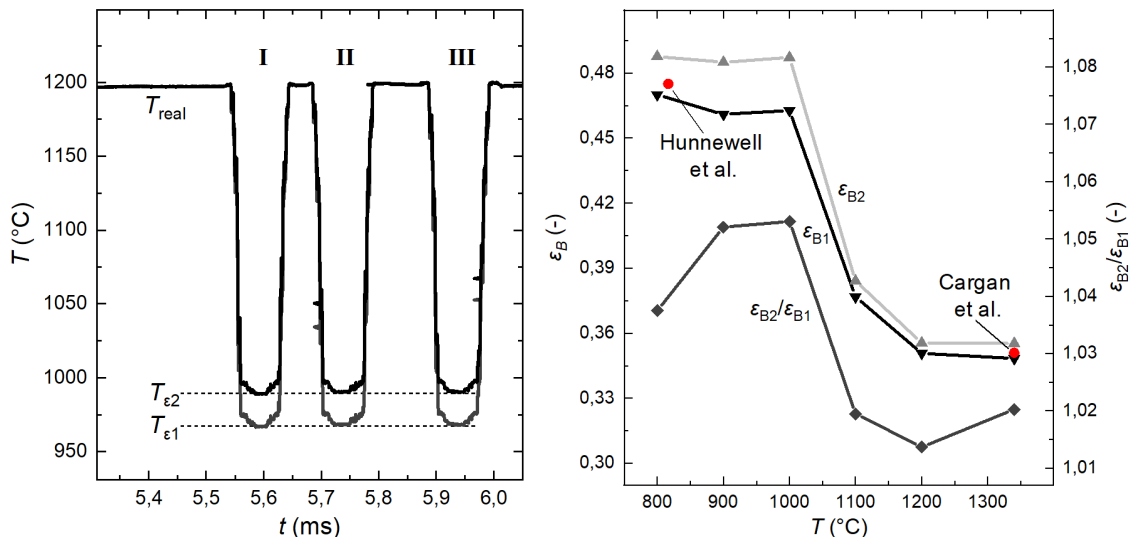


Abbildung 5.8: In dieser Arbeit verwendete Werte für das temperaturabhängige Emissionsvermögen von PBF-LB/M-gefertigtem 316L (**links**): exemplarische Messung der Einzelkanal- und Realtemperatur (**rechts**): berechnete temperaturabhängige Emissionskoeffizienten (Formel 4.9) der Einzelkanäle und des Quotienten im Vergleich zur Literatur: Hunnewell et al. (Gesamtemissionsgrad) [178], Cargan et al. (685 nm) [179]

Die korrigierten Emissionskoeffizienten werden anschließend mit Gleichung 4.9 berechnet. Abbildung 5.8 (rechts) zeigt den Verlauf der beiden  $\varepsilon_B$  zur Berechnung der Einzelkanaltemperatur sowie von  $\varepsilon_{B2}/\varepsilon_{B1}$  zur Berechnung von  $T_M$ .

Der Verlauf der drei Kurven folgt annähernd einer Sigmoidfunktion, was auf einen Wechsel zwischen zwei Zuständen hindeutet. Da dieser Wechsel bereits zwischen 1000 und 1200 °C stattfindet und  $T_s$  der Legierung bei  $\approx 1397$  °C liegt, ist auszuschließen, dass es sich hierbei um den Phasenübergang zur Schmelzphase handelt. Trotz Schutzgasüberströmung wäre es denkbar, dass ein Wechsel durch Oxidation der Oberfläche mit Restsauerstoff erfolgt ist. Aufgrund fehlender optisch zu erkennender Verfärbung ist dies jedoch unwahrscheinlich. Auch ein Offset zwischen Messtemperatur und Probe sowie ein starker Temperaturgradient innerhalb der Probe sind auszuschließen, da der Phasenwechsel der Probe optisch bei Überschreitung von  $T_{melt}$  zu erkennen war (Abbildung 4.10). Eine mögliche Erklärung wäre, dass 316L bei ca. 1100 °C lösungsgeglüht wird. Damit wäre der Übergang möglicherweise durch die Auflösung der Chromschicht an der Oberfläche, einen Abbau der Eigenspannungen, eine Vergrößerung und gegebenenfalls Koaleszenz von Nanoeinschlüssen zu erklären [180].

## 5.2 Validierung der Messmethoden

### 5.2.1 InTherPlate – in situ thermoelementbasiertes Bauplattform-Set-up

Da das InTherPlate-Set-up eine Neuentwicklung darstellt, soll für dieses Set-up eine ausführlichere Validierungsstudie durchgeführt werden, um die Aussagekraft der Erkenntnisse bewerten zu können. Diese Studie soll in zwei Schritten erfolgen:

Im ersten Teil werden die qualitative Anwendbarkeit des Grundkonzepts und das Potenzial zur Generierung von Prozessverständnis für den PBF-LB/M-Prozess durch eine Machbarkeitsstudie an simplen Prüfgeometrien demonstriert. Der zweite Schritt befasst sich mit der Optimierung des Grundkonzepts in Bezug auf eine Reproduzierbarkeit und Messgenauigkeit, um auch eine quantitative Interpretation der Ergebnisse zu rechtfertigen.

**Machbarkeitsstudie:** Der erste Schritt basiert auf bereits publizierten Ergebnissen [88]. Diese wurden mit einem abweichenden Werkstoff (1.4542) und einer anderen Anlage (EOS M290) generiert. Aufgrund der vergleichbaren Materialeigenschaften und einer rein quantitativen methodischen Betrachtung können die Erkenntnisse auf den ansonsten in dieser Arbeit verwendeten Werkstoff 316L übertragen werden und sind anlagenunspezifisch. Diese Übertragbarkeit wird abschließend noch mit einem Vergleichsexperiment verifiziert. Ein Vergleich der Materialdaten von 1.4542 und 316L ist im Anhang (Tabelle C.1) zu finden. Die für 1.4542 genutzten Prozessparameter sind  $P = 190$  W;  $v = 1150$  mm/s;  $\Delta y = 0,09$  mm;  $H_l = 40$   $\mu$ m [163]. Die Belichtungsstrategie wird auf eine einfache rotierte

## 5.2 Validierung der Messmethoden

Hatchbelichtung reduziert.

Abbildung 5.9 zeigt den Verlauf des gemessenen  $\theta$  über den schichtweisen Aufbau eines Zylinders sowie zweier Kegel. Die Übertemperatur wird in diesem Fall genutzt, um abweichende Anlagentemperaturen bei Versuchsstart auszugleichen.

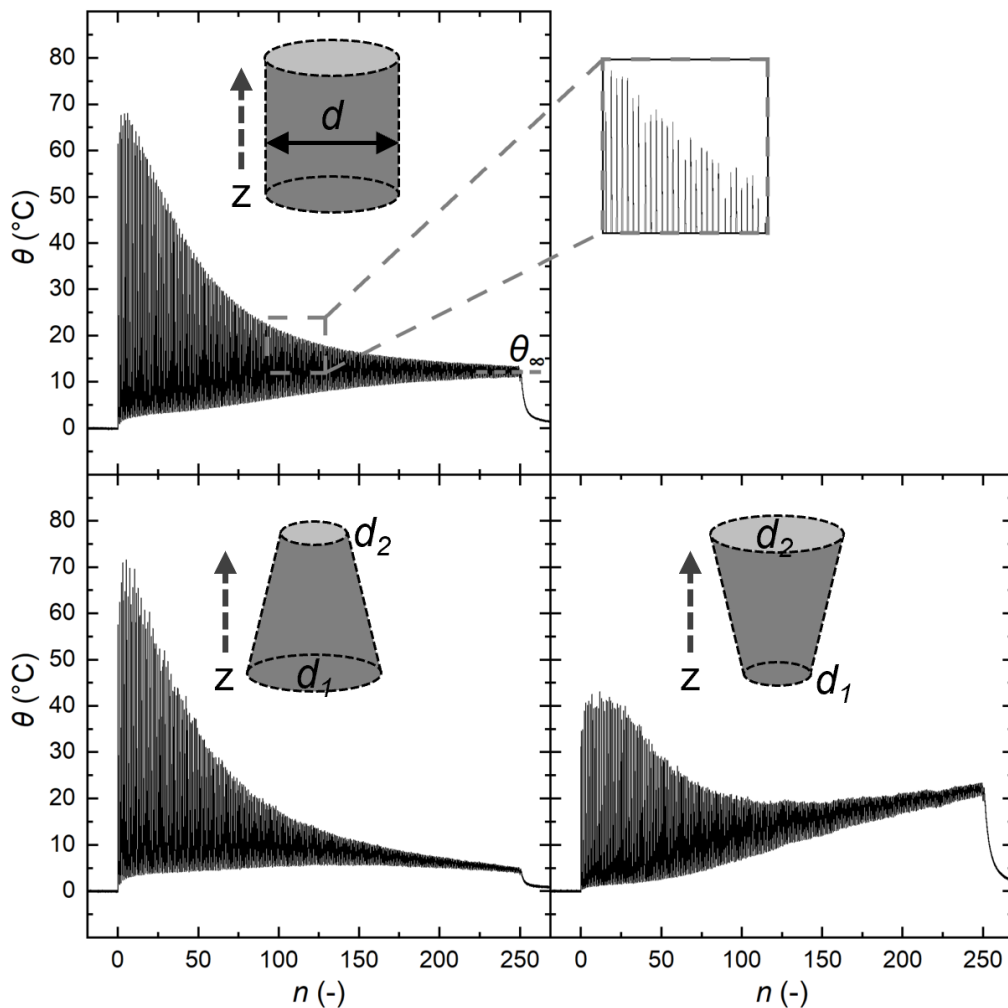


Abbildung 5.9: Temperaturverlauf über die Schichtanzahl eines Zylinders ( $d = 10$  mm), Kegels ( $d_{1-2} = 10 - 5$  mm) und inversen Kegels ( $d_{1-2} = 5 - 10$  mm) gemessen mit dem InTherPlate-Set-up ( $H = 10$  mm) [88]

Die Ergebnisse zeigen eine charakteristische Fluktuation von  $\theta$  zwischen einer Aufheizphase durch die Belichtung und einer Abkühlungsphase während des Beschichtungsvorgangs. Beide Extrema folgen einem kontinuierlichen zeitlichen Verlauf. Die Maxima,  $\theta_{max}$ , zeigen nach einem kurzen Einlaufverhalten einen regressiven und die Minima,  $\theta_{min}$ , einen degressiven Trend. Dadurch entsteht ein Dämpfungseffekt der Fluktuation, der mit der Bauhöhe und der aufgeschmolzenen Masse des Bauteils korreliert. Der kurze Anstieg der Maxima in den ersten 5–10 Schichten ist dem Einlaufverhalten der effektiven Schichthöhe

(vergleiche Kapitel 2.3) zuzuordnen.

Nach ca. 100 Schichten folgt das durchschnittliche Temperaturniveau qualitativ dem Verlauf der belichteten Fläche pro Schicht. Dies ist besonders durch die Änderung der Belichtungsfläche der beiden Kegel zu erkennen. Bei einer konstanten belichteten Fläche (Zylinder) konvergieren die Maxima und Minima zu einer annähernd konstanten Temperatur,  $\theta_\infty$ .

Der Zoom in Abbildung 5.9 visualisiert eine zyklische Wellenbewegung des Verlaufs der Maxima. Dieser Effekt kann mit der Rotation der Scan-Vektoren ( $68^\circ$ ) zwischen den einzelnen Schichten korreliert werden. Dies deutet auf eine Abhängigkeit der Maximaltemperatur und der Belichtungsrichtung hin. Eine mögliche Erklärung wäre hier die Beeinflussung der Schmelzbadmorphologie durch die relative Ausrichtung zum Schutzgasstrom [32]. Um Effekte dieser Größenordnung bewerten zu können, wäre jedoch eine Verbesserung der Messgenauigkeit und Reproduzierbarkeit notwendig.

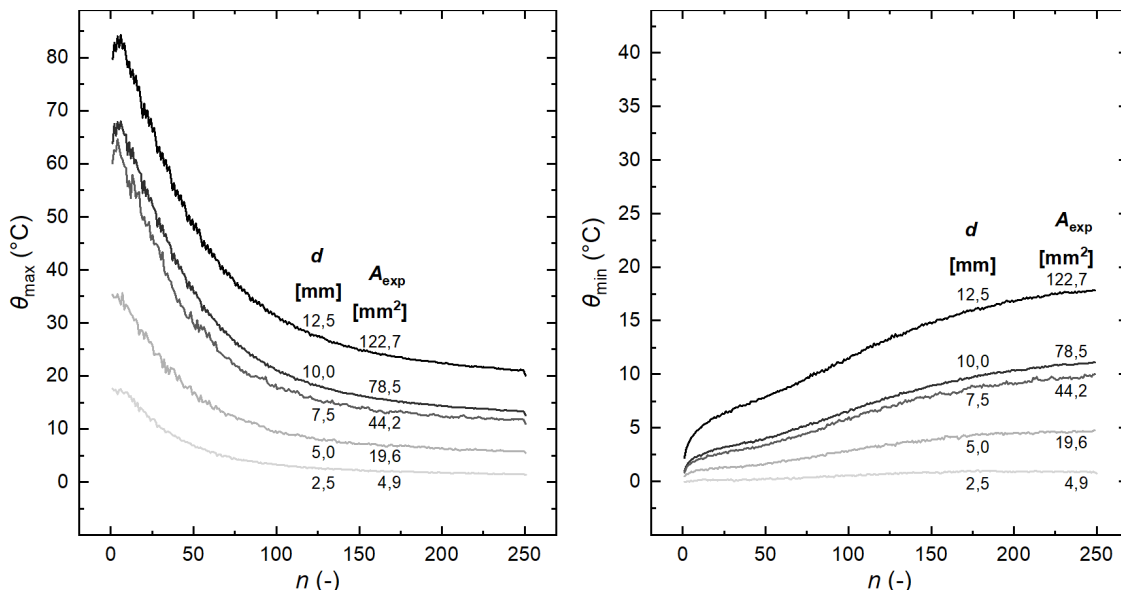


Abbildung 5.10: Temperaturmaxima (links) und Temperaturminima (rechts) des Aufbaus von Zylindern mit variiertem Durchmesser ( $d = 2,5 - 12,5$  mm) über die Schichtanzahl [88]

Um den Einfluss der Belichtungsfläche und des aufgeschmolzenen Volumens genauer zu bewerten, werden fünf Zylinder mit einem Durchmesser von  $d = 2,5 - 12,5$  mm aufgebaut. Abbildung 5.10 zeigt den Verlauf der Maxima (links) und Minima (rechts) der fünf Zylinder.

Es ist zu erkennen, dass alle Zylinder demselben charakteristischen Verlauf folgen und sowohl Maxima als auch Minima mit der Belichtungsfläche korrelieren. Die spiegelt sich



## 5.2 Validierung der Messmethoden

auch in der mittleren Endtemperatur  $\theta_\infty$  wider. Um die Einflussfaktoren auf den beobachteten Temperaturverlauf zu identifizieren, wird im Folgenden ein analytischer Ansatz zur Abschätzung von  $\theta_\infty$  herausgearbeitet.

Hierfür wird die grundlegende Energiebilanz des Gesamtprozesses 2.1 auf Bauteil (s – engl.: Sample) und einen Teil der Substratscheibe (d – engl.: Disc) bezogen (Abbildung 5.11). Mit der vereinfachenden Annahme räumlich isothermer Bedingungen innerhalb der Systemgrenzen kann die Änderung der inneren Energie umformuliert werden.

$$\frac{dU}{dt} = \underbrace{(A_{exp} \cdot H_l \cdot n \cdot \rho_s \cdot c_{p,s} + \omega \cdot A_d \cdot h_d \cdot \rho_d \cdot c_{p,d})}_{m_s} \frac{d\theta}{dt} \quad (5.1)$$

Die Annahme isothermer Bedingungen in der gesamten Scheibe kann aufgrund von  $m_d \gg m_s$  nicht gerechtfertigt werden. Deshalb beschreibt  $\omega$  den äquivalenten Massenanteil der Scheibe, auf den die gemessene Temperatur  $\theta$  zur Approximation der realen dreidimensionalen Temperaturverteilung angewendet werden kann.

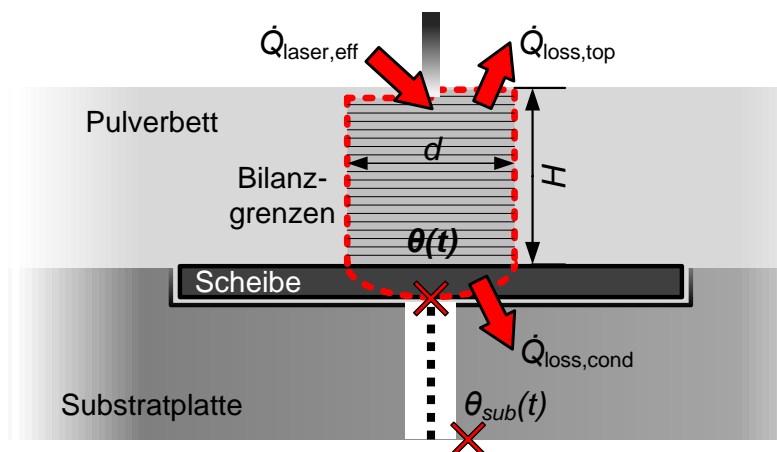


Abbildung 5.11: Energiebilanz sowie ein- und austretende Wärmeströme um das InTherPlate-Setup [88]

$\dot{Q}_{abs}$  kann durch Gleichung 2.5 mithilfe von  $\alpha_{eff}$  und  $P$  ausgedrückt werden. Abweichend von Schnell et al. [88] wird aufgrund vergleichbarer Versuchsbedingungen hier das gemessene  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  aus Abschnitt 5.1.4 verwendet.

Unter der vereinfachenden Annahme einer eindimensionalen Wärmeleitung kann  $\dot{Q}_{loss,cond}$  (Gleichung 2.7) umgeschrieben werden.

$$\dot{Q}_{loss,cond} = \lambda_{C45} \cdot A_{cond} \frac{\theta(t) - \theta_{sub}(t)}{\delta_{sub}} \quad (5.2)$$

$\theta_{sub}(t)$  beschreibt den Temperaturverlauf, der durch ein zweites Thermoelement an der Unterseite der Bauplattform erfasst wird [88].  $\lambda_{C45}$  ist die Wärmeleitfähigkeit der Bauplattform (C45),  $A_{cond}$  ist die leitende Querschnittsfläche und  $\delta_{sub}$  ist der Abstand zwischen den beiden Thermoelementen.

Eine Sensitivitätsanalyse des aufgestellten Gleichungssystems zeigt zwei Unbekannte, die einen erheblichen Einfluss auf das Ergebnis haben. Die erste ist das äquivalente Volumen, beziehungsweise die Masse, auf das die gemessene Temperatur  $\theta$  angewendet werden kann ( $\omega$ ). Eine isotherme Temperaturverteilung für die gesamte Scheibe würde zu Energieniveaus oberhalb von  $\dot{Q}_{laser,eff}$  führen und ist somit eine deutliche Überschätzung. Eine realistische Näherung für die innere Energie würde einen Wert unterhalb des Gesamtvolumens der Scheibe ( $157 \text{ mm}^3$ ) annehmen. Die zweite Annahme bezieht sich auf die Fläche, über die Wärmeleitung zur Bauplattform erfolgt ( $A_{cond}$ ). In ähnlicher Weise führt die Annahme der gesamten Kontaktfläche zwischen Scheibe und Bauplattform ( $879 \text{ mm}^2$ ) zu Energieniveaus über  $\dot{Q}_{laser,eff}$ . Daher muss auch  $A_{cond}$  darunter angesetzt werden.

Um die Zahl der Unbekannten zu reduzieren, soll der charakteristische Temperaturverlauf beim Aufbau eines Zylinders genutzt werden. Für Bauteile mit  $H \leq 10 \text{ mm}$  ist  $\dot{Q}_{loss,top} \approx const$ , während der Dämpfungseffekt kontinuierlich zunimmt. Folglich wird die Temperatur mit  $\theta(t \rightarrow t_\infty) = \theta_\infty = const$  angenommen (Abbildung: 5.9). Dadurch ergibt sich ein quasistationärer Zustand des Systems, bei dem die absorbierte Laserenergie gleich der in die Bauplattform abgeleiteten Wärme und den zusätzlichen Verlusten durch Konvektion und Strahlung ist. Damit entfällt eine der beiden unbekanntenen Variablen ( $\omega$ ) und die Gleichung 5.1 kann vereinfacht werden zu:

$$\frac{dU}{dt} = 0 = \bar{\alpha}_{eff} \cdot P \cdot \frac{t_{exp}}{t_{layer}} - \lambda_{C45} \cdot A_{cond} \frac{\theta_\infty - \theta_{sub}}{\delta_{sub}} - \dot{Q}_{loss,top} \quad \text{für } t \rightarrow t_\infty \quad (5.3)$$

Die absorbierte Laserenergie wird über die Gesamtzeit gemittelt, wobei das Verhältnis zwischen  $t_{exp}$  und  $t_{layer}$  einschließlich der Beschichtung verwendet wird.  $t_{exp}$  lässt sich mit Gleichung 2.4 beschreiben. Bei einem  $t_{rec}$  von 9 s kann aus dem Vergleich der berechneten mit den aus den experimentellen Daten gewonnenen Werten ein durchschnittliches  $t_{err}$  von etwa 0,245 s abgeleitet werden.

Durch Umstellen der Gleichung 5.3 erhält man einen Ausdruck für die durchschnittliche Temperatur an der Unterseite des Bauteils nach ca. 100 Schichten.

$$\theta_\infty(A_{exp}) = \theta_{sub} + (P \cdot \bar{\alpha}_{eff} \cdot \frac{t_{exp}}{t_{layer}} - \dot{Q}_{loss,top}) \frac{\delta}{\lambda_{C45} \cdot A_{cond}} \quad (5.4)$$

Es ist zu erkennen, dass  $\theta_\infty$  von der Laserleistung, der Belichtungszeit und damit der

## 5.2 Validierung der Messmethoden

belichteten Fläche, dem Hatchabstand sowie der Scangeschwindigkeit abhängig ist (Gleichung 2.4). Aufgrund der Annahme eines quasistationären Zustands ist es unabhängig vom aufgebauten Material. Zur Lösung der Gleichung 5.4 ist es notwendig, zwei unbekannte Größen durch einen Multi-Fit aus experimentellen Daten zu bestimmen:  $\dot{Q}_{loss,top} / A_{cond}$ .

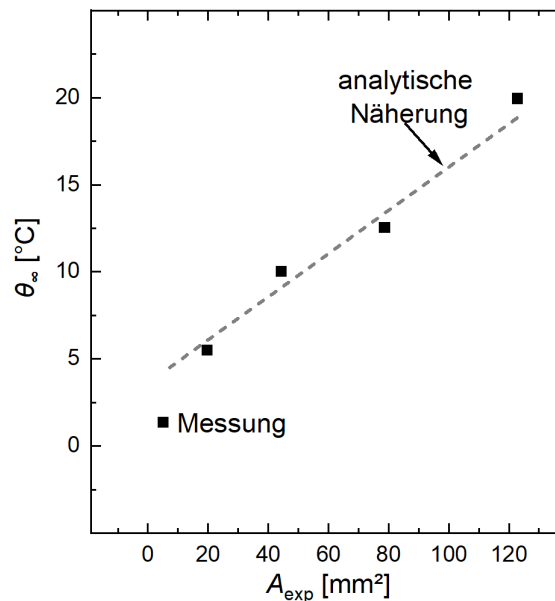


Abbildung 5.12: Vergleich zwischen der Messung und der analytischen Abschätzung (Gleichung 5.4) der mittleren Temperatur zwischen Schicht 150 und 250 [88]

Zu diesem Zweck werden die Ergebnisse der fünf Zylinder aus Abbildung: 5.10 genutzt.  $\theta_{\infty}$  wird aus dem gleitenden Mittelwert der Temperatur zwischen Schicht 150 und 250 bestimmt. Anschließend werden die unbekannten Parameter mit der *Least-Square*-Methode iterativ kalibriert, was zu  $\dot{Q}_{loss,top} = 0,74 \text{ J/s}$  und  $A_{cond} = 290 \text{ mm}^2$  mit einer gemittelten Summe der quadrierten Residuen (SSR) von 1,49 führt. Die experimentellen Datenpunkte und die kalibrierte analytische Gleichung 5.4 sind in Abbildung 5.12 dargestellt.

Obwohl mehrere vereinfachende Annahmen getroffen werden müssen, lässt sich somit die Temperatur nahe der Anbindung von simplen Geometrien analytisch abschätzen. Als Letztes soll die Anwendbarkeit der Gleichung im Bezug auf die Bauhöhe abgeschätzt werden. Hierfür wird ein Zylinder mit einer Höhe von 50 mm aufgebaut. Die Ergebnisse in Abbildung 5.13 zeigen, dass  $\theta_{\infty}$  für größere Bauteile nicht nur von  $A_{exp}$ , sondern auch von der Bauhöhe abhängig ist. Dies lässt sich dadurch begründen, dass ab einer gewissen Höhe die Annahme von isothermen Randbedingungen im Bauteil nicht mehr gegeben ist, sondern ein lineares Temperaturgefälle entlang der z-Achse durch das Bauteil verläuft. Da die Temperatur in der obersten Schicht sich im Mittel nicht ändert und der eingebrachte Wärmestrom auch konstant bleibt, bedeutet das, dass die Temperatur am Fuß des Bauteils

mit steigender Bauteilhöhe sinkt  $\theta_\infty \propto H$ . Es wäre möglich, noch einen entsprechenden linearen Korrekturfaktor (Abbildung 5.13) in Gleichung 5.4 zu integrieren. Es wird aber an dieser Stelle davon abgesehen. Die analytische Betrachtung hat an diesem Punkt ihren Zweck der Generierung von Prozessverständnis erfüllt. Ein letzter interessanter Aspekt ist, dass die einzelnen Peaks jeder Schicht bis über 500 Schichten hinaus zu erkennen sind.

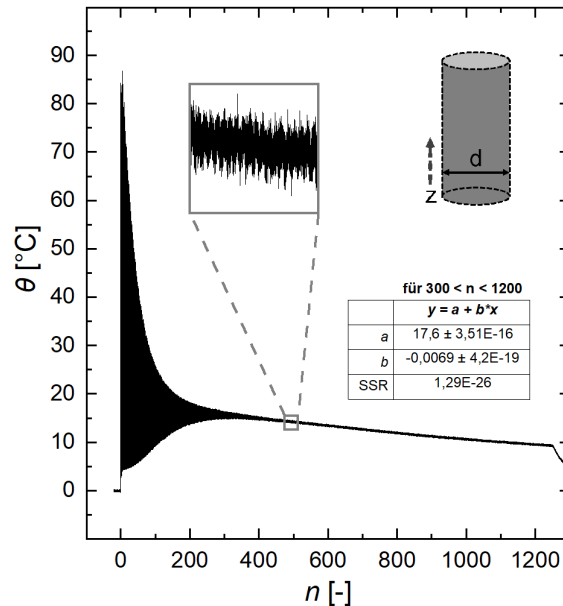


Abbildung 5.13: Messung des Temperaturverlaufs über die Schichtanzahl des Aufbaus eines Zylinders mit  $d = 10 \text{ mm}$  und  $H = 50 \text{ mm}$  mit dem InTherPlate-Set-up [88]

**Reproduzierbarkeit und Messfehler:** Stattdessen soll eine Optimierung der quantitativen Aussagekraft des Set-ups erfolgen. Eine der Zielstellungen dabei ist es, eine verlässliche Datenbasis für die Kalibrierung der numerischen Ansätze mit absoluten Temperaturwerten zu ermöglichen. Da eine quantitative Vergleichbarkeit zu den anderen Versuchsmethoden sichergestellt werden soll, werden ab diesem Punkt wieder das Referenzmaterial 316L und die Anlage SLM280 HL genutzt.

Als größter Einfluss auf die Reproduzierbarkeit des Set-ups konnte die manuelle Versuchsvorbereitung identifiziert werden. Hierbei sollen vor allem zwei Faktoren berücksichtigt werden: die Fixierung der Platte in der Anlage sowie das Wärmeleitmedium zwischen Scheibe und Bauplatzform. Um den Versuchsaufwand zu reduzieren, werden hierfür Einzelbelichtungen auf der gestrahlten Scheibe ohne Pulver durchgeführt und das Temperaturfeedback wird evaluiert.

Bauplatzformen werden in den meisten PBF-LB/M-Anlagen mit vier Schrauben an den Ecken fixiert. Durch das Spiel der Durchgangsbohrungen unterliegt die Positionierung in x- und y-Richtung signifikanten Schwankungen. In der hier verwendeten Anlage konnte eine

## 5.2 Validierung der Messmethoden

Abweichung von ca. 1 mm gemessen werden. Außerdem wird die z-Höhe der Platte relativ zur Beschichter Klinge ausgerichtet. Die Schichtstärke kann hierbei durch eine Fühlerlehre oder optische Begutachtung der ersten Pulverschicht evaluiert werden. Beides ist, insbesondere beim Einsatz von Silikonklingen und wechselndem Bediener oder wechselnder Bedienerin, mit einer starken Unsicherheit behaftet (vergleiche Kapitel 2.1). Um diesen Einfluss zu bewerten, wird das Set-up wie in Kapitel 4.3 beschrieben eingerichtet und belichtet. Dabei wird die Position der belichteten Fläche um  $\pm 1,5$  mm und anschließend die z-Position durch Verfahren der Bauplatte um 1 mm variiert.

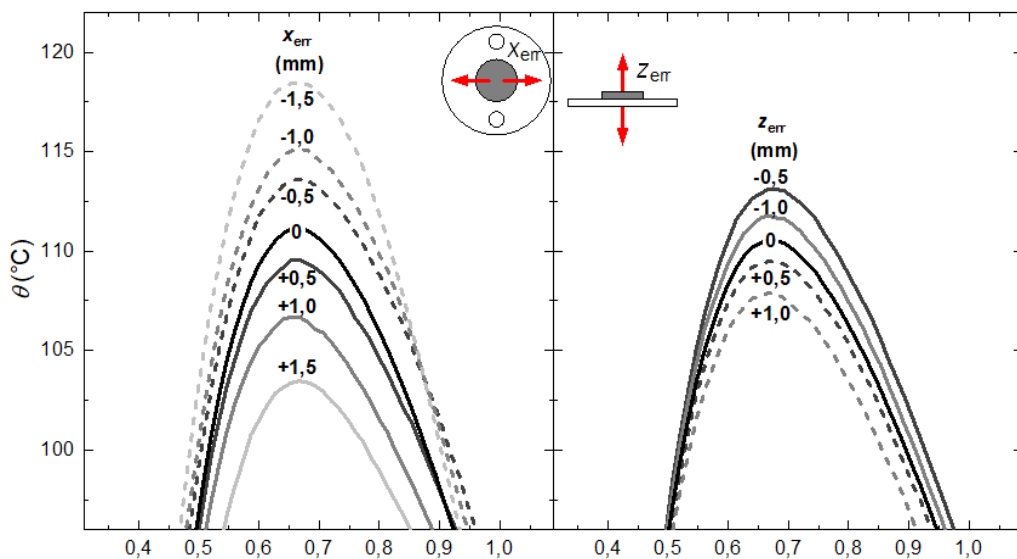


Abbildung 5.14: Mit dem InTherPlate gemessene Temperaturmaxima von Einzelbelichtungen mit variiertem Fehler in der x- und z-Positionierung

Die Temperaturpeaks sind in Abbildung 5.14 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass eine realistische Verschiebung in x-Richtung von  $\pm 1$  mm zu einem Fehler von ca. 9 °C führen kann. Diese Abweichung ist durch den Abstand zwischen dem Zentrum der Belichtungsfläche und des Thermoelements zu begründen. Als Maßnahme werden additiv gefertigte Abstandskeile in x- und y-Richtung verwendet, um eine reproduzierbare Positionierung zu garantieren.

Die Verschiebung in z-Richtung verursacht im betrachteten Bereich einen Fehler von ca. 6 °C. Dieser kann einer Abweichung aus dem Fokuspunkt des Lasers und dem Messfehler der Thermoelemente (1,5 °C) zugeschrieben werden. Da bei der Einrichtung einer Schichtstärke von 50  $\mu\text{m}$  ein Fehler von 200  $\mu\text{m}$  einen Extremfall darstellt, wird die Abweichung in z-Richtung als vernachlässigbar angesehen und es werden keine weiteren Maßnahmen ergriffen.

Für das zweite Versuchsdesign werden vier Alternativen zur bisher verwendeten Kup-

Wärmeleitpaste als Wärmeleitmedium betrachtet. Ziel ist es, sowohl den Wärmewiderstand zu minimieren, um das reale System einer kontinuierlichen Bauplattform so gut wie möglich abzubilden, als auch die Reproduzierbarkeit durch den manuellen Einbau zu verbessern. Tabelle 5.2 zeigt einen Vergleich zwischen den Medien sowie Luft. Für jedes Medium wird der Versuch fünfmal manuell eingerichtet und belichtet.

Tabelle 5.2: Vergleich der getesteten Wärmeleitmedien

Bezeichnung	Hersteller	Zustand	$\lambda$ (bei RT)
Luft	–	Gas	0,026 W/m K
Kupferpaste	Nigrin	Suspension	0,9 W/m K
Wärmeleitspray	Electrolube	Fluid	0,9 W/m K
Wärmeleitpaste	Thermal Grizzly	Suspension	12,5 W/m K
Wärmeleitpad	Thermal Grizzly	Feststoff	62,0 W/m K
Graphitpad	Panasonic	Feststoff	400,0 W/m K

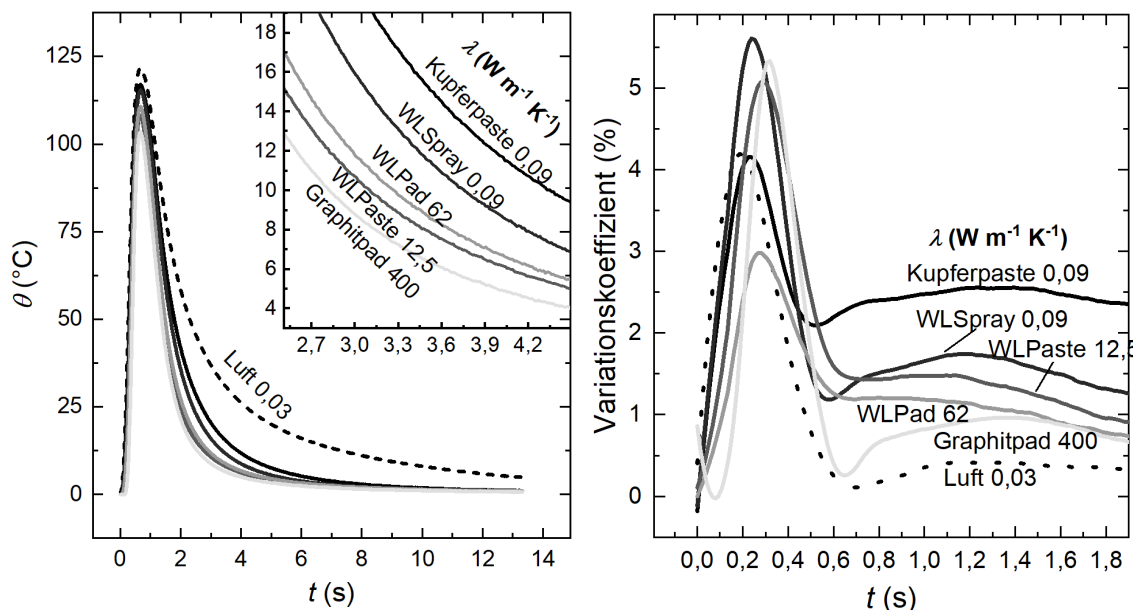


Abbildung 5.15: **(links)**: Mit dem InTherPlate gemessene Temperaturverläufe von Einzelbelichtungen mit variiertem Wärmeleitmedium **(rechts)**: Variationskoeffizient der Temperaturverläufe

Abbildung 5.15 (links) zeigt den Mittelwert der Temperatur aus je fünf Messungen für die sechs Wärmeleitmedien. Alle Medien zeigen einen näherungsweise linearen Anstieg der Temperatur durch die Belichtung bis zum Peak bei ca. 0,67 s und eine darauffolgende Abkühlung. Dabei korreliert die Temperatur über den gesamten Verlauf mit  $\lambda^{-1}$  und somit mit den Wärmeleitverlusten. Die einzige Ausnahme ist hierbei das Wärmeleitpad beziehungsweise die Wärmeleitpaste.

## 5.2 Validierung der Messmethoden

Eine mögliche Erklärung für diese Abweichung sind neben dem Messfehler des Thermoelements (ca. 1,5 °C) Luft einschüsse durch die Oberflächenrauheit des Wärmeleitpads. Abbildung 5.15 (rechts) zeigt den Variationskoeffizienten (auf die Temperatur normierte Standardabweichung) aller sechs Medien. Auch hier ist der Verlauf der Medien vergleichbar. Trotz Betrachtung der relativen Standardabweichung sind die größten Abweichungen bei den Peaktemperaturen zu erkennen. Luft hat insgesamt die geringste Abweichung, da keine manuelle Applikation notwendig ist. Zusammenfassend wird aufgrund des höchsten  $\lambda$  und einer ausreichenden Reproduzierbarkeit bei geringem Einrichtungsaufwand für alle folgenden Untersuchungen das Graphitpad verwendet.

Da  $R_{res}$  zwischen Scheibe und Bauplatzform die Dynamik der Wärmeleitung und damit die Degression der Minima beeinflusst, wird dieser für die Kalibrierung in das Bauteilmodell implementiert (Abschnitt 4.4.1). Für den verwendeten Anpressdruck bei 0,9 N m Drehmoment der Schrauben kann anhand der Herstellerangaben [181]  $R_{res} = 0,2 \text{ K cm}^3/\text{W}$  festgelegt werden.

Abschließend soll nun noch der Messfehler des optimierten Set-ups quantifiziert werden. Dieser wird zunächst an fünf Einzelbelichtungen ohne Pulver untersucht. Nach jeder Belichtung wird das Set-up aus der Anlage entfernt und neu manuell eingerichtet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.16 dargestellt.

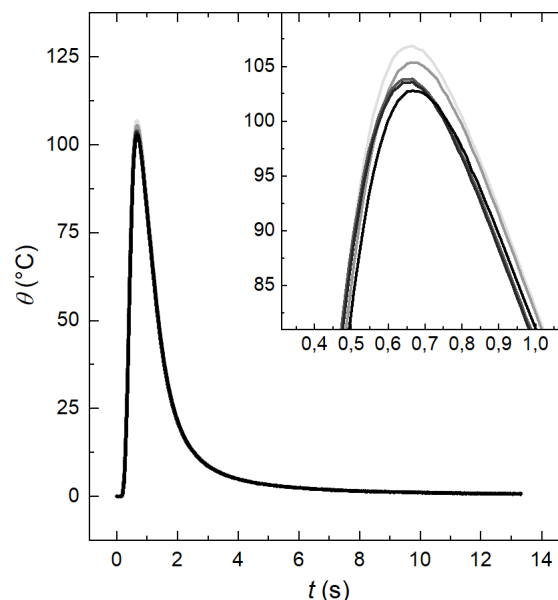


Abbildung 5.16: Mit dem InTherPlate gemessene Temperaturverläufe von fünf Einzelbelichtungen mit den abgeleiteten Optimierungsmaßnahmen

Es ist eine sehr gute Übereinstimmung der fünf Messungen zu erkennen. Die größte Abweichung ist weiterhin im Temperaturmaximum zu erkennen. Die Standardabweichung von

$\theta_{max}$  beträgt 1,66 °C und liegt damit nah am Messfehler des Thermoelements (1,5 °C).

Um auch die Reproduzierbarkeit unter realen Prozessbedingungen zu untersuchen, wird als Letztes der Aufbau von fünf Zylindern ( $d = 10\text{ mm}$   $H = 10\text{ mm}$ ) untersucht. Abbildung 5.17 (links) zeigt den charakteristischen Temperaturverlauf eines einzelnen Zylinders. Die Messung ist qualitativ vergleichbar mit der Messung von 1.4542 auf der Anlage EOS M290 in Abbildung 5.9. Im Zoom lässt sich auch hier eine zyklische Schwankung von  $\theta_{max}$  erkennen. Diese ist auf das Beschichtungssystem der SLM 280 HL zurückzuführen. Es nutzt zwei Kammern und muss damit nur jede zweite Schicht befüllt werden. Dies führt zu zwei unterschiedlich langen Beschichtungs- und damit Abkühlzeiten (Kapitel 4.1).

Ein Vergleich des Verlaufs der Maxima und Minima ist in Abbildung 5.17 (rechts) dargestellt. Die Standardabweichung zwischen den fünf Messungen ist in Hellgrau abgebildet. Diese beträgt im Maximum 5,4 °C und im Mittel 1,69 °C.

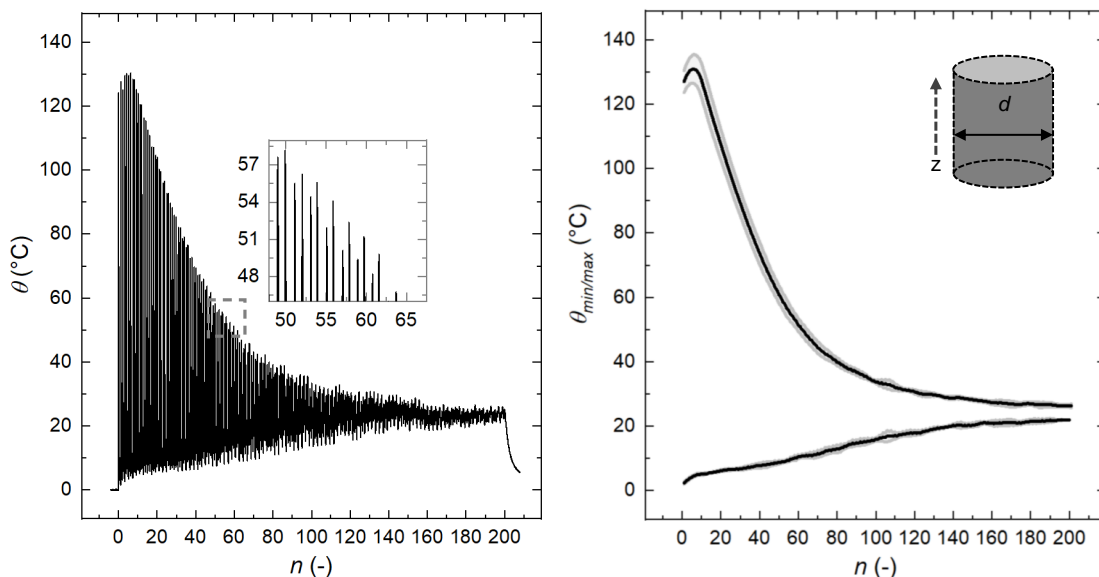


Abbildung 5.17: **(links)**: Temperaturverlauf des Aufbaus eines Zylinders auf dem InTherPlate-Set-up mit den Optimierungsmaßnahmen **(rechts)**: Mittelwert der Maxima und Minima mit Standardabweichung aus fünf Einzelmessungen

Durch die vorgestellten Optimierungsmaßnahmen, Positionierhilfe ( $\Delta T_{max} \approx 4,1\text{ °C}$ ) und Auswahl eines geeigneten Wärmeleitmediums ( $\Delta T_{max} \approx 3,8\text{ °C}$ ), des ersten Prototyps [87] kann somit eine zufriedenstellende Reproduzierbarkeit für das InTherPlate-Set-up erreicht werden. Dieses kann nun genutzt werden, um den Effekt verschiedener Einflussfaktoren auf die makroskopische thermische Historie im PBF-LB/M-Prozess prozessnah zu quantifizieren. Außerdem bietet es zusätzlich eine reproduzierbare quantitative Datengrundlage zur Kalibrierung makroskopischer Simulationsmodelle.



## 5.2 Validierung der Messmethoden

### 5.2.2 High-Speed-Quotientenpyrometer

Zur Evaluierung des in Kapitel 4.3 beschriebenen Pyrometer-Set-ups wird der Aufbau eines simplen Volumenkörpers mit rechteckiger Grundfläche (10x2 mm) aufgezeichnet. Das Belichtungsmuster wird auf eine einfache Hatchbelichtung entlang der Längskante des Rechtecks reduziert (Abbildung 4.9).

Es wird, wie in Gleichung 4.8 beschrieben, auf den Messfleck ausgerichtet, sodass eine Scanlinie annähernd mittig durch den Messfleck verläuft und sich der Messfleck auf der halben Scanvectorlänge befindet. Anschließend wird die erste Pulverschicht aufgetragen und die Einzelkanaltemperaturen werden über den Bauvorgang aufgezeichnet.

Um  $\varepsilon(T)$  (Abbildung 5.8) bei den Pyrometermessungen zu berücksichtigen, wird  $T_M$  nachträglich, wie in Gleichung 2.18 beschrieben, berechnet.

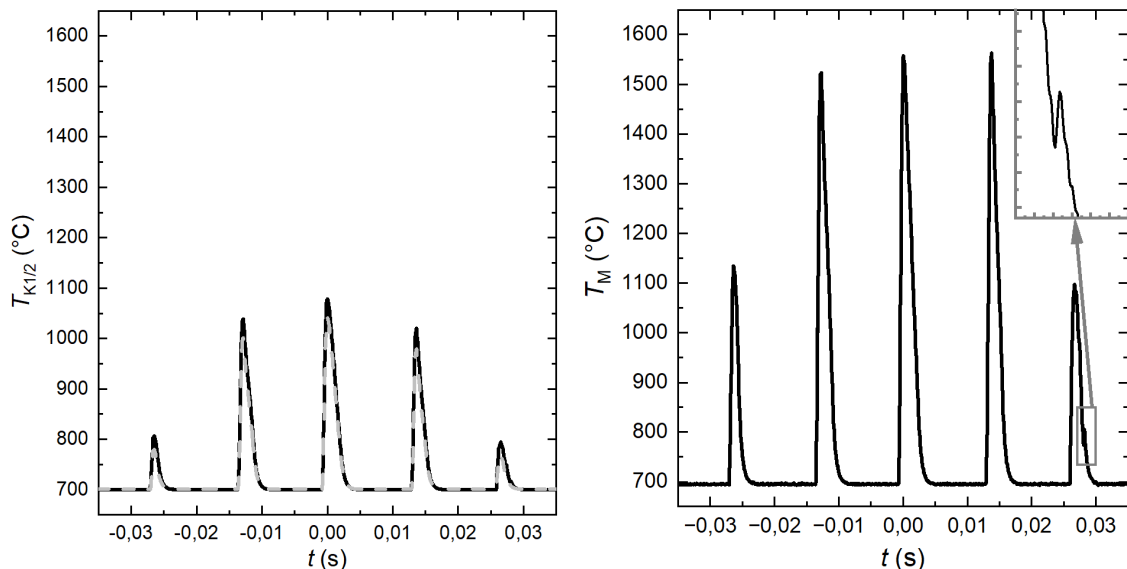


Abbildung 5.18: Messung einer Einzelbelichtung durch High-Speed-Quotientenpyrometer (**links**): unkorrigierte Einzelkanaltemperaturen mit  $\varepsilon = 1$  (**rechts**): mit dem in Abschnitt 5.1.5 ermittelten Emissivitätsverhältnis korrigierte Quotiententemperatur

Abbildung 5.18 zeigt die unkorrigierten Einzelkanaltemperaturen mit einem  $\varepsilon_{1/2}$  von 1 (links) und das korrigierte  $T_M$  (rechts) in Schicht Nummer 150. Die Messdaten weisen eine Standardabweichung von 44,6 °C auf. Es sind fünf klar differenzierbare Peaks erkennbar, die jeweils einem Scanpfad zuzuordnen sind.  $T_M$  liegt zu jedem Zeitpunkt höher als die Einzelkanaltemperatur, was einem realen  $\varepsilon < 1$  entspricht. Es wird eine maximale Aufheizrate von  $3,2 \cdot 10^6$  K/s und eine maximale Abkühlrate von  $-9,4 \cdot 10^5$  K/s festgestellt, was in Übereinstimmung zur Literatur liegt [76]. Die Aufheizung ist näherungsweise linear, während die Abkühlung einen asymptotischen Verlauf beschreibt. Die Asymptote liegt

hierbei unterhalb des Messbereichs.

$T_M$  weist einen zusätzlichen kleinen überlagerten Peak von ca. 32 °C auf. Dieser könnte einem Spratzer zuzuordnen sein, der durch den Messfleck geflogen ist. Um eine ausreichende Messgenauigkeit auch bei Materialien mit starker Spratzerbildung (wie beispielsweise DMMCs) sicherzustellen, soll das Messsignal über mehrere Schichten gemittelt werden.

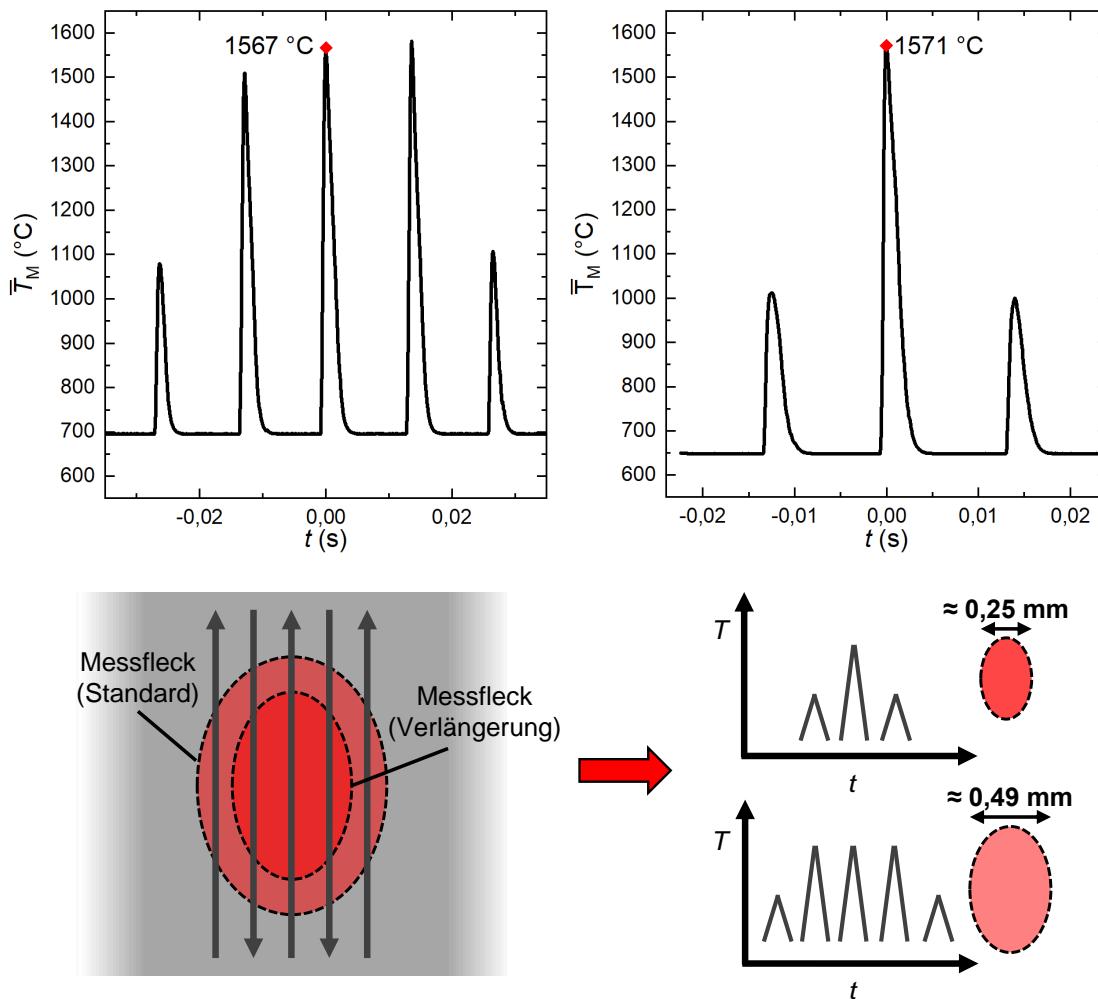


Abbildung 5.19: Über 10 Schichten (140–150) gemittelte Quotiententemperatur: Standardabw. 9,8 °C (**links**): mit dem regulären Objektiv (3 mm Blende) – Messfleck ca. 0,49 mm (**rechts**): mit zusätzlicher Objektivverlängerung – Messfleck ca. 0,25 mm (**unten**): schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Messfleckdurchmesser und Füllfaktor

In Abbildung 5.19 links ist das arithmetische Mittel des Quotienten von Schicht 140–150 dargestellt. Die mittlere Standardabweichung zwischen den Schichten beträgt 9,8 °C. Der Fehler, der durch die unterschiedliche Bauteilhöhe der Schichten entsteht, ist so-

## 5.3 Kalibrierung und Validierung der Simulationsmodelle

mit vernachlässigbar. Es wird angenommen, dass dies wegen des in Abschnitt 5.1.4 beschriebenen Einlaufverhaltens von  $\alpha$  nicht für die ersten ca. sieben Schichten gilt.

Als weitere Optimierungsmethode soll die in Abschnitt 4.3.3 vorgestellte Verlängerung der Optik erprobt werden, um den Messfleckdurchmesser weiter zu senken. Das Ergebnis ist in Abbildung 5.19 (rechts) dargestellt. Der reduzierte Messfleckdurchmesser verringert die detektierten Scanlinien auf drei. Die Maximaltemperatur der beiden äußeren Peaks ist im Vergleich um ca. 550 °C geringer als mit dem größeren Messfleck.

Dadurch, dass die Maximaltemperatur des mittleren Peaks ( $\Delta T = 4\text{ °C}$ ) vergleichbar ist, ist zu vermuten, dass die Verringerung der Peakhöhe der äußeren Peaks mit der Messfeldausfüllung und der Verweildauer zu begründen ist. Durch die elliptische Form des Messflecks (schräge Anordnung des Objektivs) sinkt sowohl die Verweilzeit als auch die Messfeldausfüllung mit der Distanz zum Messfleck (Abbildung 5.19 – unten). Aufgrund der Reduzierung der relevanten Daten auf drei Peaks bei vergleichbarer Aussagekraft der Messung bietet die Reduzierung des Messpunkts an dieser Stelle keinen signifikanten Mehrwert. Folglich wird für die weiteren Versuche sowie zur Kalibrierung des Schichtmodells das Standardobjektiv ohne Verlängerung verwendet.

### 5.3 Kalibrierung und Validierung der Simulationsmodelle

#### 5.3.1 Bauteilmodell (Makroebene)

Die Kalibrierung und Validierung des Modells auf Bauteilebene werden anhand von zwei InTherPlate-Versuchen (vergleiche Abschnitt 5.2.1) vom Aufbau eines Zylinders mit einem Durchmesser und einer Aufbauhöhe von 10 mm mit unterschiedlichen Schichtstärken durchgeführt. Für die Kalibrierung wird der Temperaturverlauf mit einer Schichthöhe von 50  $\mu\text{m}$  verwendet, sodass Belichtungsparameter auf  $P = 275\text{ W}$ ,  $v = 766\text{ mm/s}$  und  $\Delta y = 0,12\text{ mm}$  angepasst

werden (Kapitel 4.2). Um die Messschwankung zu verringern, werden die Datenstränge aus dem arithmetischen Mittel von je fünf Einzelmessungen gebildet. Abbildung 5.20 zeigt

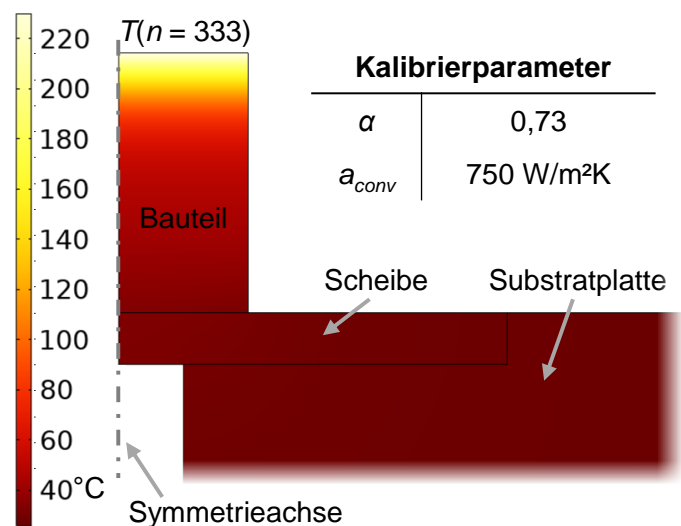


Abbildung 5.20: 2-D-Darstellung des Temperaturfeldes im Bauteilmodell nach der Belichtung der letzten Schicht und Kalibrierparameter des Bauteilmodells

exemplarisch das Temperaturfeld nach Belichtung der letzten Schicht.

Durch eine Sensitivitätsanalyse anhand des Modells können zwei Kernparameter zur Kalibrierung des Temperaturverlaufs identifiziert werden [88] (Abbildung 5.20): Das  $\alpha$  des Materials definiert maßgeblich den Energieeintrag, damit die Höhe der Maxima und des Gesamtverlaufs. Da  $\dot{Q}_{cond}$  vollständig definiert ist, bestimmt  $a_{conv}$  die Wärmeverluste über die Oberfläche und korreliert mit der Regression der Maxima. Durch die thermische Wechselwirkung der beiden Parameter sowie die Temperaturabhängigkeit der Stoffwerte und der restlichen Verlustfaktoren, insbesondere der Konduktion, sind diese Korrelationen nur als Richtwert für die Kalibrierung geeignet. Folglich ist eine intensive iterative Optimierung notwendig, um diese multifaktorielle thermische Historie abzubilden. Der Einfluss weiterer Prozessparameter wird in Kapitel 5.4 näher untersucht.

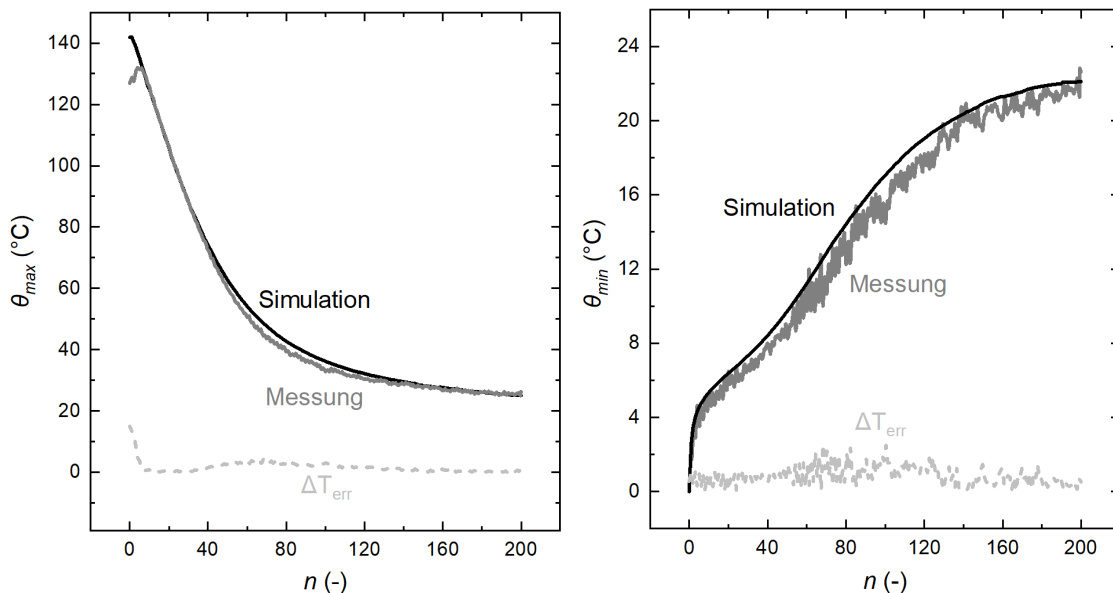


Abbildung 5.21: Vergleich des im kalibrierten Bauteilmodell simulierten Temperaturverlaufs mit den experimentellen Daten der InTherPlate-Messung und dem absoluten Fehler (**links**): Verlauf der Temperaturmaxima (**rechts**): Verlauf der Temperaturminima

Die finalen Kalibrierparameter sind in Abbildung 5.20 und die kalibrierten Temperaturverläufe der Maxima und Minima in Abbildung 5.21 dargestellt. Die Ergebnisse entsprechen den publizierten Erkenntnissen in Schnell et al. [87, 88], mit einer regressiven Progression von  $\theta_{max}$  und einer degressiven Progression von  $\theta_{min}$ . Eine positive Abweichung der Simulationsergebnisse kann in den ersten zehn Schichten festgestellt werden. Diese korreliert mit den Erkenntnissen zum Einlaufverhalten von  $\bar{\alpha}_{eff}$  aus Abschnitt 5.1.4, welches nicht numerisch implementiert ist. Insgesamt lässt sich der Temperaturverlauf mit einer maximalen Abweichung von 4,1 °C für  $\theta_{max}$  und 2,6 °C für  $\theta_{min}$  sowie einer mittleren Abweichung

## 5.3 Kalibrierung und Validierung der Simulationsmodelle

von 1,2 °C mit zufriedenstellender Genauigkeit numerisch abbilden (Abschnitt 4.4.2).

Die Validierung wird anhand einer Messung mit  $H_I = 30 \mu\text{m}$  und den etablierten Referenzparametern (Kapitel 4.2) sowie den Kalibrierparametern durchgeführt. Die Temperaturverläufe von Messung und Simulation sind in Abbildung 5.22 über die Zeit dargestellt. Die Ergebnisse zeigen den erwarteten Verlauf, weisen dabei aber ein geringeres Temperaturniveau als bei der Kalibrierung auf (Abbildung 5.21). Damit korreliert das Temperaturniveau mit  $E_L$  ( $0,36 \text{ J/mm} \rightarrow 0,25 \text{ J/mm}$ ), jedoch nicht mit  $E_V$  ( $59,9 \text{ J/mm}^3 \rightarrow 69,4 \text{ J/mm}^3$ ). Dies ist dadurch zu begründen, dass  $E_V$  die eingebrachte Energie bezogen auf  $H_I$  ausdrückt und damit nicht zwangsweise mit der Temperatur korreliert (vergleiche Gleichung 2.15). Die maximale Abweichung bei der Validierung liegt mit 12 °C bei  $\theta_{max}$  und 4 °C bei  $\theta_{min}$  oberhalb der Kalibrierung. Mit einem über den Gesamtverlauf von  $\theta_{min}$  und  $\theta_{max}$  gemittelten Fehler von 2,9 °C ist aber auch die Validierung zwischen Messung und Simulation im Bereich des Messfehlers und damit ausreichend (Abschnitt 4.4.2).

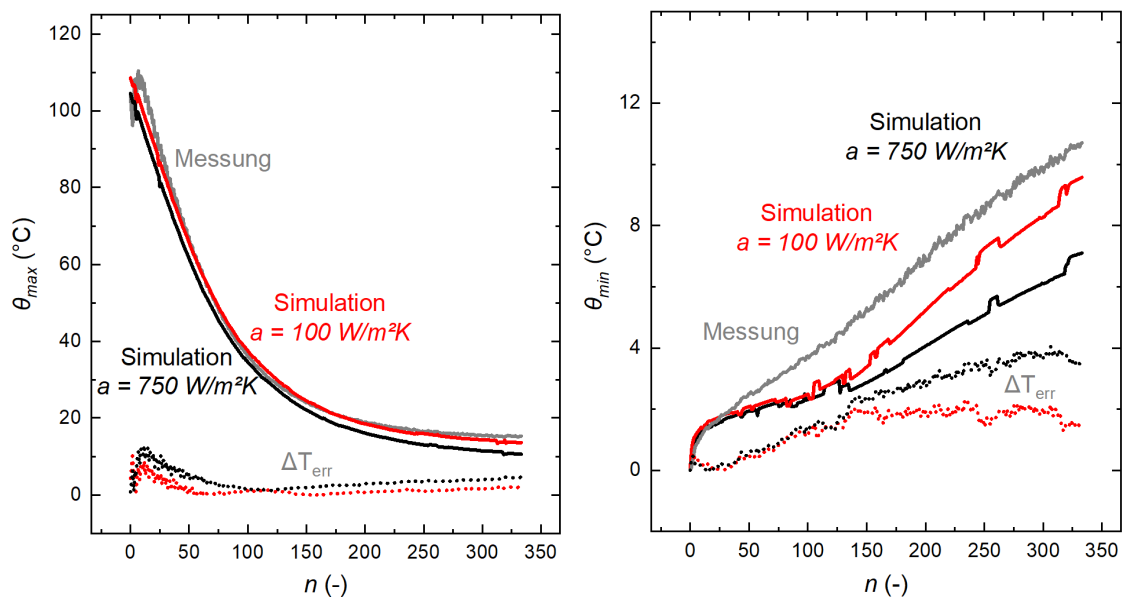


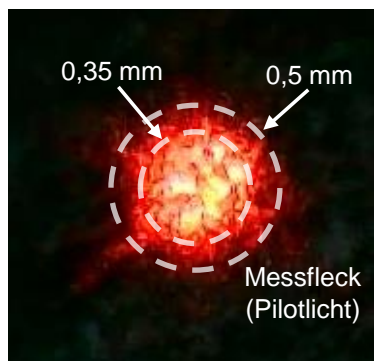
Abbildung 5.22: Validierung des im kalibrierten Bauteilmodell simulierten Temperaturverlaufs für zwei verschiedene konvektive Wärmeübergangskoeffizienten mit den experimentellen Daten der InTherPlate-Messung und dem absoluten Fehler (**links**): Verlauf der Temperaturmaxima (**rechts**): Verlauf der Temperaturminima

Bezogen auf die Validierung zeigt sich in Abbildung 5.22, dass eine Verringerung von  $a_{conv}$  auf  $100 \text{ W/m}^2\text{K}$  zu einer Verringerung der maximalen Abweichung auf 1,5 °C für  $\theta_{max}$  und 1,9 °C für  $\theta_{min}$  führt. Mit einem mittleren Fehler von 1,2 °C liegt damit sogar eine höhere Kongruenz als bei der Kalibrierung vor. Dies deutet darauf hin, dass  $a_{conv}$  für Simulationen auf Bauteilebene zwar prozessspezifisch ist, andererseits zeigt der Vergleich in Abbildung 5.22 aber auch, dass der Fehler dabei im einstelligen Bereich

liegt. Der Wert von  $100 \text{ W/m}^2\text{K}$  wurde an dieser Stelle iterativ ermittelt, sodass eine weitere Verringerung zu keiner signifikanten Verbesserung der Kongruenz geführt hat. Eine detailliertere Diskussion über die Konsistenz der Abschätzung einzelner Wärmeströme wird in Kapitel 5.5 erfolgen.

### 5.3.2 Schichtmodell (Mesoebene)

Zur Kalibrierung des Schichtmodells werden die über zehn Schichten gemittelten Pyrometerdaten aus Abbildung 5.19 genutzt. Die Messung wird wie in Abschnitt 4.4.2 beschrieben numerisch abgebildet. Zur Identifikation der relevanten Kalibrierfaktoren wird eine manuelle Sensitivitätsanalyse durchgeführt. Die Kalibrierstrategie wird in zwei Schritte unterteilt, eine zeitliche und eine kalorische Kalibrierung.



Kalibrierparameter	Par	Wert
x-Korrektur	$\Delta x_{err}$	-0,5 mm
y-Korrektur	$\Delta y_{err}$	0,0275 mm
Skywriting	$L_{sky}$	0,725 mm
Messfleckdurchmesser	$d_{spot}$	0,41 mm
Absorptionskoeffizient	$\alpha$	0,24 -

Abbildung 5.23: **(links)**: Mikroskopaufnahmen des Pilotlichts des Pyrometers im eingebauten Zustand **(rechts)**: Kalibrierparameter des Schichtmodells

Eine zeitliche Divergenz zwischen Messung und Simulation (vergleiche Abbildung 5.23) kann der unzureichenden manuellen Ausrichtung von Pyrometermessfleck und Scanlinien im realen Experiment zugeschrieben werden. Für eine messtechnische Untersuchung ist die Ausrichtung ausreichend, doch bei einem numerischen Abgleich kann durch Verschiebung des Messflecks eine höhere Kongruenz erzielt werden. Daraus ergeben sich als erste Kalibrierfaktoren die Abweichungen der Messfleckposition von der Mitte der Oberfläche des Bauteils,  $x_{err}$  und  $y_{err}$ . Hinzu kommt die Strecke, die für die Skywriting-Funktion zurückgelegt wird,  $L_{sky}$ . Diese ist von der Anlagensoftware abhängig und damit maschinen- und herstellerepezifisch.

Das Pyrometer erfasst Strahlungsintensitäten und diese sind nach dem *Stefan-Boltzmann-Gesetz* proportional zur vierten Potenz der Temperatur (Gleichung 5.5). Für die kalorische Kalibrierung ist daher entscheidend, dass die Mittelung der Temperatur über den Messfleck in der vierten Potenz erfolgt (Gleichung 4.11). Somit haben hohe Temperaturen eine stärkere Gewichtung bei der Berechnung der gemittelten Temperatur. Bei der kalorischen Kalibrierung können zwei signifikante Faktoren identifiziert werden.  $\bar{\alpha}_{eff}$  korreliert direkt

## 5.3 Kalibrierung und Validierung der Simulationsmodelle

mit dem  $T_{max}$  der Peaks. Der Durchmesser des Messflecks,  $d_{spot}$ , hingegen korreliert durch die Messfeldausfüllung indirekt sowohl mit  $T_{max}$  als auch mit der Relation von  $T_{max}$  des mittleren und der äußeren Peaks.  $\dot{Q}_{loss,top}$  zeigt im Vergleich zum Bauteilmodell einen geringen Einfluss auf den Temperaturverlauf und wird deshalb für die Kalibrierung konstant gehalten (Tabelle C.2).

Die finalen Kalibrierparameter für den Aufbau mit 316L unter den in den Methoden beschriebenen Randbedingungen und Prozessparametern sind in Abbildung 5.23 (rechts) aufgelistet und eine dreidimensionale Visualisierung eines Scanpfades findet sich in Abbildung 5.24. Die Korrektur der x- und y-Position zeigt die Grenzen der manuellen Positionierung des Pyrometers auf. Der kalibrierte Messfleckdurchmesser liegt im, anhand des Pilotlichts, abschätzbaren Bereich von 0,35 bis

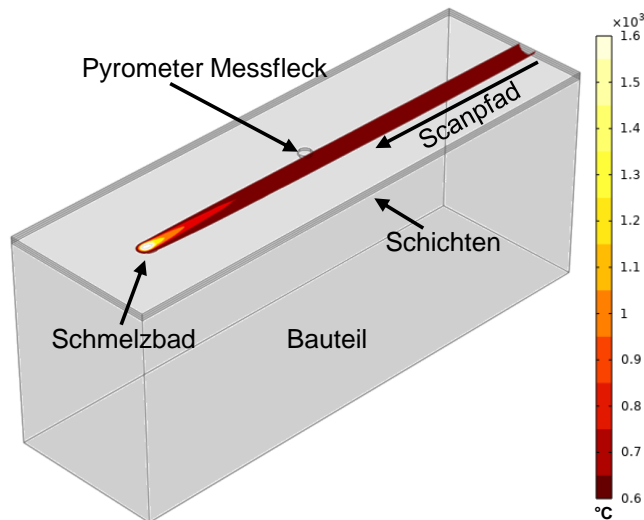


Abbildung 5.24: 3-D-Darstellung der Isothermen einer Scanlinie im Schichtmodell

0,5 mm (vergleiche Abbildung 5.23 links).  $\alpha$  ist mit 0,24 gering im Vergleich zu den mit dem Absorptionsset-up in Abschnitt 5.1.4 ermittelten Werten (0,54). Trotzdem gibt es mehrere Publikationen, die vergleichbare Werte nutzen [130, 133, 182]. Eine mögliche Erklärung ist, dass die Simulation Verluste durch die fehlende Abbildung der Schmelzbadströmung unterschätzt. Eine detailliertere Diskussion über die Konsistenz der Abschätzung einzelner Wärmeströme wird in Kapitel 5.5 erfolgen.

Der Vergleich des mit dem Pyrometer gemessenen und des im Schichtmodell numerisch ermittelten Temperaturverlaufs ist in Abbildung 5.25 (links) dargestellt. Es zeigt sich ein zu den Pyrometermessungen (Abbildung 5.19) vergleichbarer Temperaturverlauf mit fünf symmetrischen Peaks. Die simulativen Ergebnisse zeigen außerdem den Temperaturverlauf unterhalb des durch das Pyrometer vorgegebenen Messbereichs. Es ist zu erkennen, dass die asymptotische Abkühlung fortgesetzt wird. Bei einer konduktiv dominierten Abkühlung ist anzunehmen, dass die Asymptote durch die Temperatur der Bauplattform und der angrenzenden Anlagenkomponenten definiert ist. Die Abkühlung wird zwischen zwei Scanvectors jedoch bei ca. 150 °C durch die darauffolgende Aufheizphase unterbrochen. Es lässt sich somit über Messungen hinweg ein Anstieg von  $T_{min}$  um ca. 89 °C erkennen.

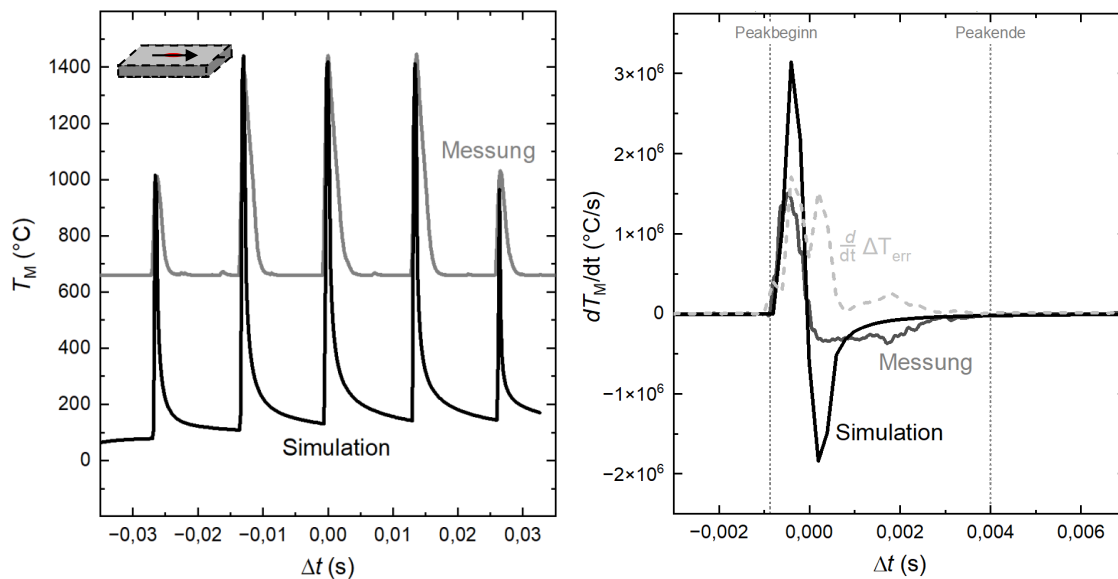


Abbildung 5.25: **(links)**: Vergleich des im kalibrierten Schichtmodell simulierten Temperaturverlaufs mit den experimentellen Daten der Pyrometermessung **(rechts)**: Vergleich der Steigung des Temperaturverlaufs und des absoluten Fehlers

Der mittlere Fehler von  $T_{max}$  beträgt  $36,5$  °C, was bezogen auf die mittlere Messtemperatur einem relativen Fehler von  $2,9\%$  entspricht (Abschnitt 4.4.2). Das Differenzial der Temperatur über die Zeit ist in Abbildung 5.25 (rechts) für den mittleren Peak dargestellt. Auffällig ist, dass sowohl am Punkt der höchsten Aufheiz- als auch Abkühlrate jeweils die größte Abweichung von ca.  $1,6 \cdot 10^6$  K/s besteht. Die gemessenen Abkühlraten sind im Bereich der beispielsweise von Bertoli et al. [183] bestimmten Werte. Auch die Abweichung der Abkühlraten zwischen Messung und Simulation ist mit der Literatur [183, 184] vergleichbar. Dies verdeutlicht den bestehenden Forschungsbedarf, um verlässliche Abkühlraten in Modellen auf Schichtebene abzubilden.

Diese negative Abweichung kann nicht durch eine Variation der Konvektions-, Strahlungs- oder Konduktionsverluste ausgeglichen werden. Es ist somit darauf zu schließen, dass sie einem nicht implementierten Faktor zuzuschreiben ist, wie der Konvektion innerhalb des Schmelzbades und damit der Schmelzbadmorphologie oder Spratzerbildung. Aufgrund begrenzter Hardwarekapazitäten ist es nicht möglich, fluidtechnische Effekte in einer Simulation auf Schichtebene abzubilden. Eine schematische Darstellung der Unterscheidung des Temperaturfeldes innerhalb des Schmelzbades zwischen konduktiv und konvektiv dominierter Wärmeleitung ist in Abbildung 5.26 wiedergegeben. Es ist anzunehmen, dass sich bei einer konvektiv dominierten Wärmeleitung ein quasiisothermes Verhalten an der Oberfläche einstellt. Obwohl so gegebenenfalls dieselbe Menge an Energie vorliegt, werden durch das *Stefan-Boltzmann-Gesetz* hohe Temperaturen stärker gewichtet, was zu einer Überschätzung von  $T_M$  führt. Diese These kann am Ende dieser Arbeit bestätigt



## 5.3 Kalibrierung und Validierung der Simulationsmodelle

werden und wird im Ausblick näher erläutert (Kapitel 8).

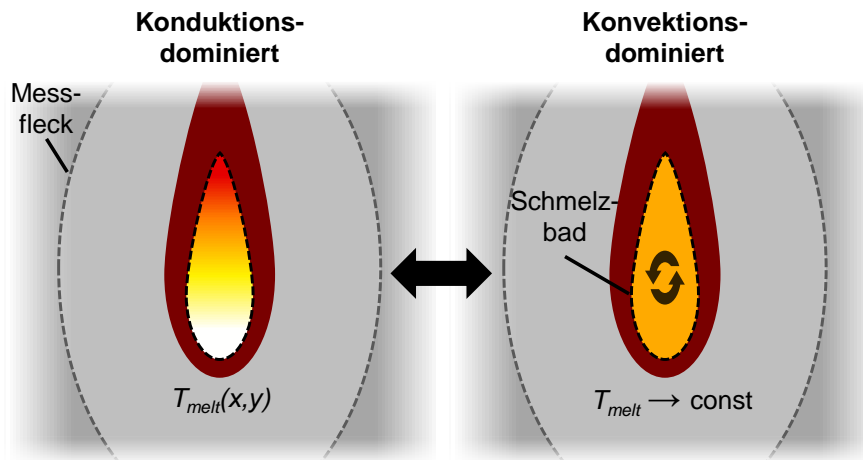


Abbildung 5.26: Schematischer Vergleich des Temperaturfeldes innerhalb des Schmelzbades bei konduktiv und konvektiv dominierter Wärmeleitung

Die numerische Abbildung des Temperaturverlaufs wird daher als ausreichend angesehen (vergleiche Abbildung 5.24). Schlüsse über Absolutwerte für maximale Aufheiz- oder Abkühlraten sollten allerdings auf dieser Skalenebene hinterfragt werden, da diese stark überschätzt werden. Für eine genauere Abbildung der fluidtechnischen Prozesse wird auf Simulationen auf Schmelzbadebene verwiesen (Kapitel 2.4), die allerdings nicht Teil dieser Arbeit sind.

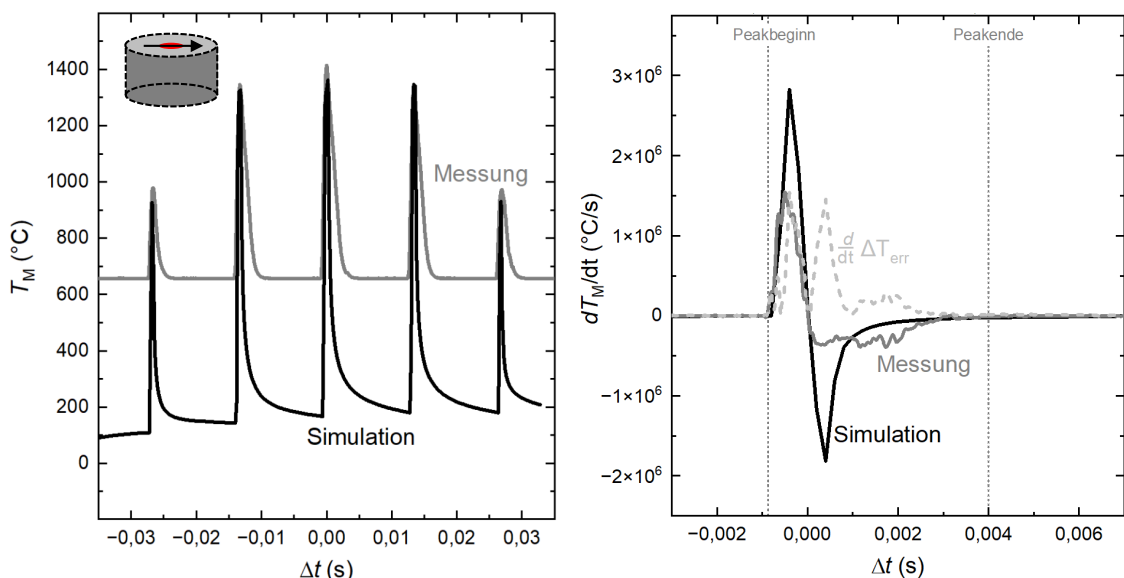


Abbildung 5.27: **(links)**: Vergleich des im kalibrierten Schichtmodell simulierten Temperaturverlaufs mit den experimentellen Daten der Pyrometermessung **(rechts)**: Vergleich der Steigung des Temperaturverlaufs und des absoluten Fehlers

Für die Validierung wird unter denselben Versuchsbedingungen der Aufbau eines Zylinders ( $d = 10 \text{ mm}$ ) mit dem Pyrometer gemessen und anschließend mit den Kalibrierparametern simuliert.

Abbildung 5.27 (links) zeigt die Ergebnisse von Messung und Simulation. Verlauf, Anzahl und Symmetrie der Peaks sind äquivalent zur Kalibrierung. Die Abnahme von  $T_{max}$  hin zu den äußeren Peaks ist jedoch stärker ausgeprägt, was mit der abnehmenden Scanlänge bei einer runden Belichtungsfläche korreliert. Betrachtet man  $T_{max}$ , beträgt der mittlere Fehler zur Messung  $37,9 \text{ °C}$  und der relative Fehler  $3,1 \%$ . Dies weist auf eine vergleichbare Kongruenz zur Kalibrierung hin (Abschnitt 4.4.2). Auch hier ist wieder ein Anstieg im Verlauf von  $T_{min}$  von ca.  $115 \text{ °C}$  zu erkennen. Die Temperaturänderung in Abbildung 5.27 (rechts) ist vergleichbar mit der Kalibrierung. Eine leichte Verbesserung der maximalen Abweichung (ca.  $1,5 \cdot 10^6 \text{ K/s}$ ) ist zu erkennen.

### 5.4 Einfluss der Kernprozessparameter auf das thermische Gesamtsystem

Mit den optimierten Versuchsset-ups und den kalibrierten Simulationsmodellen soll in diesem Kapitel eine Untersuchung des Einflusses der Kernprozessparameter ( $P$ ,  $v$ ,  $\Delta y$ ,  $T_{heat}$ ) sowie der Geometrie auf die thermische Historie des PBF-LB/M-Prozesses vorgestellt werden. Dabei ist zu beachten, dass es sich hierbei um die Betrachtung eines multifaktoriellen mehrskaligen Systems handelt. Folglich ist eine isolierte Variation einzelner Prozessparameter experimentell nur schwer umsetzbar. Es ist somit wichtig, bei der Interpretation der Daten das thermische Gesamtsystem von mehreren Seiten zu betrachten, weshalb der erarbeitete hybride *Werkzeugkasten* aus Messtechnik und Simulation eingesetzt werden soll. Außerdem sollte die numerische Betrachtung auf Bauteil- und Schichtebene durchgeführt werden, um skalenübergreifende Effekte zu erfassen. Die Simulationsmodelle ermöglichen es dabei, Abhängigkeiten zu schwer abzubildenden Faktoren wie beispielsweise der Schmelzbadmorphologie, dem Absorptionsverhalten oder der Rauch- und Spratzerbildung gezielt zu vernachlässigen. Diese sollten für eine quantitative Auswertung natürlich berücksichtigt werden, aber für eine qualitative Auswertung zur Generierung von Prozessverständnis können so isolierte Versuche an einem vereinfachten System durchgeführt werden.

#### 5.4.1 Makroskopische thermische Historie

Für eine isolierte Bewertung auf Bauteilebene wird die kalibrierte Makrosimulation genutzt. Hierfür wird, wie für die Kalibrierung, der Aufbau eines Zylinders simuliert. Im Gegensatz zur Kalibrierung wird nun allerdings nicht mehr der Aufbau des InTherPlate-Set-ups simuliert und stattdessen der Temperaturverlauf im Zentrum der ersten Schicht betrachtet.

## 5.4 Einfluss der Kernprozessparameter auf das thermische Gesamtsystem

Dabei ist zu beachten, dass die Simulation das in Abschnitt 5.1.4 beschriebene Einlaufverhalten der nominellen Schichtstärke in den ersten Schichten nicht abbildet. Somit wird ein idealisierter Temperaturverlauf betrachtet, der bei konstanter Querschnittsfläche bis auf den Abstand zur Bauplattform äquivalent zum Verlauf in jeder beliebigen Schicht angesehen werden kann. Es werden die etablierten Referenzparameter für 316L genutzt und es wird jeweils nur ein Faktor variiert.

Abbildung 5.28 zeigt den Verlauf von  $\theta_{max}$  und  $\theta_{min}$  über die Schichtanzahl für die Variation von  $P$  und  $T_{heat}$ .  $P$  wird zwischen 100 und 300 W variiert und zeigt dabei einen Anstieg des absoluten Maximums von 52,5 auf 155,5 °C ( $\Delta\theta_{max}/\Delta P \approx 0,5 \text{ °C/W}$ ). Der degressive Verlauf ist bei höherem  $P$  stärker ausgeprägt und auch  $\theta_{\infty}$ , welches die mittlere Temperatur im quasistationären Zustand (Gleichung 5.4) darstellt, variiert zwischen 5 und 12,4 °C ( $\Delta\theta_{\infty}/\Delta P \approx 0,04 \text{ °C/W}$ ). Damit zeigt  $P$  auf Bauteilebene eine starke Korrelation mit  $\theta_{max}$  und eine schwache Korrelation mit der mittleren Temperatur, die das Material erfährt. Die Variation von  $P$  ist im implementierten Modell äquivalent zur Variation von  $\alpha$ . So entspricht der Betrachtungsraum zwischen 100 und 300 W bei  $\alpha=0,52$  einer Variation von  $\alpha$  zwischen 0,26 und 0,78 bei  $P = 200 \text{ W}$  (vergleiche Gleichung 2.5).

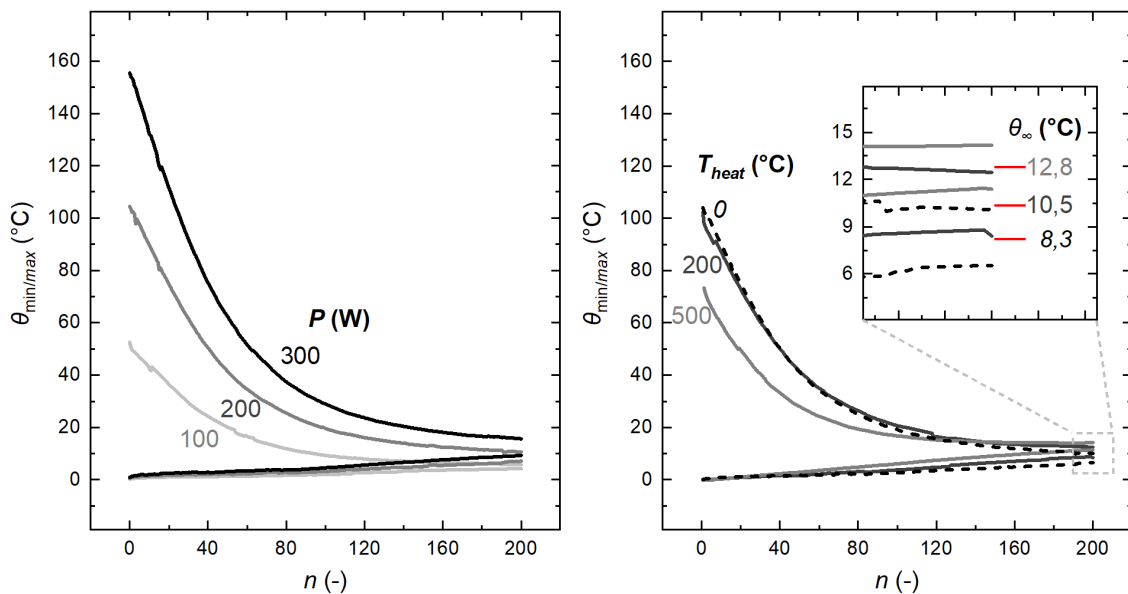


Abbildung 5.28: Simulation des Verlaufs der Maxima und Minima in der ersten Schicht (**links**): Variation der Laserleistung (**rechts**): Variation der Vorheiztemperatur

In Abbildung 5.28 (rechts) wird der Temperaturverlauf bei ausgeschalteter Vorheizung, 200 °C und 500 °C dargestellt. Es ist zu beachten, dass hier immer noch die Übertemperatur relativ zur Starttemperatur gezeigt wird ( $T(t_0) \approx T_{heat}$ ). Somit zeigt sich eine starke Korrelation von  $T_{heat}$  mit dem mittleren Temperaturniveau. Außerdem besteht ein positiver

Zusammenhang zu  $\theta_\infty$ , was mit dem verringerten Temperaturgefälle und damit  $\dot{Q}_{cond}$  korreliert. Es erschließt sich außerdem, dass die maximale Temperaturdifferenz negativ mit  $T_{heat}$  korreliert, von  $\Delta T_{max} = 104^\circ\text{C}$  bei ausgeschalteter Heizung zu  $\Delta T_{max} = 71^\circ\text{C}$  bei  $T_{heat} = 500^\circ\text{C}$ . Dies unterstützt den häufig proklamierten Zusammenhang, dass eine erhöhte Vorheizung vorteilhaft für rissanfällige Materialien ist, da Temperaturgradienten und resultierende Eigenspannungen reduziert werden [18, 185]. Die geringe Divergenz zwischen der ausgeschalteten Heizung und  $T_{heat} = 200^\circ\text{C}$  zeigt aber auch, dass dieser Zusammenhang nicht linear ist.

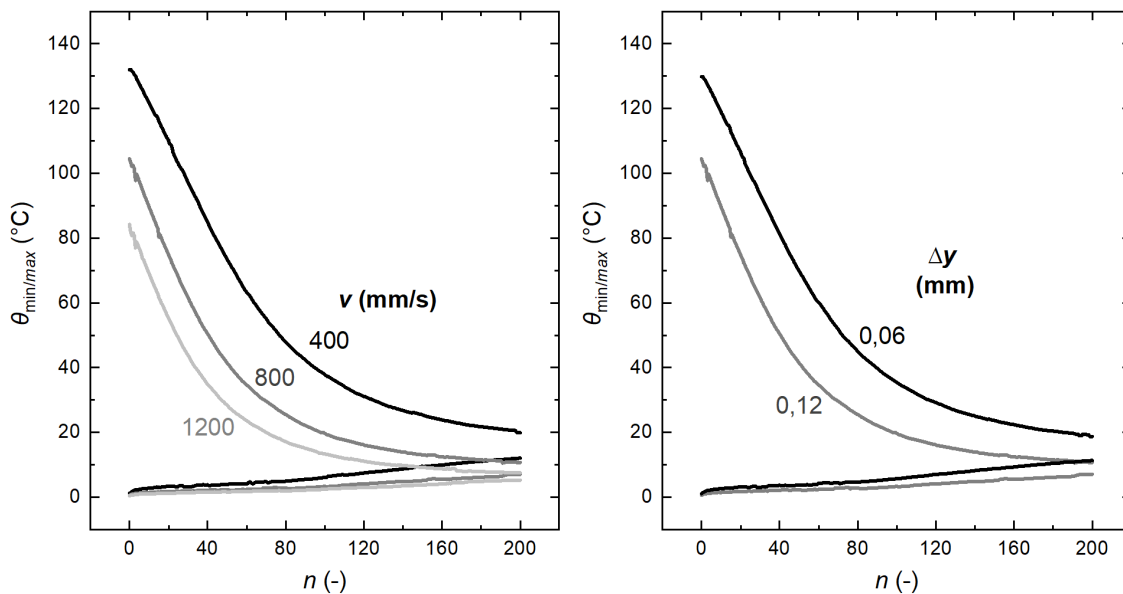


Abbildung 5.29: Simulation des Verlaufs der Maxima und Minima in der ersten Schicht (**links**): Scangeschwindigkeit (**rechts**): Hatchabstand

In Abbildung 5.29 wird der Einfluss von  $v$  und  $\Delta y$  auf den Temperaturverlauf dargestellt. Ähnlich dem Zusammenhang zwischen  $P$  und  $\alpha$  sind  $v$  und  $\Delta y$  aufgrund der räumlichen Auflösung des Modells auf Bauteilebene als äquivalent anzusehen. Beide sind auf makroskopischer Ebene nur in Abhängigkeit zu  $A_{exp}$  durch das resultierende  $t_{exp}$  implementiert (vergleiche Gleichung 2.4). Folglich ist der Verlauf von  $v = 400$   $\text{mm/s}$  und  $\Delta y = 0,12$   $\text{mm}$  in Abbildung 5.29 (links) identisch zu  $v = 800$   $\text{mm/s}$  und  $\Delta y = 0,06$   $\text{mm}$  in Abbildung 5.29 (rechts). Zu Vereinfachung werden beide Verläufe hier äquivalent anhand von  $v$  beschrieben. Für die Variation zwischen  $1200$  und  $400$   $\text{mm/s}$  ergibt sich ein maximaler Temperaturanstieg zwischen  $84^\circ\text{C}$  und  $131^\circ\text{C}$ .  $\theta_\infty$  steigt dabei von  $6,3^\circ\text{C}$  auf  $16^\circ\text{C}$ . Damit zeigt sich, dass auf makroskopischer Ebene, äquivalent zu  $P$ , eine starke Korrelation mit den maximal erreichten Temperaturen und eine schwache Korrelation mit den mittleren Temperaturen vorliegt. Es ist zu beachten, dass eine reale Variation von  $P$ ,  $v$  und  $\Delta y$  zu einer Veränderung der Schmelzbadmorphologie [186] sowie der Rauch- und Spratzerbil-

## 5.4 Einfluss der Kernprozessparameter auf das thermische Gesamtsystem

ung [30] führt und somit auch die Energieverluste und das Absorptionsverhalten [103] beeinflusst werden. Insbesondere bei einem Übergang zum Tiefschweißen (Kapitel 2.2) ist im realen Prozess eine sprunghafte Änderung der Absorption und der Schmelzbadmorphologie zu erwarten. Nach Gleichung 2.17 wird im untersuchten Bereich aber nie eine normalisierte Enthalpie von 30 ( $\gg 2,4$ ) überschritten, sodass nach King et al. [76] der Bereich des Tiefschweißens nicht erreicht wird.

Eine experimentelle Betrachtung des Einflusses der Bauteilgeometrie anhand des InTherPlate-Set-ups ist bereits in Schnell et al. [88] publiziert. Die Kernerkenntnis ist, dass der Einfluss einfacher Geometrielemente über deren Verlauf von  $A_{exp}(n)$  mit dem makroskopischen Temperaturverlauf und insbesondere  $\theta_\infty$  korreliert werden kann. Wie bereits beschrieben, definiert sich  $t_{exp}$  über  $v$ ,  $\Delta y$  und  $A_{exp}$  (Gleichung 2.4). Folglich decken sich die Erkenntnisse aus den hier vorgestellten simulativen Untersuchungen von  $v$  und  $\Delta y$  mit den experimentellen Untersuchungen zur Geometrie und zu  $A_{exp}$  aus Schnell et al. [88].

### 5.4.2 Mesoskopische thermische Historie auf Schichtebene

Für eine isolierte Bewertung auf Mesoebene wird das kalibrierte Schichtmodell genutzt. Hierfür wird wieder die rechteckige Geometrie aus der Kalibrierung verwendet (vergleiche Abschnitt 5.3.2). Um die Vergleichbarkeit zu den Pyrometermessungen zu gewährleisten, wird weiterhin der über die Fläche des Messflecks gemittelte Temperaturverlauf betrachtet (Abschnitt 4.4.2). Wie bei den Untersuchungen des Bauteilmodells werden die etablierten Referenzparameter für 316L genutzt und es wird jeweils nur ein Faktor variiert.

Abbildung 5.30 (links) zeigt den Verlauf des simulierten  $T_M$  über die Zeit relativ zum zentralen Peak. Die Variation von  $P$  zwischen 100 und 300 W führt zu einer Steigerung von  $T_{max,m}$  von 1000 auf 1922 °C. Bezieht man den Wert von 200 W mit ein, ergibt sich ein annähernd linearer Zusammenhang mit einer Steigung von 4,6 °C/W. Anhand des Verlaufs von  $T_{min}$  lässt sich ein kontinuierlicher Anstieg des lokalen Temperaturniveaus erkennen, der positiv mit  $P$  korreliert.

Der nahezu lineare Zusammenhang zwischen  $T_{max}$  und  $P$  könnte auf einen geringen Einfluss der implementierten Verlustmechanismen auf die Peakhöhe schließen lassen. Es wäre allerdings auch denkbar, dass die erhöhten Verluste teilweise durch das höhere mittlere Temperaturniveau kompensiert werden.

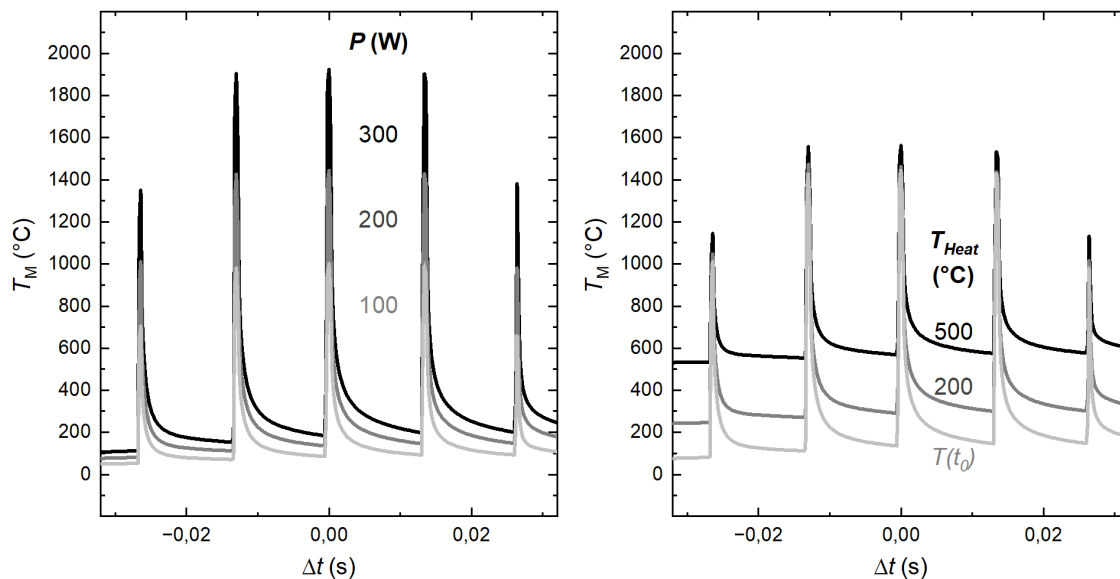


Abbildung 5.30: Temperaturverlauf im simulierten Messfleck des Schichtmodells (**links**): Variation der Leistung (**rechts**): Variation der Heiztemperatur

Der Einfluss von  $T_{heat}$  wird anhand der Verläufe in Abbildung 5.30 (rechts) dargestellt.  $T_{heat}$  wird zwischen Raumtemperatur (ausgeschaltet), 200 und 500 °C variiert. Dabei ist der Anstieg von  $T_{max,m}$  im Vergleich zum vorherigen Versuch gering, von 1444 auf 1561 °C. Der Einfluss auf das mittlere Temperaturniveau ist allerdings stärker ausgeprägt, sodass  $T_{min,m}$  durch Einsatz einer 500 °C-Vorheizung von 138 auf 569 °C steigt.

Dies zeigt, dass die lokale Aufheizung des mittleren Temperaturniveaus während des Belichtungsvorgangs stark mit den durch die Vorheizung reduzierten konduktiven Verlusten korreliert (vergleiche Kapitel 2.2). Gleichzeitig wird verdeutlicht, dass das lokale mittlere Temperaturniveau nur einen relativ geringen Einfluss auf die Maximaltemperaturen hat.

In Abbildung 5.31 wird die Variation von  $v$  und  $\Delta y$  dargestellt. Die Betrachtung auf Schichtebene ermöglicht nun die Differenzierung dieser beiden Parameter. So führt die gezeigte Reduzierung von  $v$  dazu, dass die zeitlichen Abstände der Peaks steigen, und eine Verringerung von  $\Delta y$  erhöht die Anzahl der Peaks, also der den Messfleck passierenden Scanvektoren. Dabei entspricht die simulierte Zunahme des Abstands der Peaks von 1200 auf 400 mm/s exakt der über die Scanvektorlänge (10 mm) berechneten Zunahme von 0,0167 s.

Die Variation von  $v$  zwischen 400 und 1200 mm/s sorgt dabei auch für eine annähernd lineare Zunahme von  $T_{max,0}$  von 1319 auf 1690 °C ( $-0,46$  °Cs/mm). Analog zu  $P$  korreliert auch hier bei erhöhter Energieeinbringung pro Schicht (Verringerung von  $v$ ) der Anstieg von  $T_{min,m}$  (76 °C bei 400 mm/s  $\rightarrow$  48 °C 1200 mm/s).

## 5.4 Einfluss der Kernprozessparameter auf das thermische Gesamtsystem

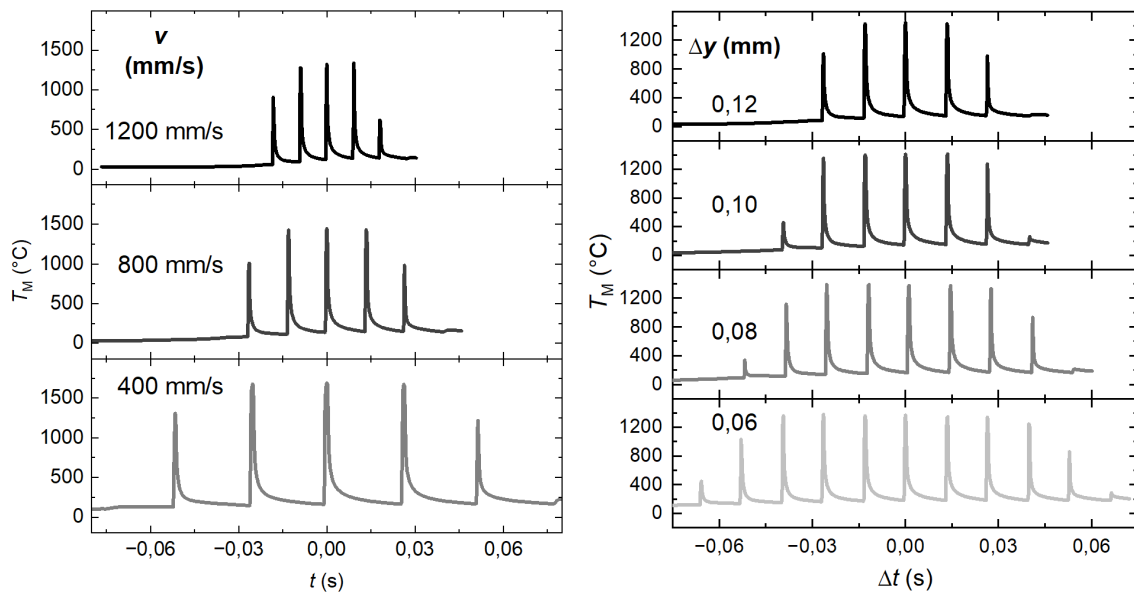


Abbildung 5.31: Temperaturverlauf im simulierten Messfleck des Schichtmodells (**links**): Variation der Scangeschwindigkeit (**rechts**): Variation des Hatchabstands

$\Delta y$  wird zwischen 0,12 und 0,06 mm untersucht.  $T_{max,0}$  sinkt dabei linear von 1444 auf 1370 °C (1233 °C/mm). Entgegen der Variation von  $P$  und  $v$  korreliert damit an dieser Stelle  $T_{max,0}$  negativ mit der eingebrachten Energie. Auch für die Zunahme des mittleren Temperaturniveaus korreliert  $T_{min,m}$  negativ mit der eingebrachten Energie:  $T_{min,m}(0,12 \text{ mm}) = 135 \text{ °C} \rightarrow T_{min,m}(0,06 \text{ mm}) = 180 \text{ °C}$ .

Beide Korrelationen unterstützen die Annahme, dass eine Erhöhung der eingebrachten Energie über die Absenkung von  $\Delta y$  durch zeitliche Streckung des Energieeintrags eine höhere Menge Energie ins Material einbringen kann, ohne die Temperaturgradienten oder Maximaltemperaturen zu erhöhen. Dies würde die experimentellen Erkenntnisse mehrerer Veröffentlichungen [45] beispielsweise zu rissanfälligen Materialien wie DMMCs in Schnell et al. [18] oder amorphen Legierungen in Wegner et al. [187, 188] unterstützen.

Dabei ist zu beachten, dass in einem realen Prozess durch eine Veränderung von  $\Delta y$  das Verhältnis von Pulver zu aufgeschmolzenem Material, welches der Laser belichtet, variiert. Auch wenn im vorgestellten Modell der Phasenübergang über die Materialparameter abgebildet wird, sind gerade die Auswirkungen fluiddynamischer Effekte sowie die daraus folgende Beeinflussung der Schmelzbadausprägung und des Absorptionsverhaltens nicht implementiert. Hierfür wäre eine simulative Betrachtung auf Schmelzbadebene notwendig.

Die Auswirkungen einer Variation der Geometrie kann anhand der Ergebnisse von Kalibrierung (Abbildung 5.23) und Validierung (Abbildung 5.27) abgeschätzt werden. Hier-

bei werden unter denselben Versuchsbedingungen die Belichtung eines Rechtecks (2 x 10 mm) und die eines Zylinders ( $d = 10$  mm) untersucht. Der Unterschied bezieht sich dementsprechend hauptsächlich auf die Belichtungsfläche (20 zu 78,5 mm<sup>2</sup>) und die Länge der Scanvektoren. Die Belichtungsfläche korreliert mit der lokalen Aufheizung  $T_{min,m} = 131$  bzw.  $T_{min,m} = 167$  °C. Die mittlere Abnahme der Temperaturmaxima ( $T_{max,m} - T_{max,-/+1} \approx 26$  °C) bei der Messung des Zylinders kann mit der Abnahme der Scanvektorlänge bei einer kreisförmigen Belichtungsfläche korreliert werden.

Beide Faktoren haben einen relativ kleinen Effekt auf das gemessene Spektrum, sodass die Bedeutung der Geometrie im Vergleich zu den vorher untersuchten Prozessparametern in diesem Zusammenhang als gering angesehen werden kann. Die Gültigkeit dieser Aussage ist allerdings auf simple Geometrien und die Messung im Bauteilzentrum beschränkt. Komplexere Körper mit dünnen Wänden und starken Überhängen sowie variierende Scanvektorlängen in Randbereichen könnten einen signifikanteren Einfluss auf die lokalen Temperaturpeaks haben.

**Zwischenfazit:** Die isolierte Betrachtung auf Bauteil- und Schichtebene erlaubt inhärente Charakteristika der einzelnen Prozessparameter qualitativ zu untersuchen. Dies kann genutzt werden, um ein grobes Verständnis davon zu erlangen, wie diese gezielt variiert werden können, um die thermische Historie iterativ anzupassen. So zeigt  $P$  einen starken Einfluss auf maximal erreichte Temperaturen und führt außerdem zu einem verhältnismäßig schwachen Anstieg des Temperaturniveaus. Im Gegensatz dazu zeigt  $T_{heat}$  eine starke Korrelation zum mittleren Temperaturniveau, aber ist vernachlässigbar bezogen auf die Maximalwerte.  $v$  bestimmt maßgeblich den zeitlichen Abstand, mit dem ein Material Temperaturspitzen erfährt, was beispielsweise für zeitabhängige Vorgänge wie Diffusion relevant ist, beeinflusst aber auch die Maximaltemperaturen.  $\Delta y$  hingegen definiert auf Schichtebene die Anzahl der Peaks, die das Material erfährt, ändert aber weder deren Höhe noch deren Zeitabstände. Auf makroskopischer Ebene beeinflussen aber sowohl  $v$  als auch  $\Delta y$  die maximalen und mittleren Schichttemperaturen über  $t_{exp}$ . Die Geometrie hat für primitive Körper in der untersuchten Größenordnung, abgesehen von der Änderung der Scanvektorlänge, einen vergleichsweise geringen Einfluss. Es sei abschließend nochmals erwähnt, dass diese numerischen Experimente nur unter der Annahme konstanter Schmelzbadausprägung, Absorptionsbedingungen sowie Rauch- und Spratzerbildung (*Conduction-Mode*) gültig sind.

## 5.5 Abschließende Betrachtung der Wärmeströme

In diesem Kapitel soll eine abschließende kritische Betrachtung der Größenordnung der in Kapitel 2.2 definierten Wärmeströme in den beiden Simulationsmodellen und experimentellen Ansätzen erfolgen.



## 5.5 Abschließende Betrachtung der Wärmeströme

---

### 5.5.1 Absorption

$\dot{Q}_{abs}$  wird hauptsächlich über  $\alpha$  definiert (Gleichung 2.5). Betrachtet man nun die Werte für die Modelle auf Bauteil- und Schichtebene sowie den experimentell ermittelten effektiven Wert (Tabelle 5.3), so sind hier große Abweichungen erkennbar.

Die makroskopische Absorption aus dem Bauteilmodell liegt mit  $\alpha = 0,73$  über dem in Abschnitt 5.1.4 ermittelten  $\bar{\alpha}_{eff,7} = 0,54$ . Dies ist zu erwarten, da der effektive Wert die schwer zu quantifizierenden Energieverluste wie Spratzerbildung oder Streuung durch Prozessabgase inkludiert und dadurch verringert wird (vergleiche Kapitel 5.5). Der Wert ist wiederum vergleichbar mit durch Ray-Tracing ermittelten Werten wie in Boley et al. [101] (0.68) oder Ye et al. [105] (ca. 0.72).

Das mesoskopische  $\alpha = 0,24$  liegt auf der anderen Seite weit unter den beiden Werten. Dies entsteht durch die bereits diskutierten notwendigen Vereinfachungen auf Schichtebene bezüglich der Schmelzbadströmung (Abbildung 5.26). Insbesondere der Marangoni-Effekt (Kapitel 2.2) sorgt für die Konvektion von heißer Schmelze weg vom Zentrum des Schmelzbades. Dies definiert maßgeblich die Schmelzbadmorphologie und fördert die Energieabfuhr [182]. Ein weiterer Punkt, der diese These stützt, ist die Abweichung der Abkühlraten zwischen Messung und Simulation (vergleiche Abbildung 5.23). Durch die Fluidströmung im realen Prozess ergibt sich ein isothermeres Temperaturfeld, während sich in der Simulation aufgrund des großen Temperaturgradienten signifikant höhere Abkühlraten ausprägen. Um diese Vereinfachung numerisch auszugleichen und die Maximaltemperaturen trotzdem abbilden zu können, muss  $\alpha$  bei der Kalibrierung verringert werden. Diese These konnte am Ende dieser Arbeit bestätigt werden und wird im Ausblick näher erläutert (Kapitel 8). Die Problematik zeigt sich auch in anderen Publikationen auf Schichtebene, wie Liu et al. ( $\alpha = 0,25$ ) [130], Parivendhan et al. ( $\alpha = 0,3$ ) [182] oder Tang et al. ( $\alpha = 0,35$ ) [133].

Zusammenfassend gibt es weiterhin Forschungsbedarf, um die multifaktorielle Problemstellung der Bestimmung von  $\alpha$  zu untersuchen. Auf experimenteller Ebene kann durch das vorgestellte Set-up (Abschnitt 4.3.1) eine gute Abschätzung für einen effektiven Absorptionskoeffizienten von  $\bar{\alpha}_{eff,7} = 0,54$  unter den untersuchten Bedingungen gegeben werden. Um ein von den Verlustfaktoren bereinigtes  $\alpha$  zu ermitteln, bedarf es umfangreicher numerischer Untersuchungen. Hierbei müssen mehrere makroskopische sowie mesoskopische Effekte numerisch abgebildet werden, sodass eine Kopplung der Skalenebenen vom Bauteil bis zum Schmelzbad erforderlich ist. Zum jetzigen Stand der Forschung kann  $\dot{Q}_{abs}$  somit nur wie folgt abgeschätzt werden:

Tabelle 5.3: Abschätzung zur Größenordnung des absorbierten Wärmestroms für 316L bei einer Leistung von 200 W auf Basis des numerisch auf Bauteil- und Schichtebene und effektiven experimentell ermittelten Absorptionskoeffizienten

	Bauteil	Schicht	Experimentell (eff)
$\alpha$ (-)	0,73	0,24	0,54
$\dot{Q}_{abs}(W)$	146	48	108

### 5.5.2 Konduktion

Für eine Abschätzung von  $\dot{Q}_{loss,cond}$  müssen bezüglich des transienten Temperaturfeldes (Gleichung 2.7) während des Prozesses signifikante Vereinfachungen getroffen werden. Einen alternativen Lösungsansatz bietet hier der charakteristische Temperaturverlauf des InTherPlate-Set-ups beziehungsweise dessen numerischen Abbilds (Abschnitt 5.2.1). Für kleine Bauteile ( $H \approx 10$  mm) kann die Annahme getroffen werden, dass sich nach ca. 100 Schichten ein quasistationärer Zustand zwischen eingehenden und ausgehenden Wärmeströmen ausbildet [88]. Folglich kann die lineare Wärmeleitgleichung 5.2 für  $\dot{Q}_{loss,cond}$  genutzt werden.

An dieser werden vereinfachend für  $A_{cond}$ ,  $\theta_{sub}$  und  $\delta$  die Werte und Abschätzungen aus Abschnitt 5.2.1 und Schnell et al. [88] genutzt.  $\lambda_{C45}(\theta_{sub} - \theta_{\infty})$  wird aus Abbildung C.2 im Anhang und  $\theta_{\infty}$  aus Abbildung 5.3.1 entnommen.

Tabelle 5.4: Abschätzung zur Größenordnung der Wärmeleitungsverluste für den Aufbau eines Zylinders ( $d = 10$  mm) aus 316L auf Basis der Näherung aus Schnell et al. [88]

$\dot{Q}_{loss,cond}$ (W)	$\theta_{sub}$ (°C)	$\theta_{\infty}$ (°C)	$A_{cond}$ (mm <sup>2</sup> )
$\approx 7,76$	1,5	8,9	290

### 5.5.3 Wärmeverluste über die oberste Schicht

Die Wärmeverluste auf der jeweils obersten Schicht abzuschätzen, stellt aufgrund der Temperaturgradienten und Abkühlraten eine Herausforderung dar. Eine Möglichkeit besteht darin, die Oberflächentemperatur sowohl räumlich als auch zeitlich zu mitteln. Dies kann mittels des Schichtmodells erfolgen. Anhand der Simulation in Abbildung 5.23 wird durch Mittelung über die gesamte Bauteiloberfläche und die Dauer einer Schicht eine Temperatur von  $\bar{T}_{top} = 105,4$  °C berechnet. Diese soll nun genutzt werden, um die Größenordnung der Verlustströme über die Oberfläche abzuschätzen.

**Konvektion:**  $\dot{Q}_{loss,conv}$  wird ähnlich wie  $\alpha$  für  $\dot{Q}_{abs}$  hauptsächlich über  $a_{conv}$  bestimmt (Kapitel 2.2). Vergleicht man den im Bauteilmodell kalibrierten Wert von ( $a_{conv} = 750$  W/m<sup>2</sup>K), so ist eine große Differenz zum häufig in der Literatur angewandten Spektrum von ca. 8–25 W/m<sup>2</sup>K [63, 80, 85, 168, 189] zu erkennen.

## 5.5 Abschließende Betrachtung der Wärmeströme

Zum Vergleich kann die in den Grundlagen vorgestellte Näherungslösung für eine längsüberströmte ebene Platte (Gleichung 2.8) genutzt werden. Hierfür wird der Wert für die Überströmungsgeschwindigkeit des Schutzgases mit einem Anemometer bei geschlossenem Bauraum kurz über dem Pulverbett auf  $v_{gas} = 2 \text{ m/s}$  bestimmt. Mit den Stoffwerten für das Schutzgas (Anhang Abbildung C.1) resultiert der berechnete Wärmeübergangskoeffizient von ca.  $11,5 \text{ W/m}^2\text{K}$ , was sich mit den in der Literatur genutzten Werten deckt. Masoomi et al. [190] wiederum schlagen einen vergleichbar stark erhöhten Koeffizienten von  $1000 \text{ W/m}^2\text{K}$  vor, um die Temperaturgradienten in der direkten Wärmeeinflusszone des Lasers, die nicht in einem Bauteilmodell abgebildet werden können, zu berücksichtigen.

Ein weiterer Punkt ist, dass die Kongruenz der Validierung durch eine Verringerung von  $a_{conv} = 100 \text{ W/m}^2\text{K}$  (Abbildung 5.22) zwar weiter gesteigert werden kann, diese aber auch nur eine Beeinflussung des Temperaturverlaufs im einstelligen Bereich hervorruft. Die Sensitivitätsanalyse des Modells auf Schichtebene zeigt außerdem eine so geringe Korrelation, dass  $a_{conv}$  nicht iterativ optimiert, sondern konstant ( $11,5 \text{ W/m}^2\text{K}$ ) gehalten wird.

Zusammengefasst haben konvektive im Vergleich zu konduktiven Verlusten oder dem Energieeintrag einen geringen Einfluss auf die thermische Historie auf Bauteil- und Schichtebene. Gleichzeitig ist die Bestimmung von  $a_{conv}$  aber ähnlich wie bei  $\alpha$  eine multifaktorielle Problemstellung, sodass für die numerische Bestimmung eines bereinigten Wertes eine multiskalige Betrachtung von Bauteil- bis Schichtebene notwendig wäre. Aufgrund der guten Kongruenz und der Nähe zu den empirisch ermittelten Werten wird an dieser Stelle  $a_{conv} = 100 \text{ W/m}^2\text{K}$  weiter verwendet.

Für die Abschätzung der Größenordnung der konvektiven Wärmeverluste an das Prozessgas kann nun mit Gleichung 2.8 ein gemittelter Verluststrom,  $\bar{Q}_{loss,conv}$ , berechnet werden. Durch die Aufheizung der Anlagenkomponenten über den Bauprozess steigt  $T_{gas}$  während des Prozesses an. Anhand der herstellerseitig integrierten Thermoelemente kann dieser von RT auf ca.  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  bestimmt werden. Damit ergibt sich ein über den Prozess gemittelter Wert von  $\bar{T}_{gas} = 37,5 \text{ }^\circ\text{C}$ . Zusammenfassend lässt sich  $\bar{Q}_{loss,conv} = 0,5 \text{ W}$  berechnen. Dies passt zu den Werten, die von [48] numerisch errechnet werden ( $0,2\text{--}2 \text{ W}$ ). Weitere Vergleichswerte sind dem Autor leider nicht bekannt, da diese in simulativen Studien meist zwar angewandt, aber nicht quantifiziert werden.

**Strahlung:** Für die Abschätzung der Strahlungsverluste wird ein Wert für  $\varepsilon$  benötigt (Gleichung 2.11). Die durch den Prüfstand in Abschnitt 5.1.5 bestimmten Werte können leider nicht verwendet werden, da diese wellenlängenspezifisch sind. Viele Autoren numerischer Studien geben keine Quelle für das verwendete  $\varepsilon$  an, was die Bewertung erschwert. Tang et al. nutzen ein konstantes  $\varepsilon$  von 0,26. Parivendhan et al. [182] verwenden 0,1

für flüssiges und 0,3 für festes 316L. Hunnewell et al. [178] messen experimentell in einer Vakuumkammer für festes 316L ein  $\varepsilon$  von 0,25–0,36. Aufgrund der soliden Methodik sollen diese Werte für die Abschätzung genutzt werden. Die zweite Unbekannte stellt die Oberflächentemperatur dar. Da die Strahlung mit der vierten Potenz in die Berechnung eingeht (Gleichung 2.11), würde die Verwendung der gemittelten Temperatur zu einer Unterschätzung führen. Stattdessen soll der Maximalwert der Pyrometermessungen ( $T_{max,m} = 1361 \text{ °C}$ ) genutzt und auf die Messfleckgröße ( $0,61 \text{ mm}^2$ ) bezogen werden. Final ergibt sich damit ein Wert von  $\dot{Q}_{loss,rad} = 0,04 \text{ W}$ . Der Vergleich mit anderen Modellen auf Schmelzbadebene ( $0,55 \text{ W}$ ) [48] deutet allerdings darauf hin, dass selbst die Mittelung der Temperatur über den Pyrometermessfleck noch zu einer signifikanten Unterschätzung der Strahlungsverluste führt.

### Phasenwechsel und Spratzerbildung

Wie bereits in Kapitel 2.2 ausgeführt, stellt die quantitative Bestimmung von Massenverlusten auf dem aktuellen Stand der Technik eine Herausforderung dar. Es wäre zwar möglich, diese durch eine Abschätzung der restlichen Wärmeströme durch die in Gleichung 2.1 aufgestellte Energiebilanz zu berechnen. Da jedoch einige Vereinfachungen für die bisherigen Abschätzungen notwendig sind, würde deren Aufsummieren zu einer zu großen Unsicherheit führen, sodass an dieser Stelle davon abgesehen wird.

Wie bereits in Kapitel 2.2 beschrieben, ist die Schmelzenthalpie erst relevant, wenn die zeitliche Latenz zwischen Aufschmelzen und Rekristallisation abgebildet werden kann, somit nur auf Mesoebene. Anhand von Gleichung 2.14 soll hier eine Maximalabschätzung gemacht werden. Die Schmelzenthalpie kann dafür anhand ihrer Masse und  $h_{melt}$  von 316L ( $250 \text{ J/g}$  – Abschnitt 5.1.1) auf  $1,2 \text{ J}$  pro Schicht oder über  $t_{bel}$  zu  $1,4 \text{ W}$  bestimmt werden. Um diesen Wert in Relation zu setzen, kann anhand des Schichtmodells bei einer Steigerung von  $P$  um  $1,4 \text{ W}$  ein  $\Delta T_{max,m}$  von  $4 \text{ °C}$  bestimmt werden. Damit wird gezeigt, dass  $\Phi'''_{melt}$  auch auf Schichtebene kalorisch vernachlässigbar ist. Es wird aber vermutet, dass diese Annahme für Simulationen auf Schmelzbadebene aufgrund der größeren räumlichen und zeitlichen Auflösung nicht gültig ist.

Um die relative Größenordnung der einzelnen Wärmeströme zu verdeutlichen, soll zusammenfassend die jeweilige Energiemenge pro Schicht dargestellt werden. Hierfür werden die einzelnen Faktoren jeweils mit  $t_{exp} = 0,88 \text{ s}$  oder  $t_{layer} = 11,3 \text{ s}$  verrechnet. Die Energie pro Schicht in Tabelle 5.5 ist aufgrund der Menge an Unsicherheiten nicht quantitativ zu interpretieren und außerdem material-, anlagen- und parameterspezifisch unter den in dieser Arbeit aufgeführten Randbedingungen (Kapitel 4). Trotzdem lassen die begründeten Abschätzungen einige vorsichtige Schlussfolgerungen zu.

## 5.5 Abschließende Betrachtung der Wärmeströme

Tabelle 5.5: Grobe Abschätzung zur Größenordnung der Wärmeleitungsverluste für den Aufbau eines Zylinders ( $d = 10 \text{ mm}$ ) aus 316L

$Q_{abs}$	$Q_{loss,cond}$	$Q_{loss,conv}$	$Q_{loss,rad}$	$Q_{loss,err}$
95 J	-87,9 J	-6 J	-0,04 J	-1,1 J

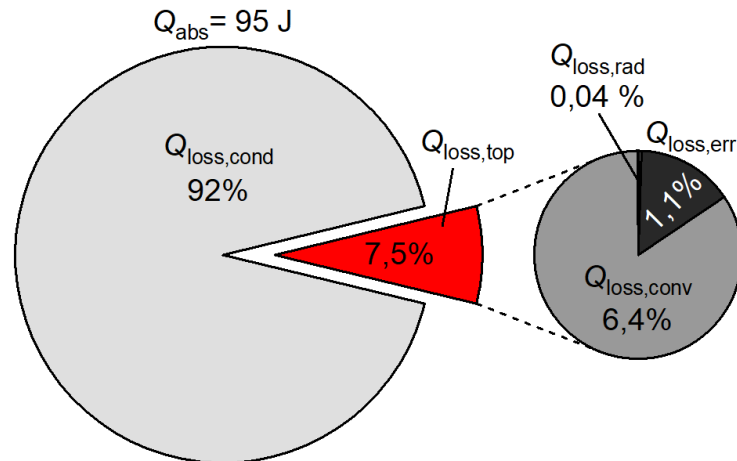


Abbildung 5.32: Prozentualer Anteil der abgeschätzten Wärmeverlustströme bezogen auf die absorbierte Energie pro Schicht (basierend auf den Versuchsbedingungen dieser Arbeit)

Da der Lasereintrag die Triebkraft des gesamten Prozesses ist, ist es physikalisch plausibel, dass  $Q_{abs}$  die größte Energie darstellt. Dass die Wärmeleitung in die Bauplattform den größten Verlustfaktor darstellt, ist auch wissenschaftlicher Konsens [60, 125]. Interessant ist der Abstand zum nächstgrößeren Verlustfaktor um eine Potenz. Der Fehler von 1,1 J kann wie bereits erwähnt teilweise den Verlusten durch Massenauswurf und Verdampfung zugeschrieben werden. Welcher Anteil jedoch durch die notwendigen Vereinfachungen begründet ist und ob Konvektions- oder Massenverluste größer sind, kann an dieser Stelle nicht genauer proklamiert werden. Es ist jedoch anzunehmen, dass beide sich zumindest in einer ähnlichen Größenordnung bewegen. Die Strahlungsverluste werden nach dieser Abschätzung als vernachlässigbar gering dargestellt. Es ist jedoch zu erwähnen, dass bei einer räumlichen Betrachtung auf Schmelzbadebene auch Strahlung einen signifikanten Einfluss auf die lokale thermische Historie haben kann [48].



---

## 6 Anwendungsbeispiel: Fertigung von DMMC

In diesem Kapitel soll anhand des in Abschnitt 2.5.1 eingeführten Materialkomposites DMMC die in dieser Arbeit entwickelte Methodik angewandt werden. Um die bereits beschriebenen Vorteile der additiven Fertigung von DMMC nutzen zu können, müssen die bekannten Problemstellungen bei der Fertigung mittels PBF-LB/M – Graphitisierung der Diamanten, starke Eigenspannungen und hohe Porosität – überwunden werden. Der Schlüssel für eine prädikative Prozessentwicklung ist hierbei in der thermischen Historie zu finden. Um diese zu analysieren, soll ein kombinatorischer Ansatz aus einer klassisch empirischen Herangehensweise mit den entwickelten thermischen Analysemethoden zur Generierung von erweitertem Prozessverständnis genutzt werden.

### 6.1 Empirische Identifikation des Prozessfensters

Für die Anwendung fast aller entwickelten Methoden ist es entscheidend, einen Startwert für die konsekutive Optimierung zu bieten. Hierzu zählen vor allem optimierte Prozessparameter, die die Fertigung von ausreichend großen und dichten Probekörpern mittels PBF-LB/M ermöglichen. Die Ausgangsdaten sind bereits in einer Studie in „Diamond & related Materials“ publiziert [18]. Deshalb werden hier nur die Kernaussagen im Gesamtkontext dieser Arbeit zusammengefasst.

Ziel des Testdesigns ist es, den Einfluss der Kernprozessparameter –  $\Delta y$ ,  $P$ ,  $v$  (Versuch 1) sowie  $T_{heat}$  (Versuch 2) und einer Ti-Beschichtung der Diamantpartikel (Versuch 3) – zu untersuchen.  $H_l$  wird bei 30  $\mu\text{m}$  konstant gehalten. Zielgrößen sind  $\rho_{rel}$ , die Prozessstabilität (Rissbildung) und der Grad der thermischen Zersetzung der Diamanten.

Tabelle 6.1: Exemplarisch betrachtete Parametersätze aus Schnell et al. [18]

Abk.	P (W)	v (mm/s)	$\Delta y$ (mm)	$E_V$ (J/mm <sup>3</sup> )
PS1	98	925	0,08	44,1
PS2	110	800	0,07	65,5
PS3	122	925	0,06	73,3

In Schnell et al. [18] wird hierzu ein breiter Parametersweep präsentiert. Hier werden auszugswise drei Parametersets betrachtet (Tabelle 6.1) sowie zwei  $T_{heat}$ , 200 und 500 °C. Als Probengeometrie dient ein Zylinder mit  $d = 5$  mm  $H = 10$  mm. Um die mechanische Belastung bei der Abtrennung von der Bauplattform zu verringern, werden die Proben auf  $H = 1,5$  mm Supportstrukturen aufgebaut.

Wie in 2.5.1 beschrieben, haben bisherige Publikationen gezeigt, dass  $\rho_{rel}$  für stahlbasierte DMMC im PBF-LB/M-Verfahren nach oben beschränkt ist [152, 161]. Der Ansatz, die eingebrachte Energie durch ein höheres  $P$  oder geringeres  $v$  zu erreichen, führt zu

unkontrollierter Rissbildung [161]. Wie in Kapitel 5.4 gezeigt wird, führt eine Verringerung von  $\Delta y$  unter Annahme konstanter Absorption zu einer Verringerung der Maximaltemperaturen. Daher wird die Vermutung angestellt, dass eine höhere Umschmelzrate durch ein geringeres  $\Delta y$  zu geringeren Temperaturgradienten und damit Eigenspannungen führt (Kapitel 2.5).

**Versuch 1 – Prozessparameter:** In Abbildung 6.1 ist eine repräsentative Probe mit charakteristischer Rissbildung bei  $T_{heat} = 200 \text{ °C}$ , ähnlich wie bei Wegner et al. [152] oder Tillmann et al. [161], zu erkennen. Es handelt sich hierbei um eine periodisch auftretende Rissbildung. Diese ist an der dem Beschichter zugewandten Seiten, parallel zu den Schichten, am deutlichsten ausgeprägt.

Es ist zu vermuten, dass sich über die Bauhöhe Eigenspannungen im Bauteil aufstauen und periodisch, gegebenenfalls ausgelöst durch leichten Kontakt mit dem Beschichter, durch Rissbildung ausgleichen. Diese destabilisiert den Prozess zusätzlich in zweierlei Hinsicht. Erstens führt sie zu lokalen Überhöhungen über das Pulverbett, sodass beim anschließenden Beschichten nicht genügend Pulver aufgetragen wird. Zweitens verringert der Riss selbst die Fläche, durch die die Wärme von der Schmelze weggeleitet werden kann. Dadurch reduzieren sich die konduktiven Verluste  $\dot{Q}_{cond}$ , was die mittlere Bauteiltemperatur  $T_{\infty}$  erhöht (vergleiche Abbildung 5.10).

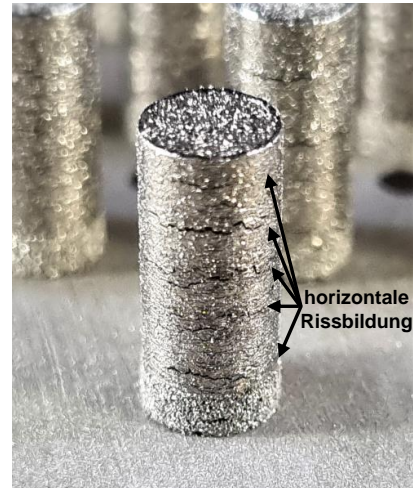


Abbildung 6.1: Charakteristische horizontale Rissbildung orthogonal zur Beschichter- und Aufbaurichtung

Abbildung 6.2 zeigt SEM-Aufnahmen der Probe aus Versuch 1, die mit dem energetisch geringsten Parametersatz SP1 aufgebaut worden ist. Durch die erkennbare *Lack-of-Fusion*-Porosität zeigt sich, dass die eingebrachte Energie nicht ausreichend ist, um ein dichtes Gefüge zu erzeugen.  $\rho_{rel}$  beträgt 90,95 % und die Porengröße liegt ca. zwischen 100 und 150  $\mu\text{m}$ . Trotzdem ist auch bei diesem Energieniveau bereits eine eigenspannungsbedingte Rissbildung zu erkennen. Die mittlere Rissbreite liegt bei 4,8  $\mu\text{m}$ . Bei genauer Betrachtung der unbeschichteten Diamantkörner sind sowohl intakte als auch bereits vollständig graphitisierte Areale zu erkennen. Die Diamanten sind optisch betrachtet ausreichend an die Matrix angebunden.



## 6.1 Empirische Identifikation des Prozessfensters

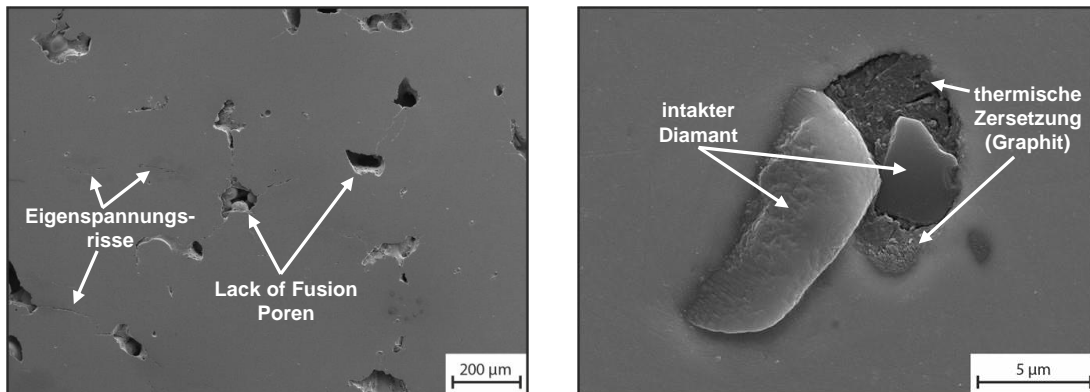


Abbildung 6.2: SEM-Aufnahme der mit der niedrigsten Energiedichte SP1 aufgebauten DMMC-Probe (**links**): Übersichtsbild (**rechts**): Nahaufnahme Diamant [18]

Bei höheren Energiedichten sind die Rissbildung und Überhöhung so gravierend, dass einzelne Proben (SP3) aus dem Baujob entfernt werden müssen. SP2 stellt repräsentativ einen der bei 200 °C höchsten aufbaubaren Parametersätze dar. In Abbildung 6.3 (links) ist die dabei entstehende weitreichend dichte Matrix (97,94 %), aber auch die bereits makroskopisch erkennbare starke Rissbildung (ca. 6,7 µm) zu sehen.

Der direkte Vergleich zwischen PS1 und PS2 zeigt exemplarisch, dass eine Reduzierung von  $\Delta y$  zu einer dichteren Matrix bei akzeptabler Prozessstabilität führt. Eine weitere Erhöhung wird allerdings auch hier durch eine starke Rissbildung verhindert. Diese ist wie in Abschnitt 2.5.1 beschrieben durch die deutlich unterschiedliche thermische Ausdehnung von Diamant und Stahl zu begründen.

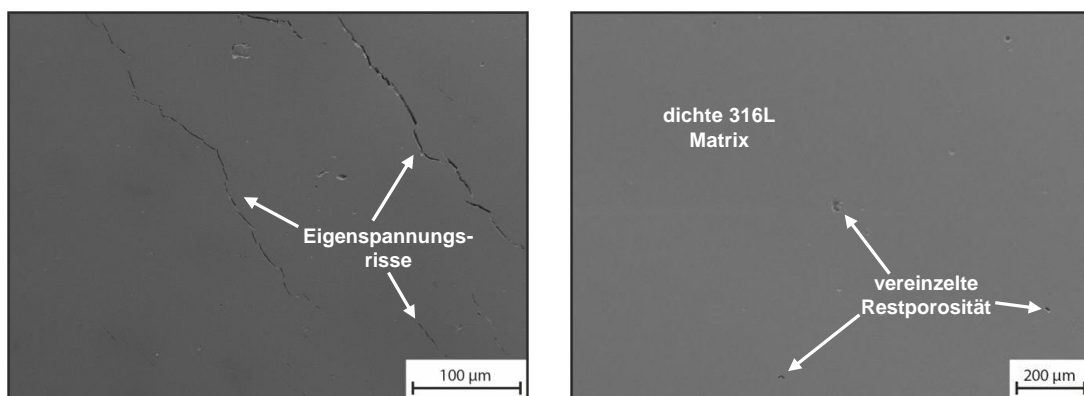


Abbildung 6.3: SEM-Übersichtsansicht von DMMC-Proben mit höchster aufbaubarer Energiedichte (SP2/3) bei einer Plattformtemperatur von (**links**): 200 °C (**rechts**): 500 °C [18]

**Versuch 2 – Vorheizung:** Um die Rissbildung zu verringern, wird in Versuch 2 die Plattformheizung auf 500 °C erhöht. Dadurch werden die Temperaturgradienten innerhalb

## 6 Anwendungsbeispiel: Fertigung von DMMC

des Bauteils und damit Eigenspannungen und Rissbildung so weit verringert, dass auch SP3 aufgebaut werden kann. Es ist zu erwähnen, dass die Plattformheizung, obwohl sie zu einer Erhöhung der Gesamtenergie führt, nicht in der klassischen Formulierung von  $E_V$  enthalten ist. In Abbildung 6.3 (rechts) ist die daraus resultierende dichte 316L-Matrix zu erkennen ( $\rho_{rel} = 99,4-99,7\%$ ).

Bis auf eine geringe Restporosität kann durch ein  $T_{heat}$  von 500 °C und eine, durch ein reduziertes  $\Delta y$ , höhere eingebrachte Energie eine rissfreie Probe erzeugt werden. Beides führt jedoch zu einer höheren thermischen Belastung für die Diamanten. Abbildung 6.4 (links) zeigt den Zustand eines unbeschichteten Diamanten. Es ist eine großflächige thermische Zersetzung des Diamanten zu erkennen. Außerdem ist eine Lücke zwischen Diamant und Matrix vorhanden.

Dies lässt vermuten, dass eine Diffusion von Kohlenstoff in die umliegende Metallmatrix stattgefunden hat. Das verringerte  $\Delta T$ , für die Wärmeleitung in die Bauplattform, führt zu einem höheren mittleren Temperaturniveau  $T_\infty$  und erhöht somit die Zeit, die die Diamanten über dem kritischen Temperaturniveau von (650 °C) verweilen (vergleiche Abbildung 5.28). Zudem wird auch die Diffusion von Kohlenstoff durch erhöhtes mittleres Temperaturniveau begünstigt.

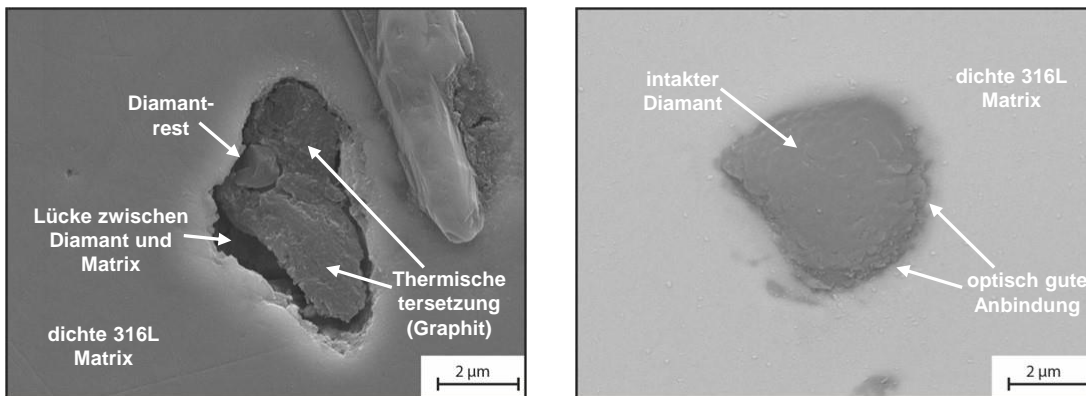


Abbildung 6.4: SEM-Aufnahmen von Diamanten gefertigt mit SP3 und 500 °C Heiztemperatur (**links**): unbeschichtet (**rechts**): Ti-beschichtet [18]

**Versuch 3 – Beschichtung:** Um dieser Diffusion entgegenzuwirken, werden für den dritten Versuch Diamanten mit einer Ti-Beschichtung genutzt. Diese hat aufgrund ihrer geringen Dicke ( $\approx 3,9$  nm) einen vernachlässigbaren thermischen Effekt. Stattdessen beruht der Ansatz auf der These, dass sich bei hohen Temperaturen eine TiC-Schicht ausbildet, die als Diffusionsbarriere dient und Graphitisierung hemmt (Abschnitt 2.5.1).

In Abbildung 6.4 (rechts) ist ein repräsentativer beschichteter Diamant unter denselben

## 6.1 Empirische Identifikation des Prozessfensters

Versuchsbedingungen wie in Versuch 2 abgebildet. Es ist optisch keine thermische Zersetzung und eine ausreichende Anbindung des Diamanten an die dichte 316L-Matrix zu erkennen. Somit kann die These bestätigt werden.  $\rho_{rel}$  ist vergleichbar zu den Versuchen ohne Beschichtung (SP3 – beschichtet 99,43 % / unbeschichtet 99,4 %).

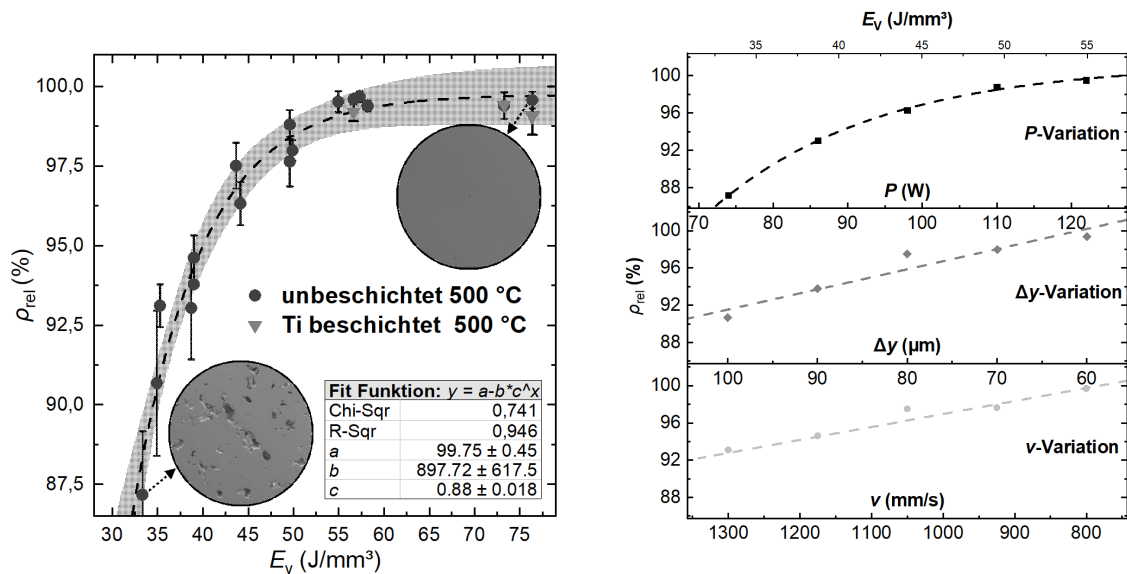


Abbildung 6.5: Relative Bauteildichte über die Volumenenergiedichte aus Schnell et al. (links): asymptotischer Fit mit Konfidenzband (95 %) und Standardabweichung (rechts): separater Einfluss der Leistung, des Hatchabstands und der Scangeschwindigkeit [18]

Abbildung 6.5 (links) zeigt  $\rho_{rel}$  aller untersuchten Proben aus [18] für  $T_{heat} = 500$  °C. Es ist zu erkennen, dass die Dichte einem asymptotischen Verlauf folgt und für  $E_v > 55,0$  J/mm<sup>3</sup> gegen ein Maximum von etwa 99,75 % konvergiert. Um die Korrelation zwischen  $\rho_{rel}$  und  $E_v$  zu analysieren, werden die Ergebnisse an eine asymptotische Funktion gefittet. Dabei ist zu erwähnen, dass die Funktion nicht für  $E_v < 30$  J/mm<sup>3</sup> anwendbar ist, da  $E_v(0) \neq 0$ .

Das asymptotische Verhalten der Daten weist darauf hin, dass es unter den aktuellen Fertigungsbedingungen ein oberes Limit für das erreichbare  $\rho_{rel}$  gibt. Dies wäre auch eine mögliche Erklärung dafür, dass bisher in keiner anderen Veröffentlichung zu DMMC ([152, 161, 191, 192]) höhere Werte erreicht werden konnten. Da die Funktion einen kontinuierlichen Verlauf aufweist, wird davon ausgegangen, dass die Tiefschweiß-Region oberhalb des beobachteten Energiebereichs liegt. Dies kann wieder durch die Abschätzungen von King et al. [26] und Hann et al. [75] bestätigt werden (Gleichung 2.17), da die normalisierte Enthalpie nie einen Wert von 30 ( $\gg 0,9$ ) überschreitet.

Bei einer isolierten Betrachtung der Prozessparameter (Abbildung 6.5 rechts) zeigt  $P$  ein vergleichbares asymptotisches Verhalten zu  $E_v$ , während  $\Delta y$  und  $v$  im betrachteten Prozessfenster einen linearen Zusammenhang erahnen lassen.

## 6 Anwendungsbeispiel: Fertigung von DMMC

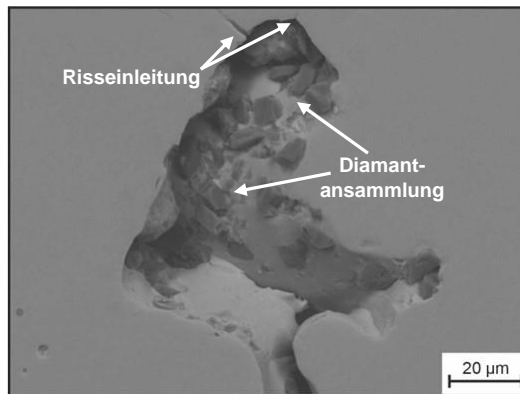


Abbildung 6.6: Exemplarische Pore einer DMMC-Probe mit Ansammlung von Diamantpartikeln

In Schnell et al. [18] wird eine mögliche Begründung für die bestehende Restporosität durch die Betrachtung auffälliger Porenstrukturen gegeben (Abbildung 6.6). Diese sind im gesamten betrachteten Prozessfenster zu finden und zeigen eine ungewöhnlich hohe Konzentration von Diamantpartikeln. Es gibt mehrere Publikationen, die eine Tendenz von additivierten Diamanten [152, 161, 192] oder anderen Hartphasen [193–195] zur Agglomeration durch interpartikuläre Kräfte beschreiben [196]. Die Richtung der Kausalität ist an dieser Stelle jedoch unklar. Einerseits ist es denkbar, dass sich Diamanten aufgrund der Oberflächenspannung der Schmelze innerhalb der sich ausbildenden Poren ansammeln. Andererseits ist es auch möglich, dass die Diamanten in der Schmelze kohäsiv agglomerieren, sodass lokal nicht ausreichend Stahl vorhanden ist, um eine kontinuierliche Matrix zu formen. Zur Untersuchung beider Thesen bedarf es Simulationen auf Schmelzbadebene. Diese werden damit nicht weiter im Rahmen dieser Arbeit betrachtet.

6

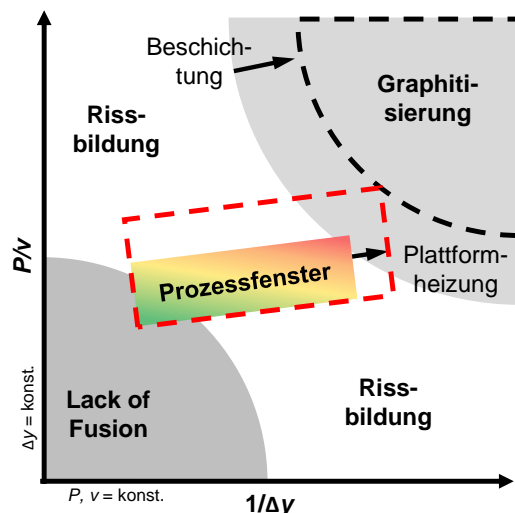


Abbildung 6.7: **(links)**: makroskopisch rissfreie DMMC-Proben bei 500 °C Heiztemperatur **(rechts)**: schematische Darstellung des identifizierten Prozessfensters [18]

## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

---

Abschließend sind in Abbildung 6.7 noch einmal die rissfreien Probekörper sowie eine schematische Abbildung des identifizierten Prozessfensters dargestellt. An dieser Stelle sei aber erneut darauf hingewiesen (vergleiche Kapitel 2.2), dass  $E_V$  eine unvollständige Abbildung der eingebrachten Energie darstellt. Es ist entscheidend, auch Faktoren wie zeitliche und räumliche Energieverteilung, Absorption und Energieverluste zu berücksichtigen.

**Zwischenfazit:** Insgesamt konnte gezeigt werden, dass eine klassisch empirische Herangehensweise zur Identifikation einer stabilen und reproduzierbaren Prozessroute von DMMC genutzt werden kann. Bezüglich der konkreten Kausalitäten, die zu diesem Ergebnis geführt haben, können aber teilweise nur Vermutungen angestellt werden. An dieser Stelle können nun die entwickelten Messmethoden für eine detailliertere Analyse der thermischen Historie genutzt werden.

Aus der empirischen Studie ergeben sich folgende offene Fragestellungen:

- Welche Kausalität besteht zwischen  $\varphi_{Dia}$  und  $\dot{Q}_{abs}$ ?
- Warum führt die gleiche Erhöhung der Energiedichte über verschiedene Parameter zu unterschiedlichen Ergebnissen bzgl. Prozessstabilität und  $\rho_{rel}$ ?
- Welchen Einfluss haben die Kernprozessparameter sowie  $T_{heat}$  auf  $T_{\infty}$  und damit die Graphitisierung der Diamanten?
- Wie können die hohen Abkühlraten funktionalisiert werden, um durch Hemmung der Diffusion von Kohlenstoff die Graphitisierung einzuschränken?
- Welche Veränderung des energetischen Systems ist bei einer Steigerung von  $\varphi_{Dia}$  zu erwarten und wie kann sie kompensiert werden?

## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

In diesem Kapitel sollen retrospektiv die Fragestellungen aus der empirischen Betrachtung mit den in Kapitel 5 implementierten Methoden untersucht werden. Darüber hinaus sollen die gesammelten Erkenntnisse extrapoliert werden, um Maßnahmen zur Erhöhung von  $\varphi_{dia}$ , der Diamantgröße und  $H_I$  zu entwickeln.

Als Erstes werden die in Kapitel 4.3 eingeführten Messmethoden zur Bestimmung der Stoffwerte genutzt, um den Effekt von  $\varphi_{dia}$  zu analysieren und eine Datenbasis für die simulativen und analytischen Ansätze zu schaffen. Zusätzlich wird auch der Einfluss der verwendeten Titanbeschichtung bewertet. Die Wirkung von  $\varphi_{dia}$  auf  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  wird durch das in Abschnitt 4.3.1 vorgestellte Set-up analysiert und dies wird mit Einzelspur- und High-Speed-Kamera-Versuchen ergänzt. Um den Einfluss der Prozessparameter zu bewerten, werden einerseits die allgemeinen Erkenntnisse aus Kapitel 5.4 adaptiert. Andererseits werden sowohl das Bauteil- (Abschnitt 4.4.1) als auch das Schichtmodell (Abschnitt 4.4.2)

auf DMMC kalibriert, um auch quantitative Aussagen zu ergänzen und den Einfluss von  $\varphi_{dia}$  auf die thermische Historie zu untersuchen.

### 6.2.1 Stoffwerte

Grundlage für die Berechnung der Stoffwerte sind die Daten und Methoden aus Kapitel 5.1 für die Ausgangsmischung von 5 vol%. Die Extrapolation von  $\rho$  kann folglich über das Massenverhältnis bestimmt werden (Gleichung 4.1). Die Ergebnisse für Pulver und Vollmaterial sind in Abbildung 6.8 (links) dargestellt. Es ist zu erkennen, dass durch das signifikant geringere  $\rho$  von Diamant ( $3,52 \text{ g/cm}^3$  bei RT [197]) das  $\rho$  der Mischung mit  $\varphi_{dia}$  sinkt. Der Effekt ist für das Pulver aufgrund der Schüttdichte abgeschwächt.

Abbildung 6.8 (rechts) zeigt das anhand des Massenverhältnisses berechnete  $c_p$  von 0–20 vol% (Gleichung 4.2) sowie die LFA-Messergebnisse von im PBF-LB/M-Verfahren gefertigten Proben mit 5 vol% beschichteten und unbeschichteten Diamanten. Die analytisch bestimmten Werte (Gleichung 4.1) zeigen eine positive Korrelation zwischen  $\varphi_{dia}$  und  $c_p$ . Da  $c_p$  von Diamant exponentiell zwischen 0 und 1500 °C ansteigt (siehe Abbildung C.1), steigt auch die Differenz zwischen verschiedenen  $\varphi_{dia}$ . Die LFA-Messungen der Proben mit beschichteten Diamanten zeigen eine Übereinstimmung mit den analytischen Werten bis ca. 500 °C. Darüber beginnen die Werte zu streuen. Die unbeschichtete Probe zeigt einen näherungsweise linearen Verlauf, liegt aber weit unterhalb der analytischen Abschätzung.

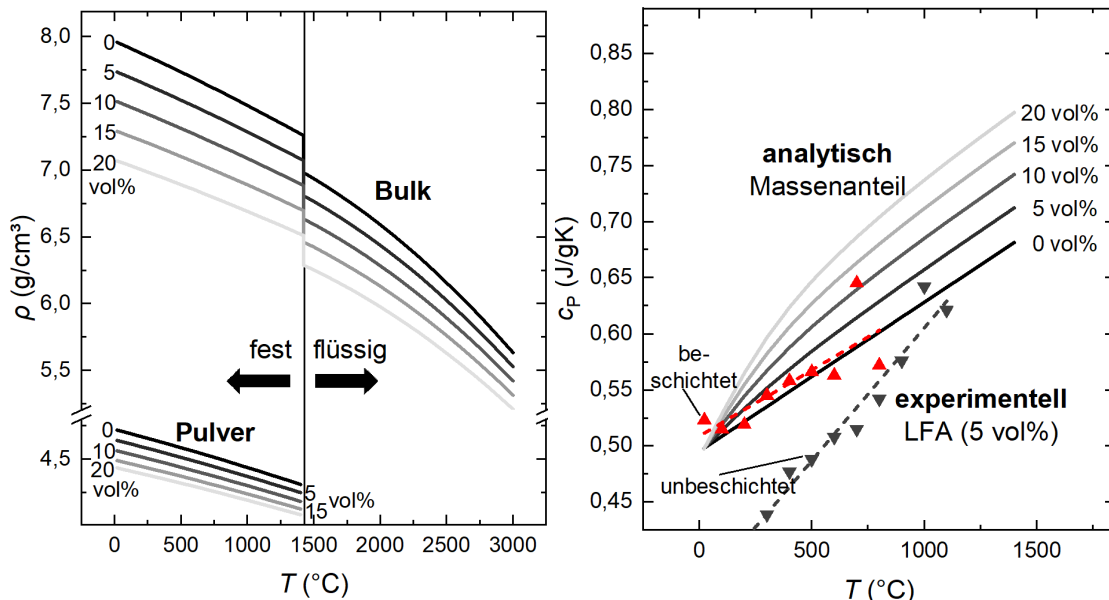


Abbildung 6.8: **(links)**: Dichte über die Temperatur für Vollmaterial und Pulver in Abhängigkeit vom Diamantgehalt **(rechts)**: spezifische isobare Wärmekapazität über die Temperatur in Abhängigkeit zu Diamantgehalt bestimmt über den Massenanteil sowie durch Laser-Flash-Analyse mit beschichteten und unbeschichteten Diamanten (vergleiche Abbildung 5.6)

## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

---

Die Ursache dieser Diskrepanz ist in der Graphitisierung der Diamanten zu finden. Diese tritt, wie in Abschnitt 2.5.1 genauer erläutert, verstärkt ab 700 °C auf. Da bei der LFA-Messung eine quasistationäre Erwärmung stattfindet, wird die Graphitisierung zusätzlich durch ausreichende Zeit zur Diffusion von Kohlenstoff begünstigt. Hierdurch lassen sich die Abweichung und Streuung der Probe mit beschichteten Diamanten oberhalb von ca. 500 erklären. Bei der unbeschichteten Probe ist zu vermuten, dass die Graphitisierung bereits im PBF-LB/M-Prozess stattgefunden hat [18]. Durch den ins Material diffundierten Kohlenstoff entsprechen die Werte bei RT der unbeschichteten Probe eher einem Gusseisen (ca. 0,46 J/g K bei RT).

Als Drittes ist  $\lambda$  in Abbildung 6.9 über  $\varphi_{dia}$  bei RT abgebildet. Verglichen werden ein experimenteller, ein analytischer und ein numerischer Ansatz für Vollmaterial sowie ein experimenteller Ansatz für Pulver mit beschichteten und unbeschichteten Diamanten.

Die LFA-Messungen am Vollmaterial zeigen, obwohl Diamant bei RT ein bedeutend höheres  $\lambda$  (2300 W/m K C.1) als das verwendete 316L (12,4 W/m K) besitzt, ein insgesamt geringeres  $\lambda$ . Folglich wird noch ein einfaches numerisches Modell eines kugelförmigen Diamanten in einem 316L-Kubus mit COMSOL Multiphysics erstellt. Auf dieses wird ein fester Wärmestrom gegeben und  $\lambda$  des Komposites anhand der Temperaturdifferenz berechnet. Verglichen werden die Ergebnisse außerdem mit dem analytischen Ansatz von Maxwell-Euken [198]. Beide zeigen für 5 vol% einen erhöhten Wert (+3,5 W/m K) im Vergleich zu reinem 316L und eine insgesamt positive Korrelation über den betrachteten Bereich.

Die Diskrepanz von 6,2 W/m K zu den experimentellen Ergebnissen bei 5 vol% ist an dieser Stelle von Interesse. Sie könnte als Hinweis auf eine mögliche thermische Zersetzung der Diamanten interpretiert werden. Da das gemessene  $\lambda$  über den kompletten Temperaturbereich von beschichtetem und unbeschichtetem Diamant nahezu identisch ist und in Schnell et al. [18] die inhibierende Wirkung der Beschichtung nachgewiesen wird, ist diese Vermutung unwahrscheinlich. Eine weitere Erklärung könnte das geringere  $\rho_{rel}$  des Bauteils sein. Diese wird aber, wie in 4.5.1 beschrieben, bereits in die Berechnung von  $\lambda$  miteinbezogen. Damit wird nach Ausschluss als These formuliert, dass die Diskrepanz zwischen realem und theoretisch möglichem  $\lambda$  des Komposites durch eine schlechte thermische Anbindung der Diamanten in die Stahlmatrix begründet ist. Die SEM-Aufnahmen [18] zeigen optisch jedoch keine Lücken in der Anbindung. Aufgrund des kleinen Ausschnitts und der aufwendigen Bildgebung ist es allerdings schwierig, eine statistisch signifikante Aussage über die mittlere Anbindung der Gesamtprobe zu treffen. Um die These zu stützen, könnte in zukünftigen Studien durch tribologische Untersuchungen überprüft werden, ob auch eine schlechte mechanische Anbindung an die Matrix besteht.

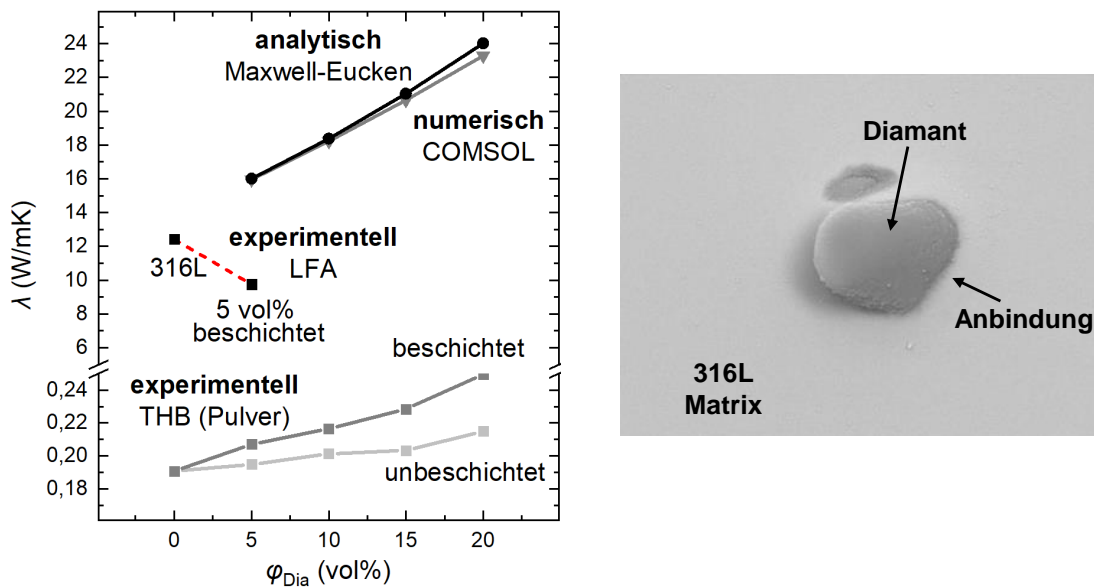


Abbildung 6.9: (links): Vergleich der Wärmeleitfähigkeit über den Diamantanteil für Pulver und Vollmaterial, bestimmt durch Laser-Flash-Analyse, die *Maxwell-Eucken*-Methode, *COMSOL Multiphysics* und *Thermal-Hot-Bridge*-Messungen (rechts): SEM-Aufnahmen eines in die 316L-Matrix eingebetteten beschichteten Diamanten [18]

Die in diesem Abschnitt präsentierten Daten unterstreichen die Bedeutung eines diversifizierten wissenschaftlichen Ansatzes. Die Betrachtung einer Fragestellung mit unterschiedlichen methodischen Ansätzen ermöglicht es, Diskrepanzen zu erkennen, um diese zu beheben oder sogar ganz neue Schlüsse daraus zu ziehen. Bezogen auf die Messung von temperaturabhängigen Stoffwerten von DMMC hat sich gezeigt, dass viele konventionelle Messmethoden nicht für die Bestimmung von Werten oberhalb der Graphitisierungstemperatur geeignet sind. Die quasiisotherme Erwärmung von beispielsweise LFA oder DSC bildet die hohen Abkühlraten des PBF-LB/M-Prozesses nur unzureichend ab, sodass eine thermische Zersetzung der Diamanten unvermeidlich ist. Alternativen bieten analytische oder numerische Ansätze. Für künftige Untersuchungen wären außerdem neuartige Messmethoden wie das Flash-DSC [199], die die hohen Abkühlraten des PBF-LB/M abbilden können, vielversprechend.

### 6.2.2 Effektiver Absorptionskoeffizient

Die Untersuchungen zum effektiven Absorptionskoeffizienten von DMMCs sind bereits in „Additive Manufacturing Letters“ publiziert [103]. Dementsprechend werden an dieser Stelle nur die Kernaussagen im Gesamtkontext dieser Arbeit zusammengefasst dargestellt.

$\alpha_{\text{eff},7}$  wird nach Abschnitt 4.3.1 gemessen und berechnet. Um den Einfluss des Diamantanteils zu untersuchen, werden Pulver mit verschiedenem  $\varphi_{\text{dia}}$  und dem optimierten



## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

DMMC-Parametersatz aus Kapitel 6.1 verwendet.

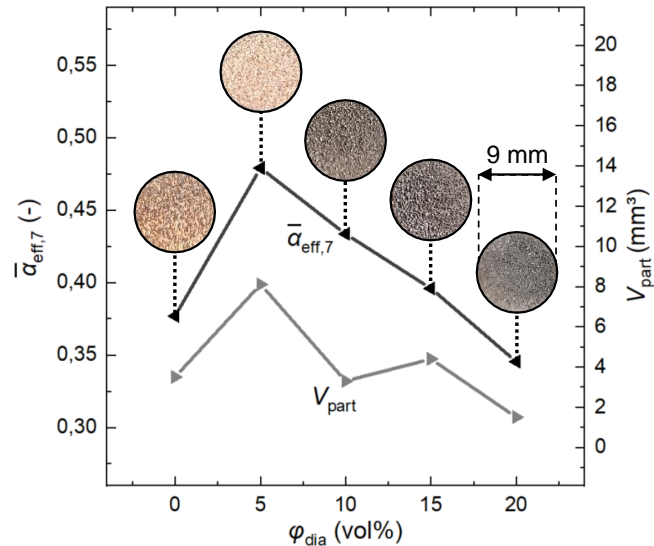


Abbildung 6.10: Gemittelter effektiver Absorptionskoeffizient in Schicht sieben und Probenvolumen über den Diamantanteil. Das Volumen wird anstelle der Masse gewählt, um die Dichteveriation zu berücksichtigen. Die Kreise zeigen Bilder der Probenoberfläche nach der letzten Belichtung.

Abbildung 6.10 zeigt  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  über  $\varphi_{dia}$ . Es ist zu erkennen, dass  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  durch die Zugabe von 5 vol% Diamant von 0,38 auf ein Maximum von 0,48 ansteigt, bevor es bis 20 vol% auf 0,35 zurückgeht.  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  erreicht sein Maximum bei dem  $\varphi_{dia}$ , für den der Parametersatz optimiert ist (5 vol%). Abgesehen von einem Ausreißer bei 10/15 vol% korreliert das aufgeschmolzene Volumen qualitativ mit  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  und damit mit  $Q_{laser,eff}$ . Die Grafik zeigt außerdem Aufnahmen der Oberfläche nach der Belichtung. Die Proben mit 0 vol% und 5 vol% weisen dabei eine makroskopisch glatte und reflektierende Oberfläche auf. Von 10 vol% bis 20 vol% wird die Oberfläche rauer und erhält eine stumpfe graue Färbung.

Um den Einfluss von  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  auf die Schmelzbadmorphologie zu bewerten, werden zusätzlich Einzelspur- und High-Speed-Kamera-Untersuchungen durchgeführt (Abschnitt 4.3.5). Einzelspuren mit denselben  $\varphi_{dia}$ , welche auch für die Absorptionsmessungen verwendet werden, sind in Abbildung 6.11 dargestellt. Sie sind jeweils mit dem für 5 vol% optimierten Parametersatz (Kapitel 6.1) und dem 316L-Referenzparametersatz verarbeitet (Kapitel 4.2).

Auf den Einzelspuren, die Diamanten enthalten, sind aufschwimmende dunkelgraue Partikel zu erkennen (Abbildung 6.11). Für die Referenzparameter korreliert die bedeckte Fläche qualitativ mit  $\varphi_{dia}$  bis zu einem Punkt, an dem der größte Teil der sichtbaren Oberfläche bedeckt ist. Die Spur aus reinem 316L, die mit den optimierten Parametern bearbeitet wurde, ist signifikant schmaler ( $\approx 75 \mu\text{m}$ ) als die mit den Referenzparametern hergestellte ( $\approx 122,2 \mu\text{m}$ ). Dies korreliert qualitativ mit dem jeweiligen Absorptionsver-

mögen von 0,54 für die Referenz und 0,38 für den optimierten Parametersatz. Bei den optimierten Parametern erhöht sich die Breite der Spur mit der Zugabe von 5 vol% Diamanten von etwa 75  $\mu\text{m}$  auf 96,9  $\mu\text{m}$ . Dies ist vergleichbar mit den Erkenntnissen von Ge et al. [108] für die Zugabe von 5 wt% TiC zu einem Titan-Ausgangspulver. Die Autoren deuten diese Beobachtung durch eine erhöhte Packungsdichte des Pulvers und eine daraus resultierende homogenere Verteilung der Strahlungsintensität.

Dies korreliert auch mit dem Anstieg des gemessenen  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  zwischen 0 vol% (0,38) und 5 vol% (0,48) (Abb.: 6.10). Für  $\varphi_{dia} > 5 \text{ vol\%}$  nimmt die Spurbreite nicht mehr signifikant zu. Eine positive Korrelation der Schmelzbaddimensionen mit  $\dot{Q}_{abs}$  bzw.  $\bar{\alpha}_{eff}$  unterhalb der Key-Hole-Region ist in Übereinstimmung mit den Versuchen von Trapp et al. [102]. Die Abnahme von  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  mit höherem  $\varphi_{dia}$  korreliert hingegen nicht mit den gemessenen Spurbreiten (Abbildung 6.11). Die Fokusebene der Spuren und des Substrats lässt auf eine geringere Spurbreite schließen. Es wären jedoch weitere Untersuchungen (beispielsweise durch Konfokalmikroskopie) für eine valide Aussage notwendig.

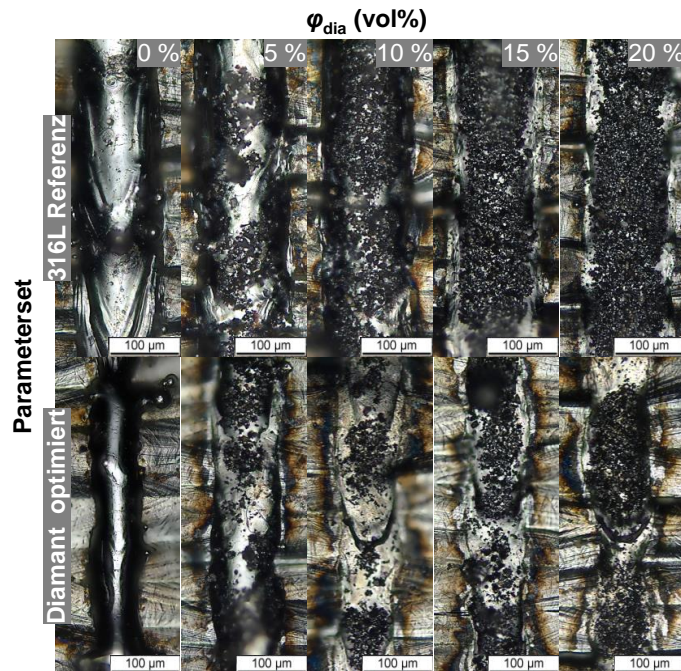


Abbildung 6.11: DMMC-Einzelspuren mit variierten Diamantanteilen, einmal mit Referenzparametern für 316L ( $P = 200 \text{ W}$ ;  $v = 800 \text{ mm/s}$ ) und einmal mit für 5 vol% optimierten Parametern ( $P = 110 \text{ W}$ ;  $v = 925 \text{ mm/s}$ )

Um ein besseres Verständnis der Schmelzbadausbildung und der Mechanismen des Massenverlustes zu generieren, werden In-situ-High-Speed-Kamera-Aufnahmen durchgeführt [103]. Exemplarische Ausschnitte sind in Abbildung 6.12 dargestellt. Die Videos in voller Länge sind in Schnell et al. [103] publiziert. Es wurden Aufnahmen von der Belichtung von Einzelspuren für 0 und 5 vol% mit beiden Parametersätzen angefertigt. Für eine verbesserte Vergleichbarkeit sind die höchsten Intensitäten analog in allen vier Bildern in einem Falschfarbenspektrum dargestellt.

Unabhängig von den genutzten Prozessparametern führt die Zugabe von 5 vol% Diamanten zu einer signifikanten Streuung und Spratzerbildung. Neben der Größe, Morphologie und Geschwindigkeit (vergleiche Video [18]) der ausgestoßenen Partikel könnte dies dar-

## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

auf hindeuten, dass dieser Auswurf hauptsächlich aus Diamant besteht. Die scharfkantige Lichtstreuung könnte zusätzlich auf Mehrfachreflexionen hindeuten. Ähnlich wie bei den Einzelspurversuchen nimmt die Breite des Intensitätsspektrums mit der Zugabe von 5 vol% zu (Abbildung 6.12). Auch bei reinem 316L ist die Breite für die Referenzparameter größer als beim optimierten Parametersatz.

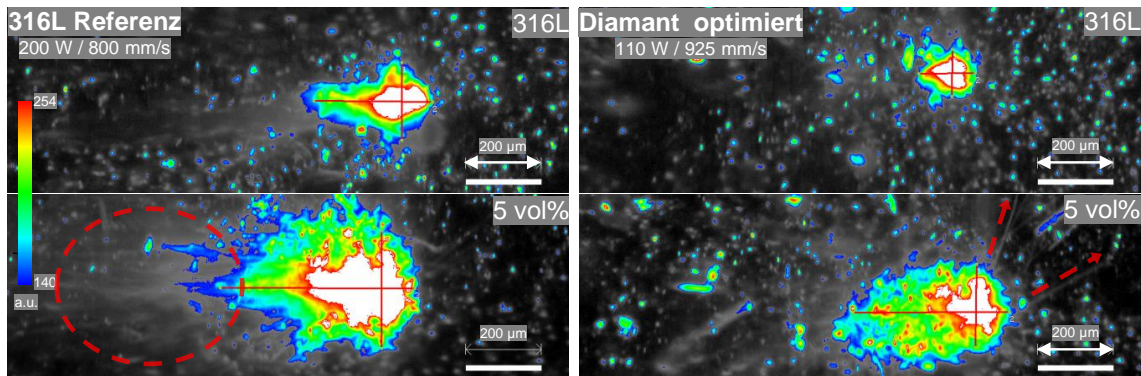


Abbildung 6.12: Exemplarische Ausschnitte aus High-Speed-Kamera-Aufnahmen von Einzelspurversuchen – DMMCs mit 0 vol% und 5 vol% Diamantanteil werden sowohl mit 316L-Referenzparametern als auch mit für 5 vol% Diamant optimierten Parametern verarbeitet. Die höchsten Intensitäten sind zur besseren Vergleichbarkeit durch ein Falschfarbspektrum hervorgehoben. Die Abmessungen des farbigen Intensitätsspektrums (rote Linien) sind in  $\mu\text{m}$  angegeben [18]. Verstärkte Rauch- und Spratzerbildung sind markiert.

Die Zusammenhänge zwischen dem Verlauf von  $\bar{\alpha}_{\text{eff},7}$  (Abbildung 6.10) und den Erkenntnissen aus den Einzelspur- und High-Speed-Aufnahmen sollen hier diskutiert werden. Die Steigung des Verlaufs von  $\bar{\alpha}_{\text{eff},7}$  ( $\varphi_{\text{dia}}$ ) erfährt innerhalb der beobachteten Region einen Vorzeichenwechsel. Dies deutet darauf hin, dass es mindestens zwei Einflussfaktoren mit zumindest teilweise gegenläufiger Wirkung gibt.

Ge et al. [108] beschreiben eine erste mögliche Kausalität für die Zugabe von TiC zum Ausgangsmaterial. Die Autoren proklamieren, dass eine zusätzliche Hartphase die Schmelzbadtemperatur und -größe sowie die Lebensdauer des Schmelzbades erhöhen kann. Gestützt wird diese Hypothese durch die gesteigerte Breite der Einzelspuren unter dem Lichtmikroskop und das signifikant vergrößerte Intensitätsspektrum in den High-Speed-Aufnahmen beim Zusatz von Diamantpartikeln. Nach Trapp et al. [102] korreliert die Schmelzbadgröße direkt mit  $\alpha$ . Es ist plausibel, dass eine größere absorbierte Energiemenge potenziell mehr Masse aufschmilzt. Dabei gilt jedoch noch zu untersuchen, ob es sich um eine unidirektionale oder reziproke Kausalität handelt.

Eine zusätzlich zu berücksichtigende Einflussgröße ist die Steigerung von  $\lambda$  durch die Diamanten (Abbildung 6.9). Als Folge sollten die Maximaltemperaturen und Abkühlraten in der Schmelze sinken. Durch die gleichmäßigere Verteilung der Energie könnte die

Schmelzbadgröße steigen und unter Annahme einer reziproken Korrelation  $\alpha$  fördern. Es wäre aber auch möglich, dass durch das gesteigerte  $\dot{Q}_{loss,cond}$  die Schmelzbadgröße insgesamt sinkt. Beide Thesen basieren allerdings auf einem konduktiv dominierten System und fluiddynamische Effekte müssen zusätzlich berücksichtigt werden (Abbildung 5.26). Dieser Konflikt kann an dieser Stelle nicht ohne numerische Untersuchungen aufgelöst werden.

Dass der Verlauf von  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  sein Maximum bei  $\varphi_{dia} = 5 \text{ vol\%}$  erreicht, könnte dadurch erklärt werden, dass der verwendete Parametersatz für diesen Volumenanteil hinsichtlich  $\rho_{rel}$  optimiert ist. Dies spiegelt sich auch in den Breiten der Einzelspuren wider, welche ab 5 vol% stagnieren.

Dass  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  für  $\varphi_{dia} > 5 \text{ vol\%}$  bis 20 vol% sinkt, deutet darauf hin, dass ein oder mehrere weitere Faktoren ab diesem Punkt dominant werden. Da hier ein effektiver Wert der Absorption betrachtet wird, ist es wichtig, auch die Energieverluste vor dem Auftreffen des Lasers zu beachten (Gleichung 2.6). Die High-Speed-Aufnahmen zeigen eine signifikante Zunahme der Prozessdämpfe und des Ausstoßes von glühenden Spratzerpartikeln, sobald Diamanten hinzugefügt werden. Beides trägt zu  $Q_{laser,loss}$  (Gleichung 2.5) bei und verringert daher  $\bar{\alpha}_{eff,7}$ . Unter der Annahme, dass dieser Effekt auf höherer  $\varphi_{dia}$  extrapoliert werden kann, könnte dies ein wesentlicher Faktor für das Absinken von  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  oberhalb von 5 vol% sein.

Eine weitere mögliche Einflussgröße ist das vernachlässigbare Absorptionsvermögen von Diamanten für die in den meisten PBF-LB/M-Anlagen verwendete Wellenlänge von 1064 nm. Eine Erhöhung von  $\varphi_{dia}$  würde somit das Gesamtabsorptionsvermögen des Materialgemisches senken, was die Ursache für die Abnahmen zwischen 5 und 20 vol% sein könnte. Dies entspricht zusätzlich den numerischen Prognosen von Zhou et al. [200]. Ein Fakt, der dieser Hypothese widerspricht, ist die verwendete Titanbeschichtung der Diamanten. Diese wird genutzt, um während des Schmelzvorgangs eine TiC-Schicht auf der Diamantoberfläche zu bilden. Folglich entsteht eine Barriere gegen übermäßige Kohlenstoffdiffusion, was inhibierend auf die Graphitisierung des Diamanten wirkt [161, 201]. TiC hat im Vergleich zu Metallen wie 316L ein erhöhtes Absorptionsvermögen für eine Wellenlänge von 1064 nm [202]. Der Effekt auf das Gesamtabsorptionsvermögen des DMMC ist jedoch schwer zu bewerten, da die anfängliche Ti-Schicht nur eine Dicke von ungefähr 4 nm aufweist (Kapitel 4.2). Um den jeweiligen Beitrag von Diamanten und TiC-Schicht auf  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  isoliert zu betrachten, wäre eine eingehende Untersuchung der Wechselwirkungen zwischen Beschichtung und Metallmatrix während des Aufschmelzvorgangs notwendig.

Ein vierter möglicher Einfluss lässt sich anhand der Betrachtung der Oberfläche von Absorptionsproben (Abbildung 6.10) und Einzelspuren (Abbildung 6.11) identifizieren. Die

## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

---

Oberflächen der Absorptionsproben verfärben sich für  $\varphi_{dia} > 10 \text{ vol\%}$  dunkelgrau und die Einzelspuren zeigen dunkle aufschwimmende Partikel für  $\varphi_{dia} > 5 \text{ vol\%}$ . Beides könnte durch das im Vergleich zum 316L schwarze TiC verursacht werden. Es wäre aber auch denkbar, dass diese Verfärbung auf die Anwesenheit von Graphit hindeutet und damit den Grad der thermischen Zersetzung der Diamanten widerspiegelt. In beiden Fällen würde sich  $\alpha$  [203] erhöhen. Hierbei wird allerdings eine Annahme über den Entstehungszeitraum der Verfärbung vorweggenommen. Falls sich die Flecken erst während der Erstarrung ausbilden, nachdem die Belichtung des Lasers bereits stattgefunden hat, hätte diese zumindest auf den aktuellen Scanvektor keinen Einfluss. Daher bleibt zu überprüfen, ob es sich bei diesem Sachverhalt um eine Korrelation oder eine Kausalität handelt. Ein letzter zu erwähnender Punkt ist die erkennbare Korrelation zwischen der bedeckten Fläche und  $\varphi_{dia}$  für einzelne Spuren bei Referenzparametern. Hier lässt sich ein Zusammenhang zwischen der Menge des vorliegenden aufschmelzbaren Matrixmaterials und dem Grad der Überhitzung oder der Graphitisierung der Diamanten vermuten. Die Herkunft dieser Cluster sollte in zukünftigen Untersuchungen durch SEM-, EDX-Messungen und weitere High-Speed-Aufnahmen mit höherer Auflösung genauer ergründet werden.

### 6.2.3 Untersuchung der makroskopischen thermischen Historie

Zusätzlich zu den qualitativen Erkenntnissen über den Einfluss der Kernprozessparameter aus Kapitel 5.4 sollen hier ergänzend quantitative Untersuchungen anhand des validierten Modells auf Bauteilebene (Abschnitt 5.3.1) durchgeführt werden. Ziel ist es, die Grenzen des aktuellen Prozessfensters zu untersuchen. Dafür wird der Einfluss der Prozessparameter sowie von  $T_{heat}$  in Bezug auf die kritische Graphitisierungstemperatur bewertet. Es werden die in Abschnitt 6.2.1 ermittelten Stoffwerte für DMMC genutzt und das Modell wird auf eine mit dem InTherPlate (Abschnitt 5.2.1) durchgeführte Messung einer Zylinderprobe rekali­briert. Messung und Kalibrierung folgen der in Kapitel 4 vorgestellten Methodik.

Abbildung 6.13 zeigt den Verlauf der Temperaturmaxima innerhalb der ersten Schicht über den Aufbau einer Zylinderprobe aus 5 vol% DMMC. Die linke Abbildung demonstriert den Effekt von  $T_{heat}$ . Der Versuch zeigt den zu erwartenden Verlauf, der bereits in Abbildung 5.30 für 316L demonstriert wurde. Es zeigt sich ein Einlaufvorgang innerhalb der ersten ca. 80 Schichten mit einem maximalen  $\Delta T$  von etwa 65–90 °C. Danach bleibt die Temperatur auf einem konstanten Niveau, welches 10–20 °C über  $T_{heat}$  liegt. Die kritische Graphitisierungstemperatur wird erst für  $T_{heat} = 800 \text{ °C}$  überschritten.

Auch hier zeigen die Ergebnisse, dass  $T_{heat}$  einen entscheidenden Einfluss auf das mittlere Temperaturniveau innerhalb der Bauteilschichten hat. Interpoliert man die Ergebnisse, wird verdeutlicht, dass  $T_{heat} > 600 \text{ °C}$  für die Verarbeitung von DMMC nicht sinnvoll ist, da sich selbst die gemittelte Temperatur der Schicht bereits oberhalb des kritischen

Temperaturniveaus befindet. Der in Kapitel 6.1 beschriebene Anstieg der Graphitisierung für die Steigerung von  $T_{heat} = 200 - 500 \text{ °C}$  lässt sich durch eine Verringerung von  $T_{\infty}$  ( $\Delta T \approx 300 \text{ °C}$ ) und damit  $\dot{Q}_{cond}$  (Gleichung 5.2) erklären. Es ist zu vermuten, dass die verringerte Wärmeabfuhr die Verweilzeit bei hohen Temperaturen erhöht und somit die Graphitisierung der Diamanten sowie die Diffusion von Kohlenstoff in die Matrix verstärkt werden.

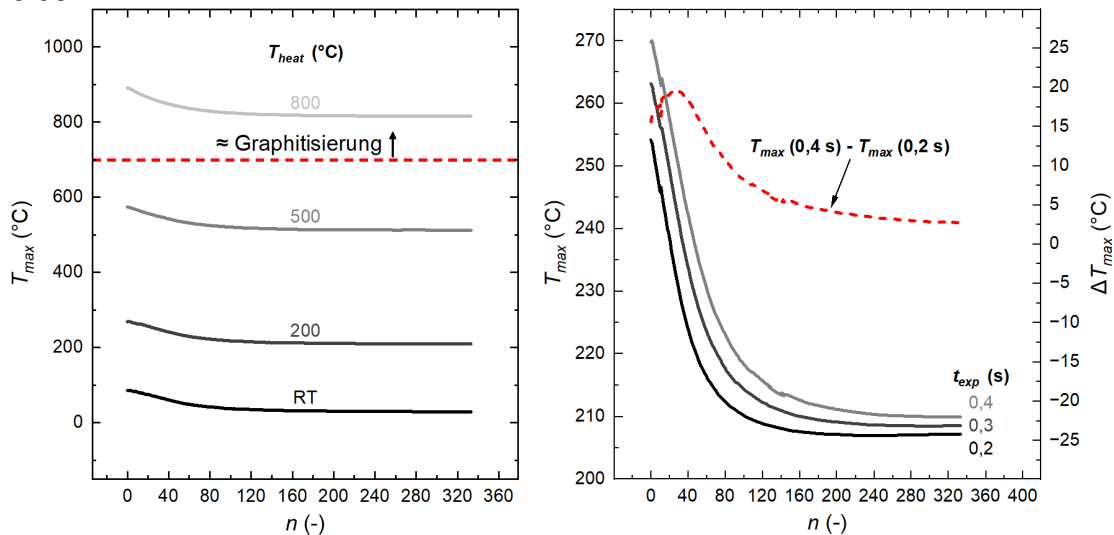


Abbildung 6.13: Simulierter makroskopischer Verlauf der Temperaturmaxima innerhalb der ersten Schicht während des Aufbaus eines DMMC-Zylinders bei unterschiedlichen (**links**): Vorheiztemperaturen (**rechts**): Belichtungszeiten sowie deren maximale Abweichung ( $T_{heat} = 200 \text{ °C}$ )

6

Da auf Bauteilebene die Abbildung einzelner Scanvektoren nicht möglich ist, führt die Variation von  $\Delta y$  und  $v$  jeweils nur zu einer Veränderung von  $t_{exp}$  (vergleiche Kapitel 5.4). Um den Einfluss der Kernprozessparameter zu quantifizieren, wird deshalb als Zweites der Einfluss der Variation der Belichtungszeit in Abbildung 6.13 rechts dargestellt. Der untersuchte Bereich von 0,2–0,4 s entspricht dabei grob einem  $\Delta y$  von 0,1–0,06 mm oder einem  $v$  von 1300–800 mm/s.

Die maximale Abweichung der Maxima der mittleren Schichttemperatur im betrachteten Bereich liegt bei ca. 19,5 °C und sinkt kontinuierlich bis auf einen nahezu konstanten Wert von 1–2,7 °C. Damit ist, wie bereits in Kapitel 5.5 beschrieben, der Einfluss von  $v$  und  $\Delta y$  auf das mittlere Temperaturniveau im Vergleich zu  $T_{heat}$  als gering anzusehen. Wahrscheinlicher ist, dass deren Effekt sich hauptsächlich auf den Temperaturverlauf und die Abkühlraten auf mesoskopischer Ebene bezieht.

### 6.2.4 Untersuchung der mesoskopischen thermischen Historie auf Schichtebene

Da eine reine Betrachtung der Temperaturhistorie auf Bauteilebene nicht ausreicht, um die in Kapitel 6.1 formulierten Fragestellungen bezüglich des thermischen Verhaltens

## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

von DMMC im PBF-LB/M-Prozess zu beantworten, wird das in Abschnitt 5.3.2 etablierte thermische Modell auf Schichtebene genutzt. Hierzu wird das Modell wie beschrieben anhand von Pyrometerdaten von 5 vol% kalibriert. Die Startwerte werden, wie in Abschnitt 4.4.2 dargestellt, aus der bereits ermittelten makroskopischen Temperaturhistorie bezogen, sodass eine einseitige Multiskalenkopplung vorliegt.

Da der Einfluss der einzelnen Prozessparameter bereits in Kapitel 5.4 besprochen worden ist, soll das Modell hier hauptsächlich genutzt werden, um den Einfluss von  $\varphi_{Dia}$  auf den mesoskopischen Temperaturverlauf auf Schichtebene sowie die resultierende Schmelzbadmorphologie zu untersuchen. Zusätzlich soll der Einfluss mit der Variation von  $\Delta y$  verglichen werden.

Abbildung 6.14 (links) zeigt das Temperaturfeedback des zentral durch den Messfleck verlaufenden Scanpfades für  $\varphi_{Dia} = 5 - 10$  vol%. Es ist eine negative Korrelation zwischen  $\varphi_{Dia}$  und  $T_{max,m}$  zu erkennen. Eine Steigerung von  $\varphi_{Dia}$  um 5 vol% bedingt im Schnitt eine Absenkung von 28 °C.

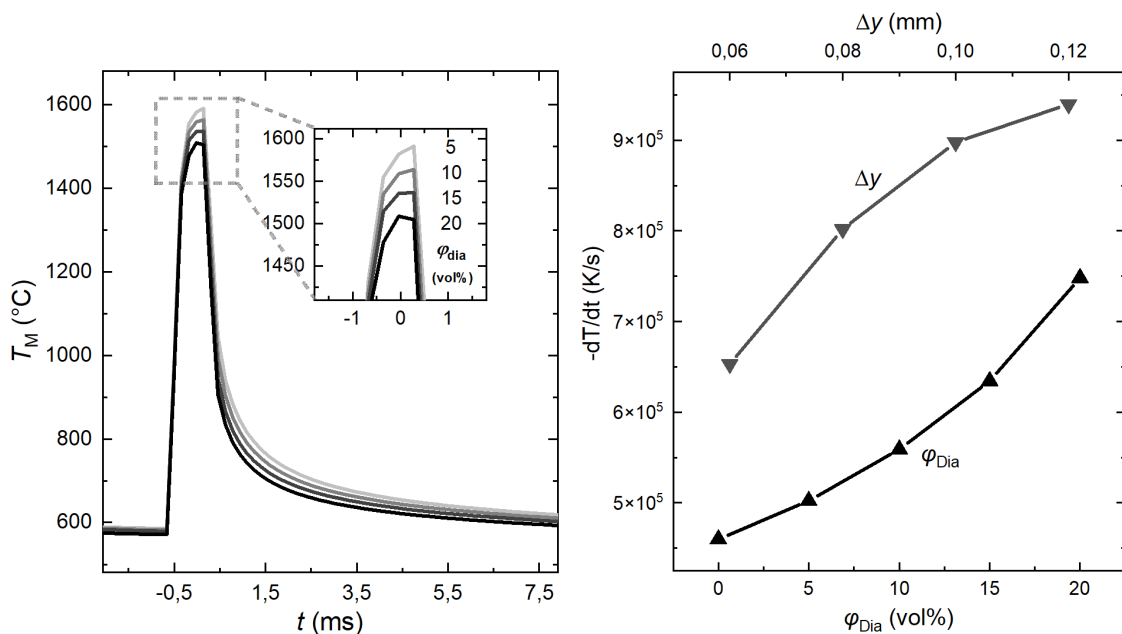


Abbildung 6.14: Simulierte thermische Historie auf Schichtebene in Abhängigkeit zum Diamantanteil (**links**): Temperaturverlauf des maximalen Peaks (**rechts**): gemittelte Abkühlrate (>700 °C) in Abhängigkeit zum Diamantanteil und zum verwendeten Hatchabstand (bei 5 vol%)

Die Abkühlrate zeigt wiederum eine positive Korrelation zu  $\varphi_{Dia}$ , was in Abbildung 6.14 (rechts) grafisch aufgetragen ist. Zum Vergleich ist auch eine Variation von  $\Delta y$  über die Abkühlrate bei  $\varphi_{Dia} = 5$  vol% aufgetragen. Dies zeigt eine Korrelation in einer vergleichbaren Größenordnung. Trotz der geringen Anzahl an Datenpunkten lassen sich dabei ein progressiver Zusammenhang für  $\varphi_{Dia}$  und ein degressiver für  $\Delta y$  vermuten. Zusammen-

fassend bedingt ein Erhöhen von  $\varphi_{Dia}$  also geringere Maximaltemperaturen und höhere Abkühlraten. Beides ist begründet in der positiven Korrelation von  $\varphi_{Dia}$  mit  $\lambda$  (vergleiche Abschnitt 5.1.2) und damit auch mit  $\dot{Q}_{loss,cond}$  (Gleichung 2.7).

Um dies noch einmal zu verdeutlichen, sind in Abbildung 6.15  $\lambda$  und die resultierende simulierte Schmelzbadbreite über  $\varphi_{Dia}$  aufgetragen. Diese wird anhand der Dimensionen der Isothermen bei  $T = T_{melt}$  ermittelt. Außerdem sind drei simulierte Temperaturfelder dargestellt, welche auch eine qualitative Abschätzung der Schmelzbadlänge zulassen. Es zeigt sich, dass die simulierte Schmelzbadoberfläche mit steigendem  $\varphi_{Dia}$  und damit auch  $\lambda$  abnimmt, was auch hier auf die gesteigerte Wärmeabfuhr durch  $\dot{Q}_{loss,cond}$  zurückzuführen ist. Dies steht im Kontrast zur Breite der Einzelspuren (Abbildung 6.11), die für die Steigerung von  $\varphi_{Dia} = 0 - 5\%$  anwächst (ca.  $22\ \mu\text{m}$ ) und dann näherungsweise konstant bleibt für  $\varphi_{Dia} > 5\%$ .

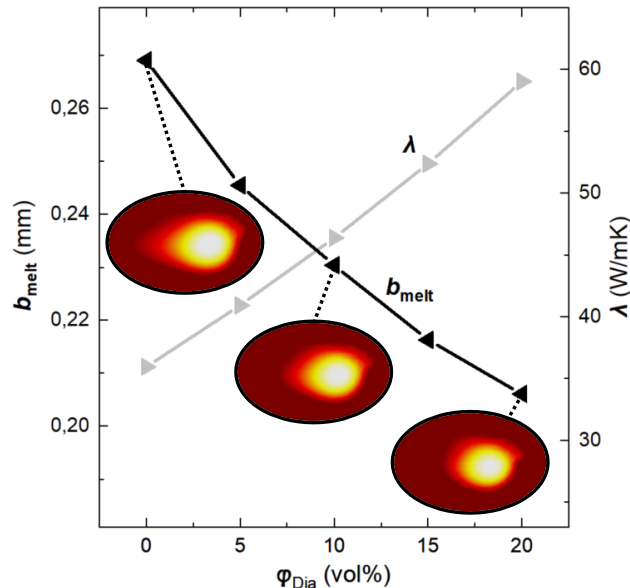


Abbildung 6.15: Simulierte Schmelzbadbreite über den Diamantanteil des DMMC

Aus diesem Widerspruch zwischen der numerischen Vorhersage und den experimentellen Daten kann abgeleitet werden, dass die Steigung der Einzelspurbreite bei Zugabe von Diamanten durch einen nicht im Modell implementierten Faktor begründet ist. Am wahrscheinlichsten ist hierbei die Beeinflussung der Fluidynamik innerhalb des Schmelzbades durch eine zusätzliche Hartphase [108]. Auch die in Abschnitt 6.2.2 gezeigte Korrelation zwischen  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  und  $\varphi_{Dia}$  muss in diese Überlegung miteinbezogen werden. Der gegebenenfalls reziproke Zusammenhang zwischen  $\varphi_{Dia}$ ,  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  und  $b_{melt}$ , insbesondere für  $\varphi_{Dia} < 5\%$ , ist an dieser Stelle nicht ausreichend durch ein Modell auf Schichtebene abbildbar und motiviert eine Erweiterung des *Werkzeugkastens* durch ein Modell auf Schmelzbadenebene. Der negative Zusammenhang von  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  für  $\varphi_{Dia} > 5\ \text{vol}\%$  korreliert wiederum mit



## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

---

dem simulierten  $b_{melt}$  (Abbildung 6.10). Die Differenz zwischen den simulierten  $b_{melt}$  und der gemessenen Breite der Einzelspuren (ca. 100  $\mu\text{m}$ ) könnte darauf hindeuten, dass die nicht implementierte Fluidodynamik zu einer Überschätzung der Schmelzbaddimensionen in der Simulation führt. Es wäre aber auch denkbar, dass dies durch die Belichtung der Einzelspuren bei RT und nicht unter aufgeheizten Prozessbedingungen zu begründen ist.

**Zwischenfazit:** Zusammenfassend können durch die in dieser Arbeit etablierte Methodik (Kapitel 4) und das bereits damit in Kapitel 5.4 gewonnene allgemeingültige Prozessverständnis die offenen Fragestellungen aus der klassisch empirischen Herangehensweise (Kapitel 6.1) wie folgt beantwortet werden:

*Welche Kausalität besteht zwischen  $\varphi_{Dia}$  und  $\dot{Q}_{abs}$ ?*

Anhand der Messung von  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  kann gezeigt werden, dass der höchste Wert (0,48) für das auf DMMC optimierte Parameterset bei dem untersuchten  $\varphi_{dia} = 5 \text{ vol\%}$  liegt. Es ist also zu vermuten, dass  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  bei einer Anpassung des Parametersatzes auf höhere  $\varphi_{dia}$  variiert. Der Wert liegt unterhalb von reinem 316L sowohl mit dessen Referenzparameter (0,54) als auch dem für DMMC optimierten Parametersatz (0,38). Die High-Speed-Kamera-Aufnahmen zeigen, dass dies auf eine starke Spratzer- und Rauchbildung bei der Verarbeitung von DMMC zurückzuführen ist. Der Effekt, den  $\alpha$  auf die thermische Historie hat, kann von den numerischen Untersuchungen auf Bauteil- und Schichtebene bezüglich  $P$  übertragen werden (Kapitel 5.4). Folglich führt eine Erhöhung von  $\bar{\alpha}_{eff}$  zu höheren Temperaturmaxima und einem höheren mittleren Temperaturniveau.

*Warum führt die gleiche Erhöhung der Energiedichte über verschiedene Parameter zu unterschiedlichen Ergebnissen bzgl. Prozessstabilität und  $\rho_{rel}$ ?*

Anhand der Untersuchung zum Einfluss der Prozessparameter (Kapitel 5.4) lässt sich die Vermutung aufstellen, dass eine Erhöhung der eingebrachten Energie durch  $P$  oder  $v$  im Gegensatz zu  $\Delta y$  zu einer Destabilisierung des Prozesses führt, da  $\Delta y$  nur die Häufigkeit der Temperaturpeaks, aber deren Maximalwert kaum beeinflusst (Kapitel 5.4). Aus Sicht eines fixen Punktes führt eine Verringerung von  $\Delta y$  zu einer gleichmäßigeren zeitlichen Verteilung der eingebrachten Energie. Folglich entstehen geringere Temperaturgradienten und Abkühlraten, was zu einer Abschwächung der Eigenspannung (Kapitel 2.5) sowie der daraus resultierenden Rissbildung führt und letztendlich einer Destabilisierung des Prozesses entgegenwirkt.

*Welchen Einfluss haben die Kernprozessparameter sowie  $T_{heat}$  auf  $T_{\infty}$  und damit die Graphitisierung der Diamanten?*

Der Einfluss von  $T_{heat}$  wurde sowohl auf Schicht- (Kapitel 5.4) als auch auf Bauteilebene

für 5 vol% DMMC numerisch untersucht. Auf Schichtebene zeigt sich dabei ein geringer Einfluss auf die maximale Temperatur, die das Material erfährt. Dahingegen besteht eine starke Korrelation zu  $T_{\infty}$  auf Bauteil- und dem mittleren Temperaturniveau auf Schichtebene. Der Anstieg der Graphitisierung (Abbildung 6.4) bei Erhöhung von  $T_{heat}$  ist folglich durch eine Verringerung von  $\dot{Q}_{loss,cond}$  (Gleichung 5.4) zu begründen. Es kann somit gezeigt werden, dass das in der empirischen Studie genutzte  $T_{heat} = 500\text{ °C}$  einen guten Kompromiss zwischen der Reduktion von Temperaturgradienten und damit Eigenspannungen sowie dem Abstand zur kritischen Graphitisierungstemperatur (ca.  $700\text{ °C}$  – Abschnitt 2.5.1) darstellt. Die makroskopische Betrachtung lässt darüber hinaus die Vermutung zu, dass gegebenenfalls eine Steigerung auf  $600\text{ °C}$  bezogen auf die mittlere Temperatur noch akzeptabel wäre (Abbildung 6.13).

*Wie können die hohen Abkühlraten funktionalisiert werden, um durch Hemmung der Diffusion von Kohlenstoff die Graphitisierung einzuschränken?*

Da es zum Aufschmelzen der 316L-Matrix ( $T_{liq} = 1481\text{ °C}$ ) inhärent notwendig ist, die kritische Graphitisierungstemperatur zu überschreiten, ist eine Inhibierung nur über eine möglichst geringe Aufenthaltsdauer durch hohe Abkühlraten möglich. Die Untersuchungen durch die vorgestellte Methodik zeigen, dass die ohnehin hohe Abkühlrate des PBF-LB/M-Prozesses beispielsweise durch eine Erhöhung von  $\varphi_{dia}$  und  $\Delta y$  (Abbildung 6.14) oder eine Verringerung von  $T_{heat}$  (Abbildung 5.30) weiter gesteigert werden kann. All diese Anpassungen haben jedoch einen negativen Effekt auf die durch die Diamanten induzierte starke Rissanfälligkeit. Es ist also notwendig, einen Kompromiss zwischen Graphitisierung und Rissbildung zu finden. Eine Erweiterung des identifizierten Prozessfensters durch Beschichtung (Abbildung 6.4) stellt einen vielversprechenden Ansatz dar und sollte weiterverfolgt werden.

*Welche Veränderung des energetischen Systems ist bei einer Steigerung von  $\varphi_{Dia}$  zu erwarten und wie kann diese kompensiert werden?*

Die Maximaltemperaturen werden leicht verringert, da sich  $\lambda$  und damit  $\dot{Q}_{loss,cond}$  erhöht (Abbildung 6.14). Daraus folgen außerdem eine Steigerung der Abkühlraten sowie eine Abnahme der Schmelzbaddimensionen (Abbildung 6.15). Diese Aussage gilt allerdings nur für  $\bar{\alpha}_{eff} = const$  und unter Vernachlässigung der Fluidodynamik. Wie an den Absorptionmessungen zu sehen ist (Abbildung 6.2.2), ist hierfür eine Anpassung des verwendeten Parametersets auf das jeweilige  $\varphi_{dia}$  erforderlich. Die Steigerung der Abkühlrate ist förderlich für die Hemmung der Graphitisierung, allerdings katalysiert sie die Rissbildung. Es wäre möglich, dies durch eine Steigerung von  $T_{heat}$  zu kompensieren (Abbildung 5.30), allerdings ist, wie in Abbildung 6.13 gezeigt,  $T_{heat} > 600\text{ °C}$  nicht sinnvoll. Alternativ dazu sollte eine weitere Erhöhung der Umschmelzrate durch geringere  $\Delta y$  bei gleicher Energie-

## 6.2 Thermische Analyse der existierenden Fertigungsgrenzen

---

dichte, wie sie beispielsweise auch von Gu et al. [142] für TiC-Partikel vorgeschlagen wird, untersucht werden (Kapitel 5.4). Wie sich eine Erhöhung des Anteils der Hartphase und damit eine Verringerung des vorhandenen Matrixmaterials auf die Schmelzbadströmung und die Porenbildung (Abbildung 6.6) auswirkt, ist mit den vorhandenen Methoden nicht erfassbar. Es lässt sich allerdings vermuten, dass sich die Porenbildung aufgrund des Agglomerationsverhaltens weiter verstärkt. Gegebenenfalls könnte der Einsatz größerer Diamanten die kohäsiven und kapillaren Kräfte relativ zur Gewichtskraft verringern [18].

Aus den Erkenntnissen dieses Kapitels lassen sich für zukünftige Forschung zu im PBF-LB/M-Prozess hergestellten DMMCs mit  $\varphi_{dia} > 5 \text{ vol\%}$  folgende Empfehlungen ableiten:

- $T_{heat} = 500 - 600 \text{ °C}$  sollte als Kompromiss zwischen Rissbildung und Graphitisierungsneigung beibehalten werden.
- Der für 5 vol% optimierte Parametersatz kann als Startwert genutzt werden, muss aber auf ein verändertes  $\varphi_{dia}$  angepasst werden.
- Da ein erhöhtes  $\varphi_{dia}$  zwar zu einer geringeren aufzuschmelzenden Masse an 316L, aber auch zu einem höheren  $c_p$  und  $\lambda$  führt, sollte eine Untersuchung des Parameterfensters um das aktuelle Energieniveau erfolgen.
- Für eine Erhöhung des Energieniveaus sollte  $\Delta y$  und für eine Verringerung sollten  $P$  und  $v$  betrachtet werden, um höhere Maximaltemperaturen zu vermeiden.
- Um das nutzbare Prozessfenster zu erweitern, sollten neben der hier vorgestellten Titanbeschichtung weitere Materialien sowie hybride Mehrschichtbeschichtungen zur Inhibierung der Graphitisierung und Verbesserung der Anbindung an die Matrix untersucht werden.



---

## 7 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wird ein *Werkzeugkasten* zur Analyse der thermischen Randbedingungen des PBF-LB/M-Prozesses entwickelt und erprobt. Dieser bildet sowohl makroskopische als auch mesoskopische Aspekte des Verfahrens experimentell und numerisch ab. Es wird somit ein Beitrag zur Erweiterung des Prozessverständnisses über skalenübergreifende Einflüsse der Kernprozessparameter auf die thermische Historie geschaffen.

Die thermophysikalischen Grundlagen, die am Anfang dieser Arbeit zusammengefasst werden, bilden das Fundament für eine analytische sowie numerische Modellbildung. Um die notwendige Basis an temperaturabhängigen Stoffwerten zu schaffen, werden Daten aus etablierten Verfahren wie DSC, LFA, THB sowie CALPHAD mit Werten aus der Literatur verglichen und diskutiert. Als Ergebnis werden für das Referenzmaterial 316L Werte für  $\rho(T)$ ,  $\lambda(T)$  und  $c_p(T)$  im festen, schmelzflüssigen und pulverförmigen Zustand sowie  $h_{melt}$ ,  $T_s$  und  $T_l$  ausgewählt.

Das entwickelte InTherPlate-Set-up ermöglicht die In-situ-Messung von absoluten Temperaturen nah an der Anbindung vom Bauteil an die Bauplattform. Es konnte gezeigt werden, dass die Daten sowohl direkte Schlüsse, beispielsweise über die mittlere Bauteiltemperatur, zulassen als auch dazu geeignet sind, Simulationsmodelle auf Bauteilebene zu kalibrieren. Des Weiteren kann das eingeführte Off-Axis-Pyrometer-Set-up den Temperaturverlauf an der Bauteiloberfläche einzelner Scanvektoren erfassen. Anhand der Messungen des Bandemissionskoeffizienten lässt sich auch dieses Set-up verlässliche Aussagen über die absolute Temperatur zu. Damit ist es sowohl für die direkte quantitative Untersuchung des Einflusses von Belichtungsparametern wie auch für die Kalibrierung von Modellen auf Schichtebene geeignet.

Für die numerische Abbildung des energetischen Systems wurde sowohl ein Modell auf Bauteil- als auch auf Schichtebene implementiert. Beide wurden erfolgreich kalibriert und validiert. Das Bauteilmodell kann dabei die Extrema der mittleren Schichttemperatur mit einem mittleren absoluten Fehler von ca. 1,2 °C (relativ 6 %) vorhersagen. Das Schichtmodell bildet die Maxima des Temperaturverlaufs innerhalb eines ca. 410 µm langen Messflecks ab, mit einer mittleren absoluten Abweichung von ca. 37,9 °C (relativ 3,1 %). Das Modell zeigt allerdings Schwächen bei der Vorhersage der Aufheiz- und Abkühlraten mit einer Abweichung von ca.  $1,5 \cdot 10^6$  K/s, die mit großer Wahrscheinlichkeit auf die fehlerhafte Abbildung der Temperaturverteilung innerhalb des Schmelzbades zurückzuführen sind.

Die entwickelten Methoden werden genutzt, um die Auswirkungen von  $P$ ,  $T_{heat}$ ,  $v$  und  $\Delta y$  auf den Temperaturverlauf auf Bauteil und Schichtebene zu quantifizieren. Eine

interessante Erkenntnis aus der skalenübergreifenden Betrachtung ist, dass  $\Delta y$  auf makroskopischer Ebene äquivalent zu  $v$  ist, da beide nur  $t_{layer}$  definieren. Auf Schichtebene hingegen zeigt sich, dass  $v$  die Peakabstände und -maxima beeinflusst, während  $\Delta y$  nur die Peakanzahl verändert, aber die Temperaturmaxima nicht signifikant beeinflusst.

Der etablierte *Werkzeugkasten* erlaubt außerdem eine analytische Gegenüberstellung der Energieströme des thermophysikalischen Gesamtsystems. Diese ist material-, parameter- und anlagenspezifisch, lässt aber trotzdem vorsichtige Vermutungen über die Relation der Verlustströme zueinander zu. So macht  $Q_{loss,cond}$  ca. 92 % und  $Q_{loss,top}$  8 % der Gesamtverluste aus. Der nächstgrößere Verluststrom ist mit großem Abstand durch  $Q_{loss,cond}$  mit nur ca. 6 % gegeben.

Die Mehrwerte der geschaffenen Methodik werden am Beispiel der Verarbeitung von DMMCs erprobt. Hierbei werden Fragestellungen, die sich aus der klassisch empirischen Parameterfindung ergeben, mithilfe des *Werkzeugkastens* analysiert. Beispielsweise konnte so die Stabilisierung des Prozesses bei hohen  $\rho_{rel}$  über  $\Delta y$  mit den geringeren Temperaturgradienten auf Schichtebene assoziiert werden. Durch die Untersuchungen konnten Handlungsempfehlungen zur weiteren Steigerung von  $\varphi_{dia}$  und  $\rho_{rel}$  gegeben werden. Der vorgestellte *Werkzeugkasten* bietet noch zahlreiche weitere Möglichkeiten, offene Fragestellungen zur Verarbeitung von DMMCs zu untersuchen, insbesondere bei einer Erweiterung um die Schmelzbadebene. Im Rahmen dieser Arbeit hat das Anwendungsbeispiel aber seinen Nutzen erfüllt, die Mehrwerte der entwickelten Methodik für eine prädiktive Materialentwicklung im PBF-LB/M-Prozess zu verdeutlichen.

Abschließend bleibt zu hoffen, dass durch diese Arbeit ein Beitrag zur Erweiterung des Verständnisses über das energetische System des PBF-LB/M-Verfahrens geleistet werden konnte. Additive Fertigung bietet großes Potenzial durch Leichtbau, reduzierte Lagerhaltung und Individualisierbarkeit, Lösungen für die großen Probleme dieser Zeit zu schaffen. Es bedarf aber weiterhin eines breiten akademischen sowie industriellen Engagements, um auf der Grundlage eines gemeingültigen Prozessverständnisses diese Versprechungen in immer neue Anwendungen zu überführen.

## 8 Ausblick

Die Handlungsfelder, die sich anhand der Erkenntnisse dieser Arbeit für die entwickelte Methodik ergeben, lassen sich in drei Kategorien einordnen: Optimierung, Erweiterung, Anwendungen.

**Optimierung:** Eine Schwäche des bestehenden Systems ist, dass das Schichtmodell zwar  $T_{max}(t)$  mit hoher Genauigkeit (ca. 3%) vorhersagen kann, aber starke Abweichungen bei  $dT/t$  aufweist (Abbildung 5.23). Dazu kommt, dass der kalibrierte Wert von  $\alpha$  (0.24) signifikant niedriger ist als der gemessene. In der Diskussion wurde die These erläutert, dass dies auf die fehlende Abbildung der Schmelzbadströmung in Modellen auf Schichtebene zurückzuführen ist. Die Folgen sind durch die eingeschränkte Wärmeleitfähigkeit induzierte Temperaturgradienten innerhalb der Schmelze. Eine Möglichkeit, diese These zu prüfen, besteht darin, diese Wärmeleitfähigkeit,  $\lambda_{melt}$ , stark zu erhöhen, um isotherme Randbedingungen innerhalb des Schmelzbades zu approximieren. Zusätzlich muss das Energieniveau durch eine Rekalibrierung von  $\alpha$  korrigiert werden.

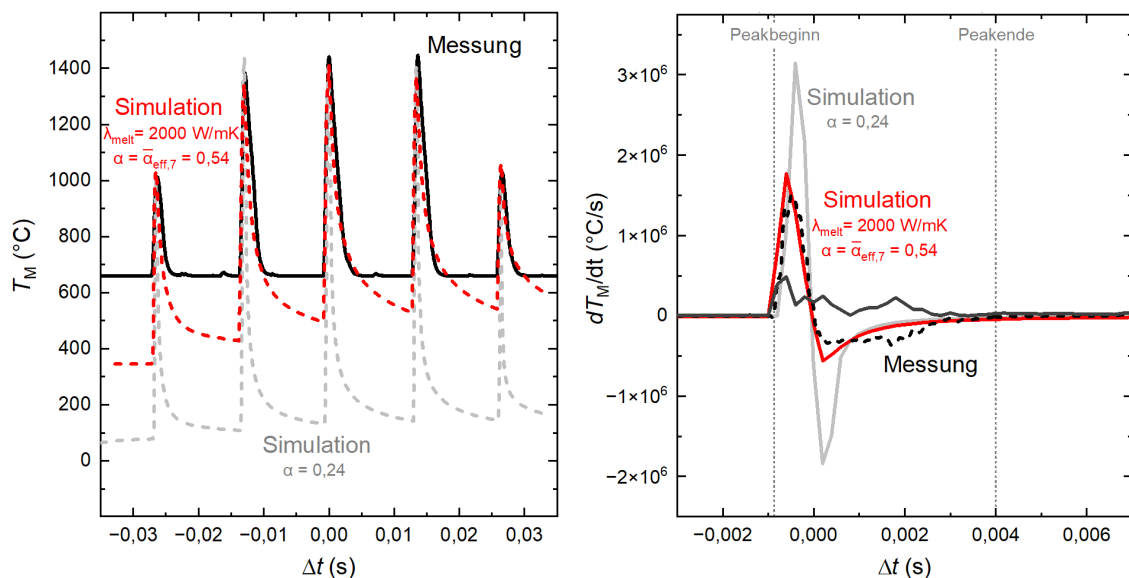


Abbildung 8.1: **(links):** Vergleich des Temperaturverlaufs im Schichtmodell bei realer und stark erhöhter Wärmeleitfähigkeit der Schmelze mit den experimentellen Daten der Pyrometermessung **(rechts):** Vergleich der Steigung des Temperaturverlaufs – mittlerer absoluter Fehler  $1,1 \cdot 10^5 \text{ °C/s}$  (für  $\lambda_{melt} = 2000 \text{ W/mK}$ )

Die Ergebnisse daraus sind in Abbildung 8.1 dargestellt. Es zeigt sich eine deutliche Steigerung der Kongruenz zwischen Messung und Simulation, insbesondere bezüglich  $dT/t$ . Zusätzlich ergibt sich bei der Rekalibrierung von  $\alpha$  eine Übereinstimmung mit dem in Abschnitt 5.1.4 gemessenen  $\bar{\alpha}_{eff,7}$ . Dies bestätigt die aufgestellte These und moti-

viert zu einer genaueren Untersuchung des Einflusses der Temperaturverteilung des Schmelzbades in Schichtmodellen. Alternativen, die zu der hier genutzten Näherungslösung evaluiert werden sollten, bieten die in Kapitel 2.4 vorgestellte Goldak-Wärmequelle oder der Rosenthal-Ansatz.

**Erweiterung:** Als Ergänzung des *Werkzeugkastens* wäre ein drittes Modell auf Schmelzbadebene sinnvoll (Kapitel 2.4). Hierdurch würden materialspezifische Untersuchungen denkbar, wie die in Kapitel 6.1 diskutierte Agglomeration von Diamanten in der Restporosität. Dafür sollte in Kombination mit den bestehenden Modellen und dem Set-up zur Messung von  $\bar{\alpha}_{eff,7}$  der in Abschnitt 6.2.4 diskutierte reziproke Zusammenhang zwischen  $\varphi_{Dia}$  und der Schmelzbadausprägung weiter untersucht werden.

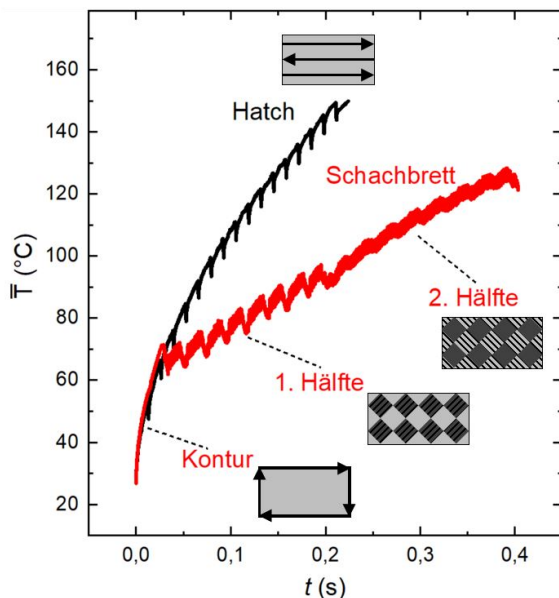


Abbildung 8.2: Über die Oberfläche gemittelter Temperaturverlauf im Schichtmodell für eine einfache Hatchbelichtung im Vergleich zu einer mehrstufigen Belichtung aus Kontur- und Schachbrettbelichtung (0,9 mm)

Eine naheliegende Erweiterung des bestehenden Schichtmodells ist die Möglichkeit zur Implementierung komplexerer Scanstrategien (Kapitel 2.1). Dies gehört zwar bereits zum Stand der Technik [204], bietet aber im Kontext des etablierten *Werkzeugkastens* großes Synergiepotenzial. Durch den Import von CLI-Dateien konnten bereits erste Ergebnisse produziert werden. Ein Vergleich zwischen der in dieser Arbeit genutzten simplen Hatchbelichtung mit einer zweistufigen Belichtung aus Kontur- und Schachbrettbelichtung ist in Abbildung 8.2 dargestellt. Der mittlere Temperaturverlauf für die einfache Hatchbelichtung zeigt einen degressiv ansteigenden Trend mit kurzen Abkühlperioden durch das Skywriting des Lasers (Kapitel 2.2). Die Konturbelichtung zeigt einen vergleichbaren degressiven Anstieg der Temperatur. Bei der Belichtung des Schachbrettmusters hingegen bildet sich näherungsweise ein linearer Anstieg ab. Aufgrund der unterschiedlichen Stoffeigenschaften von Pulver und Vollmaterial ist die Fluktuation zwischen der ersten und der zweiten Hälfte der Schachbrettfelder unterschiedlich stark ausgeprägt.

Die Ergebnisse verdeutlichen den Mehrwert der Abbildung von Scanstrategien. Für Schachbrettbelichtungen wird in vielen Publikationen eine Reduktion von Eigenspannungen durch eine gleichmäßigere Verteilung der eingebrachten Energie proklamiert [205, 206]. An dieser Stelle gibt es jedoch keinen wissenschaftlichen Konsens [207].

Die Ergebnisse verdeutlichen den Mehrwert der Abbildung von Scanstrategien. Für Schachbrettbelichtungen wird in vielen Publikationen eine Reduktion von Eigenspannungen durch eine gleichmäßigere Verteilung der eingebrachten Energie proklamiert [205, 206]. An dieser Stelle gibt es jedoch keinen wissenschaftlichen Konsens [207].



Der Vergleich zwischen dem degressiven Anstieg der Hatchbelichtung und dem linearen Anstieg der Schachbrettbelichtung könnte als Indiz ausgelegt werden, welches den Kausalzusammenhang zwischen Schachbrettbelichtung und verringerten Temperaturgradienten stützt. Die Ursache des linearen Verhaltens kann im Schichtmodell auf die vermehrten Abkühlzeiten nach jedem Vektor durch das Skywriting zurückgeführt werden, welches auch die unterschiedliche Gesamtdauer der beiden Strategien bedingt.

**Anwendungen:** Da die Mehrwerte des erarbeiteten *Werkzeugkastens* für die Materialentwicklung bereits am Beispiel von DMMC gezeigt werden konnten, ist es naheliegend, weitere Legierungen zu untersuchen. Hierbei bieten sich insbesondere Materialien mit charakteristischen thermisch-induzierten Umwandlungsprozessen an, wie sie bereits in Kapitel 2.5 erwähnt wurden (beispielsweise: Maraging Steel, amorphe Legierungen).

In dieser Arbeit wurden zur Etablierung der Methodik hauptsächlich Primitivkörper untersucht. Gerade bei komplexen Geometrien, beispielsweise mit starken Überhängen oder filigranen Strukturen, ergeben sich aber zahlreiche weitere Fragestellungen.

Als praxisnahes Beispiel bietet sich hier ein anderer prozessspezifischer Aspekt an, die Supportauslegung. In Abbildung 8.3 ist eine Messung des InTherPlate-Set-ups abgebildet. Es zeigt den gemessenen Temperaturverlauf beim Aufbau ( $d = 10 \text{ mm}$ ) von drei verschiedenen konventionellen Supportgeometrien ( $H = 2,7 \text{ mm}$ ) alternierend mit Sektionen aus Vollmaterial ( $H = 0,9 \text{ mm}$ ).

Es ist zu erkennen, dass der charakteristische Temperaturverlauf des InTherPlate-Set-ups (Abbildung 5.9) überlagert wird. Es sind Einflüsse wie die Initialbelichtung, Up- und Down-Skinparameter oder die Perforation im Temperaturverlauf erkennbar. Besonders interessant sind die unterschiedlichen Temperaturniveaus, die durch die identischen Vollmaterialbereiche ( $\dot{Q}_{abs} = const$ ) erzeugt werden und damit auf eine Variation von  $\dot{Q}_{loss}$  schließen lassen. Dies motiviert Untersuchungen dazu, ob Supports nicht nur simulativ auf die mechanischen (Kapitel 2.4), sondern auch auf die thermischen Ansprüche der Bauteilgeometrie ausgelegt werden könnten (Kapitel 2.1).

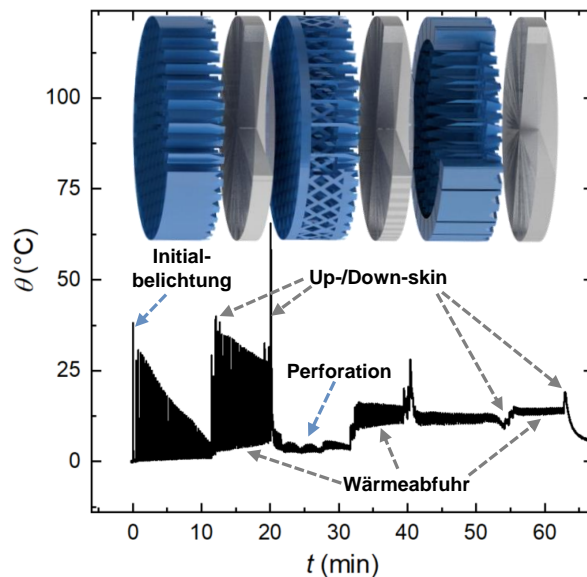


Abbildung 8.3: InTherPlate-Messung eines Zylinders ( $d = 10 \text{ mm}$ ) aus drei verschiedenen Supportgeometrien (Gitter; Gitter perforiert; Gitter mit Blockkontur) und alternierendem Vollmaterial

---

## Literaturverzeichnis

- [1] Lightway, Selektives Laserschmelzen im Full-Service (19.02.2021).  
URL <https://lightway-3d.de/slm/>
- [2] J. J. Beaman, D. L. Bourell, C. C. Seepersad, D. Kovar, Additive manufacturing review: Early past to current practice, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 142 (11) (2020). doi:10.1115/1.4048193.
- [3] Europäische Kommission, Advanced manufacturing (25.05.2023).  
URL [https://research-and-innovation.ec.europa.eu/research-area/industrial-research-and-innovation/key-enabling-technologies/advanced-manufacturing\\_de](https://research-and-innovation.ec.europa.eu/research-area/industrial-research-and-innovation/key-enabling-technologies/advanced-manufacturing_de)
- [4] European Commission, Additive manufacturing in fp7 and horizon 2020: Report from the ec workshop on additive manufacturing (2014).  
URL <https://op.europa.eu/en/publication-detail/-/publication/6aeec19c-265f-11e7-ab65-01aa75ed71a1>
- [5] GE Aviation Auburn, New manufacturing milestone: 30,000 additive fuel nozzles | ge additive (6/29/2023).  
URL <https://www.ge.com/additive/stories/new-manufacturing-milestone-30000-additive-fuel-nozzles>
- [6] ISO/ASTM, Iso/astm 52900:2021 (2021).
- [7] F. Sgarbossa, M. Peron, F. Lolli, E. Balugani, Conventional or additive manufacturing for spare parts management: An extensive comparison for poisson demand, *International Journal of Production Economics* 233 (2021) 107993. doi:10.1016/j.ijpe.2020.107993.  
URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092552732030342X>
- [8] M. K. Thompson, G. Moroni, T. Vaneker, G. Fadel, R. I. Campbell, I. Gibson, A. Bernard, J. Schulz, P. Graf, B. Ahuja, F. Martina, Design for additive manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints, *CIRP Annals* 65 (2) (2016) 737–760. doi:10.1016/j.cirp.2016.05.004.  
URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850616301913>
- [9] C. Culmone, G. Smit, P. Breedveld, Additive manufacturing of medical instruments: A state-of-the-art review, *Additive Manufacturing* 27 (2019) 461–473. doi:10.1016/j.addma.2019.03.015.  
URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860418308911>
- [10] L. E. Murr, Additive manufacturing of biomedical devices: an overview, *Materials Technology* 33 (1) (2018) 57–70. doi:10.1080/10667857.2017.1389052.

- 
- [11] Wohlers Associates, Wohlers report 2019: 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry (2019).
- [12] Wohlers Associates, Wohlers Report 2023: Analysis. Trends. Forecasts. 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry. (2023).
- [13] DIN, Din en iso/astm 52900 additive manufacturing – general principles –terminology (2018).
- [14] T. M. Dayalan Gunasegaram, Metal additive manufacturing magazine: Redesigned for additive manufacturing: Serial production of a new fuel swirler for siemens gas turbine (2019).  
URL  
<https://www.metal-am.com/articles/redesigned-for-additive-manufacturing-serial-production-of-a-new-fuel-swirler-for-siemens-gas-turbine>
- [15] K. Bartsch, C. Emmelmann, Enabling cost-based support structure optimization in laser powder bed fusion of metals, JOM 74 (3) (2022) 1126–1135.  
doi:10.1007/s11837-021-05055-5.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s11837-021-05055-5>
- [16] VDI Verein Deutscher Ingenieure e. V., Handlungsfelder - Additive Fertigungsverfahren (2016).
- [17] T. Allam, K. G. Pradeep, P. Köhnen, A. Marshal, J. H. Schleifenbaum, C. Haase, Tailoring the nanostructure of laser powder bed fusion additively manufactured maraging steel, Additive Manufacturing 36 (2020) 101561.  
doi:10.1016/j.addma.2020.101561.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420309337>
- [18] N. Schnell, M. P. Ferreira, J. Wegner, W. Tillmann, S. Kleszczynski, Process strategy for crack-free production of diamond-reinforced metal matrix composites with minimal graphitization through laser powder bed fusion, Diamond and Related Materials 135 (2023) 109788. doi:10.1016/j.diamond.2023.109788.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925963523001139>
- [19] J. Wegner, M. Frey, R. Busch, S. Kleszczynski, Additive manufacturing of a compliant mechanism using zr-based bulk metallic glass, Additive Manufacturing Letters 39 (2021) 100019. doi:10.1016/j.addlet.2021.100019.
- [20] Michael Gouge, Pan Michaleris, Thermo-Mechanical Modeling of Additive Manufacturing, Elsevier Inc., 2018. doi:10.1016/C2016-0-00317-0.
- [21] P. Mercelis, J.-P. Kruth, Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, Rapid Prototyping Journal 12 (5) (2006) 254–265.  
doi:10.1108/13552540610707013.

- 
- [22] J. Zur Jacobsmühlen, S. Kleszczynski, G. Witt, D. Merhof, Detection of elevated regions in surface images from laser beam melting processes, in: 41st Annual Conference of the IEEE Industrial Electronics Society, 2015.
- [23] U. Scipioni Bertoli, B. E. MacDonald, J. M. Schoenung, Stability of cellular microstructure in laser powder bed fusion of 316L stainless steel, *Materials Science and Engineering: A* 739 (2019) 109–117. doi:10.1016/j.msea.2018.10.051.
- [24] O. Illies, Simulationsbasierte thermische Analyse zur Anpassung der Hatching-Strategie beim selektiven Laserstrahlschmelzen (2020). doi:10.26092/elib/25.  
URL <https://media.suub.uni-bremen.de/handle/elib/4240>
- [25] T. G. Spears, S. A. Gold, In-process sensing in selective laser melting (slm) additive manufacturing, *Integrating Materials and Manufacturing Innovation* 5 (1) (2016) 683. doi:10.1186/s40192-016-0045-4.
- [26] W. King, A. T. Anderson, R. M. Ferencz, N. E. Hodge, C. Kamath, S. A. Khairallah, Overview of modelling and simulation of metal powder bed fusion process at Lawrence Livermore National Laboratory, *Materials Science and Technology* 31 (8) (2014) 957–968. doi:10.1179/1743284714Y.0000000728.
- [27] H. Bikas, P. Stavropoulos, G. Chryssolouris, Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 83 (1) (2016) 389–405. doi:10.1007/s00170-015-7576-2.  
URL <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7576-2>
- [28] B. Schoinochoritis, D. Chantzis, K. Salonitis, Simulation of metallic powder bed additive manufacturing processes with the finite element method: A critical review, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 231 (1) (2017) 96–117. doi:10.1177/0954405414567522.
- [29] T. M. Wischeropp, C. Emmelmann, M. Brandt, A. Pateras, Measurement of actual powder layer height and packing density in a single layer in selective laser melting, *Additive Manufacturing* 28 (2019) 176–183. doi:10.1016/j.addma.2019.04.019.  
URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860418306444>
- [30] I. Bitharas, N. Parab, C. Zhao, T. Sun, A. D. Rollett, A. J. Moore, The interplay between vapour, liquid, and solid phases in laser powder bed fusion, *Nature Communications* 13 (1) (2022) 2959. doi:10.1038/s41467-022-30667-z.  
URL <https://www.nature.com/articles/s41467-022-30667-z>
- [31] H. Shen, P. Rometsch, X. Wu, A. Huang, Influence of gas flow speed on laser plume attenuation and powder bed particle pickup in laser powder bed fusion, *JOM* 72 (3) (2020) 1039–1051. doi:10.1007/s11837-020-04020-y.
- [32] F. Wirth, A. Frauchiger, K. Gutknecht, M. Cloots, Influence of the inert gas flow on

- 
- the laser powder bed fusion (lpbf) process, in: M. Meboldt, C. Klahn (Eds.), *Industrializing Additive Manufacturing*, Springer International Publishing AG, Cham, 2020, pp. 192–204.
- [33] S. Z. Uddin, L. E. Murr, C. A. Terrazas, P. Morton, D. A. Roberson, R. B. Wicker, Processing and characterization of crack-free aluminum 6061 using high-temperature heating in laser powder bed fusion additive manufacturing, *Additive Manufacturing* 22 (2018) 405–415. doi:10.1016/j.addma.2018.05.047.  
URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860418302975>
- [34] H. Krauss, *Qualitätssicherung beim Laserstrahlschmelzen durch schichtweise thermografische In-Process-Überwachung: Dissertation TU München*, Herbert Utz Verlag, 2017.
- [35] Y. Dobrzanski, *Mit open vector format zu schlanken multidimensionalen fertigungsdaten für das laser powder bed fusion*, RWTH Aachen University Lehrstuhl Digital Additive Production DAP (4/25/2022).  
URL <https://dap-aachen.de/mit-open-vector-format-zu-schlanken-multidimensionalen-fertigungsdaten-fuer-das-laser-powder-bed-fusion>
- [36] V. B. Vukkum, R. K. Gupta, Review on corrosion performance of laser powder-bed fusion printed 316l stainless steel: Effect of processing parameters, manufacturing defects, post-processing, feedstock, and microstructure, *Materials & Design* 221 (2022) 110874. doi:10.1016/j.matdes.2022.110874.  
URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127522004968>
- [37] D. de Moraes, A. Czekanski, Parametric thermal fe analysis on the laser power input and powder effective thermal conductivity during selective laser melting of ss304l, *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 2 (3) (2018) 47. doi:10.3390/jmmp2030047.
- [38] H. Wei, L. Wang, X. Niu, Y. Deng, Y. Zhang, J. Cheng, Stiffness characteristics of a laser beam melted (lbm) additive-manufactured flexure mechanism, *Procedia CIRP* 78 (2018) 144–148. doi:10.1016/j.procir.2018.09.051.
- [39] A.V. Gusarov, T. Laoui, L. Froyen, V.I. Titov, Contact thermal conductivity of a powder bed in selective laser sintering, *International Journal of Heat and Mass Transfer* (46) (2003).
- [40] J. C. Fox, S. P. Moylan, B. M. Lane, Effect of process parameters on the surface roughness of overhanging structures in laser powder bed fusion additive manufacturing, *Procedia CIRP* 45 (2016) 131–134. doi:10.1016/j.procir.2016.02.347.
- [41] K. Zeng, D. Pal, C. Teng, B. E. Stucker, Evaluations of effective thermal conductivity

- 
- of support structures in selective laser melting, *Additive Manufacturing* 6 (2015) 67–73. doi:10.1016/j.addma.2015.03.004.
- [42] J. Rottler, C. Petroll, M. Johlitz, K. Paetzold, A. Lion, A strategy to extend the limits of unsupported printing in laser powder bed fusion by optimized process parameters selection, in: *Lectures Notes on Advanced Structured Materials*, Springer, Cham, 2022, pp. 119–130. doi:10.1007/978-3-031-11589-9\_7. URL [https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-031-11589-9\\_7](https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-3-031-11589-9_7)
- [43] F. Calignano, L. Iuliano, M. Galati, P. Minetola, G. Marchiandi, Accuracy of down-facing surfaces in complex internal channels produced by laser powder bed fusion (l-pbf), *Procedia CIRP* 88 (2020) 423–426. doi:10.1016/j.procir.2020.05.073. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827120303942>
- [44] D. Bourell, J. P. Kruth, M. Leu, G. Levy, D. Rosen, A. M. Beese, A. Clare, Materials for additive manufacturing, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* (2017). doi:10.1016/j.cirp.2017.05.009.
- [45] J. P. Oliveira, A. D. LaLonde, J. Ma, Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing, *Materials & Design* 193 (2020) 108762. doi:10.1016/j.matdes.2020.108762.
- [46] Y. Bresson, A. Tongne, M. Baili, L. Arnaud, Global-to-local simulation of the thermal history in the laser powder bed fusion process based on a multiscale finite element approach, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2023) 1–18doi:10.1007/s00170-023-11427-9. URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-023-11427-9>
- [47] Christian Zeller, *Adaption of Numerical Methods to the Specific Requirements of the Thermal Simulation in Laser Beam Melting*, 2019. URL <https://mediatum.ub.tum.de/1482942>
- [48] E. L. Papazoglou, N. E. Karkalos, A. P. Markopoulos, A comprehensive study on thermal modeling of slm process under conduction mode using fem, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2020) 1–17doi:10.1007/s00170-020-06294-7. URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-020-06294-7>
- [49] C. Hagenlocher, P. O'Toole, W. Xu, M. Brandt, M. Easton, A. Molotnikov, Analytical modelling of heat accumulation in laser based additive manufacturing processes of metals, *Additive Manufacturing* (2022) 103263doi:10.1016/j.addma.2022.103263. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860422006522>
- [50] E. R. Denlinger, M. Gouge, J. Irwin, P. Michaleris, Thermomechanical model development and in situ experimental validation of the laser powder-bed fusion

- 
- process, *Additive Manufacturing* 16 (2017) 73–80. doi:10.1016/j.addma.2017.05.001.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860417300441>
- [51] A. M. Mancisidor, F. Garciandia, M. S. Sebastian, P. Álvarez, J. Díaz, I. Unanue, Reduction of the residual porosity in parts manufactured by selective laser melting using skywriting and high focus offset strategies, *Physics Procedia* 83 (2016) 864–873. doi:10.1016/j.phpro.2016.08.090.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389216301973>
- [52] X. Liang, D. Hayduke, A. C. To, An enhanced layer lumping method for accelerating simulation of metal components produced by laser powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 39 (2021) 101881. doi:10.1016/j.addma.2021.101881.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860421000464>
- [53] C. Li, M. F. Gouge, E. R. Denlinger, J. E. Irwin, P. Michaleris, Estimation of part-to-powder heat losses as surface convection in laser powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 26 (2019) 258–269. doi:10.1016/j.addma.2019.02.006.
- [54] B. Wilthan, H. Reschab, R. Tanzer, W. Schützenhöfer, G. Pottlacher, Thermophysical properties of a chromium–nickel–molybdenum steel in the solid and liquid phases, *International Journal of Thermophysics* 29 (1) (2008) 434–444. doi:10.1007/s10765-007-0300-1.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s10765-007-0300-1>
- [55] P. Pichler, T. Leitner, E. Kaschnitz, J. Rattenberger, G. Pottlacher, Surface tension and thermal conductivity of nist srm 1155a (aisi 316l stainless steel), *International Journal of Thermophysics* 43 (5) (2022) 1–17. doi:10.1007/s10765-022-02991-5.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s10765-022-02991-5>
- [56] K. C. Mills, Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys, Woodhead, Cambridge, 2002. doi:10.1533/9781845690144.
- [57] C. S. Kim, Thermophysical properties of stainless steels (1975). doi:10.2172/4152287.  
URL <https://www.osti.gov/biblio/4152287>
- [58] R. Yavari, Z. Smoqi, A. Riensche, B. Bevans, H. Kobir, H. Mendoza, H. Song, K. Cole, P. Rao, Part-scale thermal simulation of laser powder bed fusion using graph theory: Effect of thermal history on porosity, microstructure evolution, and recoater crash, *Materials & Design* (2021) 109685doi:10.1016/j.matdes.2021.109685.  
URL

- 
- <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127521002379>
- [59] S. A. Khairallah, A. T. Anderson, A. Rubenchik, W. E. King, Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones, *Acta Materialia* 108 (2016) 36–45. doi:10.1016/j.actamat.2016.02.014.
- [60] W. E. King, A. T. Anderson, R. M. Ferencz, N. E. Hodge, C. Kamath, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik, Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges, *Applied Physics Reviews* 2 (4) (2015) 041304. doi:10.1063/1.4937809.
- [61] H. D. Baehr, K. Stephan, Wärme- und Stoffübertragung, 7th Edition, Springer, Berlin, 2010.
- [62] Springer-Verlag GmbH, VDI-Wärmeatlas, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2013. doi:10.1007/978-3-642-19981-3.
- [63] M. Masoomi, J. W. Pegues, S. M. Thompson, N. Shamsaei, A numerical and experimental investigation of convective heat transfer during laser-powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 22 (2018) 729–745. doi:10.1016/j.addma.2018.06.021.
- [64] Y. Yang, F. van Keulen, C. Ayas, A computationally efficient thermal model for selective laser melting, *Additive Manufacturing* 31 (2020) 100955. doi:10.1016/j.addma.2019.100955.
- [65] C. Zeller, Adaption of numerical methods to the specific requirements of the thermal simulation in laser beam melting, Ph.D. thesis, TECHNISCHE UNIVERSITÄT MÜNCHEN (2019).
- [66] F. Dugast, P. Apostolou, A. Fernandez, W. Dong, Q. Chen, S. Strayer, R. Wicker, A. C. To, Part-scale thermal process modeling for laser powder bed fusion with matrix-free method and gpu computing, *Additive Manufacturing* 37 (2021) 101732. doi:10.1016/j.addma.2020.101732.
- URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420311040>
- [67] David C. Deisenroth, Sergey Mekhontsev, Brandon Lane, Measurement of mass loss, absorbed energy, and time-resolved reflected power for laser powder bed fusion, *SPIE*, 2020, pp. 46–58. doi:10.1117/12.2547491.
- [68] F. Attarzadeh, E. Asadi, Analysis of element loss, densification, and defects in laser-based powder-bed fusion of magnesium alloy we43, *Journal of Magnesium and Alloys* 10 (8) (2022) 2118–2136. doi:10.1016/j.jma.2022.02.011.
- URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2213956722000706>
- [69] J. Jakumeit, G. Zheng, R. Laqua, S. J. Clark, J. Zielinski, J. H. Schleifenbaum, P. D.



- 
- Lee, Modelling the complex evaporated gas flow and its impact on particle spattering during laser powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 47 (2021) 102332. doi:10.1016/j.addma.2021.102332.
- [70] X. Li, C. Zhao, T. Sun, W. Tan, Revealing transient powder-gas interaction in laser powder bed fusion process through multi-physics modeling and high-speed synchrotron x-ray imaging, *Additive Manufacturing* 35 (2020) 101362. doi:10.1016/j.addma.2020.101362.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S221486042030734X>
- [71] I. A. Roberts, C. J. Wang, R. Esterlein, M. Stanford, D. J. Mynors, A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 49 (12-13) (2009) 916–923. doi:10.1016/j.ijmachtools.2009.07.004.
- [72] J. Liu, P. Wen, Metal vaporization and its influence during laser powder bed fusion process, *Materials & Design* 215 (2022) 110505. doi:10.1016/j.matdes.2022.110505.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127522001265>
- [73] T. L. Bergman, A. Lavine, *Fundamentals of heat and mass transfer*, 8th Edition, John Wiley & Sons Inc, Hoboken NJ, 2017.
- [74] U. Scipioni Bertoli, A. J. Wolfer, M. J. Matthews, J.-P. R. Delplanque, J. M. Schoenung, On the limitations of volumetric energy density as a design parameter for selective laser melting, *Materials & Design* 113 (2017) 331–340. doi:10.1016/j.matdes.2016.10.037.
- [75] D. B. Hann, J. Jammi, J. Folkes, A simple methodology for predicting laser-weld properties from material and laser parameters, *Journal of Physics D: Applied Physics* 44 (44) (2011) 445401. doi:10.1088/0022-3727/44/44/445401.
- [76] W. E. King, H. D. Barth, V. M. Castillo, G. F. Gallegos, J. W. Gibbs, D. E. Hahn, C. Kamath, A. M. Rubenchik, Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing, *Journal of Materials Processing Technology* 214 (12) (2014) 2915–2925. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005.
- [77] E. Rodriguez, J. Mireles, C. A. Terrazas, D. Espalin, M. A. Perez, R. B. Wicker, Approximation of absolute surface temperature measurements of powder bed fusion additive manufacturing technology using in situ infrared thermography, *Additive Manufacturing* 5 (2015) 31–39. doi:10.1016/j.addma.2014.12.001.  
URL  
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860414000256>

- 
- [78] Y. M. Arısoy, L. E. Criales, T. Özel, Modeling and simulation of thermal field and solidification in laser powder bed fusion of nickel alloy in625, *Optics & Laser Technology* 109 (2019) 278–292. doi:10.1016/j.optlastec.2018.08.016.
- [79] P. Promoppatum, S.-C. Yao, P. C. Pistorius, A. D. Rollett, P. J. Coutts, F. Lia, R. Martukanitz, Numerical modeling and experimental validation of thermal history and microstructure for additive manufacturing of an inconel 718 product, *Progress in Additive Manufacturing* 3 (1-2) (2018) 15–32. doi:10.1007/s40964-018-0039-1.
- [80] P. Peyre, P. Aubry, R. Fabbro, R. Neveu, A. Longuet, Analytical and numerical modelling of the direct metal deposition laser process, *Journal of Physics D: Applied Physics* 41 (2) (2008) 025403. doi:10.1088/0022-3727/41/2/025403.
- [81] P. Scheel, R. Wrobel, B. Rheingans, T. Mayer, C. Leinenbach, E. Mazza, E. Hosseini, Advancing efficiency and reliability in thermal analysis of laser powder-bed fusion, *International Journal of Mechanical Sciences* 260 (2023) 108583. doi:10.1016/j.ijmecsci.2023.108583.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002074032300485X>
- [82] A. Segerstark, J. Andersson, L.-E. Svensson, Evaluation of a temperature measurement method developed for laser metal deposition, *Science and Technology of Welding and Joining* 22 (1) (2017) 1–6.  
doi:10.1080/13621718.2016.1169363.
- [83] Y. Tian, D. McAllister, H. Colijn, M. Mills, D. Farson, M. Nordin, S. Babu, Rationalization of microstructure heterogeneity in inconel 718 builds made by the direct laser additive manufacturing process, *Metallurgical and Materials Transactions A* 45 (10) (2014) 4470–4483. doi:10.1007/s11661-014-2370-6.
- [84] A. J. Dunbar, E. R. Denlinger, J. Heigel, P. Michaleris, P. Guerrier, R. Martukanitz, T. W. Simpson, Development of experimental method for in situ distortion and temperature measurements during the laser powder bed fusion additive manufacturing process, *Additive Manufacturing* 12 (2016) 25–30.  
doi:10.1016/j.addma.2016.04.007.
- [85] A. J. Dunbar, E. R. Denlinger, M. F. Gouge, P. Michaleris, Experimental validation of finite element modeling for laser powder bed fusion deformation, *Additive Manufacturing* 12 (2016) 108–120. doi:10.1016/j.addma.2016.08.003.  
URL  
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860416302032>
- [86] J. Jhabvala, E. Boillat, T. Antignac, R. Glardon, On the effect of scanning strategies in the selective laser melting process, *Virtual and Physical Prototyping* 5 (2) (2010) 99–109. doi:10.1080/17452751003688368.
- [87] N. Schnell, M. Sievert, S. Kleszczynski, G. Witt, V. Ploshikhin, Alternative approach

- 
- on an in-situ analysis of the thermal progression during the lpb-f process using welded thermocouples embedded into the substrate plate, SFF Symposium 2019 (30) (2019) 1264–1280.  
URL <http://utw10945.utweb.utexas.edu/2019-table-contents>
- [88] N. Schnell, M. Schoeler, G. Witt, S. Kleszczynski, Experimental and numerical thermal analysis of the laser powder bed fusion process using in situ temperature measurements of geometric primitives, *Materials & Design* 209 (2021) 109946. doi:10.1016/j.matdes.2021.109946.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127521005001>
- [89] M. Doubenskaia, A. Domashenkov, I. Smurov, P. Petrovskiy, Study of selective laser melting of intermetallic powder using integral analysis, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 129 (2018) 1–14. doi:10.1016/j.ijmactools.2018.02.003.
- [90] F. Bernhard, *Handbuch der Technischen Temperaturmessung*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2014. doi:10.1007/978-3-642-24506-0.
- [91] S. Moylan, C. U. Brown, J. Slotwinski, Recommended protocol for round robin studies in additive manufacturing, *Journal of Testing and Evaluation* 44 (2) (2016) 1009–1018. doi:10.1520/JTE20150317.
- [92] C.-G. Ren, Y.-L. Lo, H.-C. Tran, M.-H. Lee, Emissivity calibration method for pyrometer measurement of melting pool temperature in selective laser melting of stainless steel 316L, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 105 (1-4) (2019) 637–649. doi:10.1007/s00170-019-04193-0.
- [93] M. Reza Yavari, R. J. Williams, K. D. Cole, P. A. Hooper, P. Rao, Thermal modeling in metal additive manufacturing using graph theory: Experimental validation with laser powder bed fusion using in situ infrared thermography data, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 142 (12) (2020). doi:10.1115/1.4047619.
- [94] F. Bayle, M. Doubenskaia, Selective laser melting process monitoring with high speed infra-red camera and pyrometer, *SPIE Proceedings*, SPIE, 2012, pp. 698505–698505–8. doi:10.1117/12.786940.
- [95] M. K. Todd, High value manufacturing: Advanced research in virtual and rapid prototyping : proceedings of the 6th International Conference on Advanced Research and Rapid Prototyping, Leiria, Portugal, 1-5 October, 2013, CRC Press/Balkema, Leiden, The Netherlands, 2014. doi:10.1201/b15961.  
URL <https://books.google.de/books?id=BFHvBQAAQBAJ>
- [96] A. Rubenchik, S. Wu, S. Mitchell, I. Golosker, M. LeBlanc, N. Peterson, Direct measurements of temperature-dependent laser absorptivity of metal powders, *Applied Optics* 54 (24) (2015) 7230–7233. doi:10.1364/AO.54.007230.

---

URL

<https://www.osapublishing.org/viewmedia.cfm?uri=ao-54-24-7230&seq=0>

- [97] C. D. Boley, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik, Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing, *Applied Optics* 54 (9) (2015) 2477. doi:10.1364/AO.54.002477.
- [98] Z. Ren, D. Z. Zhang, G. Fu, J. Jiang, M. Zhao, High-fidelity modelling of selective laser melting copper alloy: Laser reflection behavior and thermal-fluid dynamics, *Materials & Design* 207 (2021) 109857. doi:10.1016/j.matdes.2021.109857.
- [99] A. V. Gusarov, I. Smurov, Modeling the interaction of laser radiation with powder bed at selective laser melting, *Physics Procedia* 5 (2010) 381–394. doi:10.1016/j.phpro.2010.08.065.
- [100] Z. Ren, G. Fu, D. Z. Zhang, K. Zhang, M. Zhao, Thermal flow characteristics and the evolution of laser absorption in laser powder bed fusion of cu-cr-zr alloy, *International Journal of Mechanical Sciences* 216 (2022) 106957. doi:10.1016/j.ijmecsci.2021.106957.
- [101] C. D. Boley, S. C. Mitchell, A. M. Rubenchik, S. S. Q. Wu, Metal powder absorptivity: modeling and experiment, *Applied optics* 55 (23) (2016) 6496–6500. doi:10.1364/AO.55.006496.
- [102] J. Trapp, A. M. Rubenchik, G. Guss, M. J. Matthews, In situ absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing, *Applied Materials Today* 9 (2017) 341–349. doi:10.1016/j.apmt.2017.08.006.
- [103] N. Schnell, J. Wegner, A. Elspaß, S. Kleszczynski, Effective absorptivity of diamond-reinforced metal matrix composites for powder bed fusion using a laser beam, *Additive Manufacturing Letters* 6 (2023) 100138. doi:10.1016/j.addlet.2023.100138.

URL

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2772369023000191>

- [104] J. Ye, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik, M. F. Crumb, G. Guss, J. Roehling, J. Belak, M. J. Matthews, Absorptivity measurements and scaling analysis for laser powder bed fusion additive manufacturing, *Advanced Engineering Materials* (2018).
- [105] J. Ye, S. A. Khairallah, A. M. Rubenchik, M. F. Crumb, G. Guss, J. Belak, M. J. Matthews, Energy coupling mechanisms and scaling behavior associated with laser powder bed fusion additive manufacturing, *Advanced Engineering Materials* 21 (7) (2019) 1900185. doi:10.1002/adem.201900185.
- [106] H. W. Mindt, M. Megahed, N. P. Lavery, M. A. Holmes, S. G. R. Brown, Powder bed layer characteristics: The overseen first-order process input, *Metallurgical and Materials Transactions A* 47 (8) (2016) 3811–3822.

- 
- doi:10.1007/s11661-016-3470-2.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-016-3470-2>
- [107] D. Jansen, T. Hanemann, M. Radek, A. Rota, J. Schröpfer, M. Heilmaier, Development of actual powder layer height depending on nominal layer thicknesses and selection of laser parameters, *Journal of Materials Processing Technology* 298 (2021) 117305. doi:10.1016/j.jmatprotec.2021.117305.
- [108] Q. Ge, D. Gu, D. Dai, C. Ma, Y. Sun, X. Shi, Y. Li, H. Zhang, H. Chen, Mechanisms of laser energy absorption and melting behavior during selective laser melting of titanium-matrix composite: role of ceramic addition, *Journal of Physics D: Applied Physics* 54 (11) (2021) 115103. doi:10.1088/1361-6463/abcdce.  
URL <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1361-6463/abcdce>
- [109] N. Peter, Z. Pitts, S. Thompson, A. Saharan, Benchmarking build simulation software for laser powder bed fusion of metals, *Additive Manufacturing* (2020) 101531doi:10.1016/j.addma.2020.101531.
- [110] P. Minetola, V. Stiuso, F. Calignano, M. Galati, M. S. Khandpur, L. Fontana, Experimental validation of laser powder bed fusion simulation, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 1091 (1) (2021) 012048. doi:10.1088/1757-899X/1091/1/012048.  
URL <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/1091/1/012048/meta>
- [111] A. K. S. Chauhan, M. Shukla, A. Kumar, 3d thermal simulation of powder bed fusion additive manufacturing of stainless steel, *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)* 17 (2) (2023) 517–524. doi:10.1007/s12008-023-01234-7.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s12008-023-01234-7>
- [112] M. H. Kobir, R. Yavari, A. R. Riensche, B. D. Bevans, L. Castro, K. D. Cole, P. Rao, Prediction of recoater crash in laser powder bed fusion additive manufacturing using graph theory thermomechanical modeling, *Progress in Additive Manufacturing* (2022) 1–26doi:10.1007/s40964-022-00331-5.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s40964-022-00331-5>
- [113] P. Ninpetch, P. Kowitwarangkul, P. Chalermkarnnon, P. Promoppatum, P. Chuchuyay, P. Rattanadecho, Numerical modeling of distortion of ti-6al-4v components manufactured using laser powder bed fusion, *Metals* 12 (9) (2022) 1484. doi:10.3390/met12091484.  
URL <https://www.mdpi.com/2075-4701/12/9/1484>
- [114] Y. Ren, Q. Wang, A finite difference method for fast prediction and control of part-scale temperature evolution in laser powder bed fusion, *Journal of Manufacturing Processes* 93 (2023) 299–314. doi:10.1016/j.jmapro.2023.03.020.

---

URL

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612523002281>

- [115] Z. Ren, D. Wei, S. Wang, D. Z. Zhang, S. Mao, On the role of pre- and post-contour scanning in laser powder bed fusion: Thermal-fluid dynamics and laser reflections, *International Journal of Mechanical Sciences* 226 (2022) 107389. doi:10.1016/j.ijmecsci.2022.107389.

URL

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740322002958>

- [116] M. V. Pantawane, Y.-H. Ho, S. S. Joshi, N. B. Dahotre, Computational assessment of thermokinetics and associated microstructural evolution in laser powder bed fusion manufacturing of ti6al4v alloy, *Scientific reports* 10 (1) (2020) 7579. doi:10.1038/s41598-020-63281-4.

- [117] Shashank Sharma, Yash Pachaury, Syed Nadeem Akhtar, J. Ramkumar, A study on hydrodynamics of melt expulsion in pulsed nd: Yag laser drilling of titanium, *COMSOL Conference 2015* (2015).

- [118] C. Li, M. F. Gouge, E. R. Denlinger, J. E. Irwin, P. Michaleris, Estimation of part-to-powder heat losses as surface convection in laser powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 26 (2019) 258–269. doi:10.1016/j.addma.2019.02.006.

URL

<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860418306535>

- [119] K. Cooper, P. Steele, B. Cheng, K. Chou, Contact-free support structures for part overhangs in powder-bed metal additive manufacturing, *Inventions* 3 (1) (2018) 2. doi:10.3390/inventions3010002.
- [120] P. Gh Ghanbari, E. Mazza, E. Hosseini, Adaptive local-global multiscale approach for thermal simulation of the selective laser melting process, *Additive Manufacturing* 36 (2020) 101518. doi:10.1016/j.addma.2020.101518.
- [121] R. Yavari, A. Riensche, E. Tekerek, L. Jacquemetton, H. Halliday, M. Vandever, A. Tenequer, V. Perumal, A. Kotsos, Z. Smoqi, K. Cole, P. Rao, Digitally twinned additive manufacturing: Detecting flaws in laser powder bed fusion by combining thermal simulations with in-situ meltpool sensor data, *Materials & Design* (2021) 110167doi:10.1016/j.matdes.2021.110167.

URL

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S026412752100722X>

- [122] Z.-D. Zhang, S. Imani Shahabad, O. Ibhaddode, C. F. Dibia, A. Bonakdar, E. Toyserkani, 3-dimensional heat transfer modeling for laser powder bed fusion additive manufacturing using parallel computing and adaptive mesh, *Optics & Laser Technology* 158 (2023) 108839. doi:10.1016/j.optlastec.2022.108839.

URL

- 
- <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0030399222009859>
- [123] F. Dugast, P. Apostolou, A. Fernandez, W. Dong, Q. Chen, S. Strayer, R. Wicker, A. C. To, Part-scale thermal process modeling for laser powder bed fusion with matrix-free method and gpu computing, *Additive Manufacturing* 37 (2021) 101732. doi:10.1016/j.addma.2020.101732.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420311040>
- [124] M. R. Yavari, K. D. Cole, P. Rao, Thermal modeling in metal additive manufacturing using graph theory, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 141 (7) (2019). doi:10.1115/1.4043648.
- [125] M. Gouge, E. Denlinger, J. Irwin, C. Li, P. Michaleris, Experimental validation of thermo-mechanical part-scale modeling for laser powder bed fusion processes, *Additive Manufacturing* 29 (2019) 100771. doi:10.1016/j.addma.2019.06.022.
- [126] S. Wells, A. Plotkowski, M. J. M. Krane, Propagation of input uncertainties in numerical simulations of laser powder bed fusion, *Metallurgical and Materials Transactions B* (2021) 1–16doi:10.1007/s11663-021-02218-2.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-021-02218-2>
- [127] N. Nadammal, T. Mishurova, T. Fritsch, I. Serrano-Munoz, A. Kromm, C. Haberland, P. D. Portella, G. Bruno, Critical role of scan strategies on the development of microstructure, texture, and residual stresses during laser powder bed fusion additive manufacturing, *Additive Manufacturing* 38 (2021) 101792. doi:10.1016/j.addma.2020.101792.  
URL  
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420311647>
- [128] W. Zhang, M. Tong, N. M. Harrison, Scanning strategies effect on temperature, residual stress and deformation by multi-laser beam powder bed fusion manufacturing, *Additive Manufacturing* (2020) 101507doi:10.1016/j.addma.2020.101507.  
URL  
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420308794>
- [129] N. Sohrabi, J. Jhabvala, G. Kurtuldu, M. Stoica, A. Parrilli, S. Berns, E. Polatidis, S. van Petegem, S. Hugon, A. Neels, J. F. Löffler, R. E. Logé, Characterization, mechanical properties and dimensional accuracy of a zr-based bulk metallic glass manufactured via laser powder-bed fusion, *Materials & Design* (2020) 109400doi:10.1016/j.matdes.2020.109400.
- [130] Y. Liu, J. Zhang, Z. Pang, Numerical and experimental investigation into the subsequent thermal cycling during selective laser melting of multi-layer 316l stainless steel, *Optics & Laser Technology* 98 (2018) 23–32.

- 
- doi:10.1016/j.optlastec.2017.07.034.  
URL  
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0030399216314979>
- [131] D. ROSENTHAL, Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting, *Welding Journal* 20 (1941) 220–234.  
URL <https://ci.nii.ac.jp/naid/10014566598/>
- [132] S. Katayama, A. Matsunawa, Solidification microstructure of laser welded stainless steels, *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics* (1984) 60–67doi:10.2351/1.5057623.  
URL <https://pubs.aip.org/lia/liacp/proceedings/ICALEO/1984/60/356702>
- [133] M. Tang, P. C. Pistorius, J. L. Beuth, Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion, *Additive Manufacturing* 14 (2017) 39–48.  
doi:10.1016/j.addma.2016.12.001.
- [134] H. Huang, Y. Wang, J. Chen, Z. Feng, An efficient numerical model for predicting residual stress and strain in parts manufactured by laser powder bed fusion, *Journal of Physics: Materials* 4 (4) (2021) 044006. doi:10.1088/2515-7639/ac09d5.
- [135] J. GOLDAK, A double ellipsoid finite element model for welding heat sources, *IIW Doc. No. 212* (1985).  
URL <https://ci.nii.ac.jp/naid/10003823699/>
- [136] E. Mirkoohi, D. E. Seivers, H. Garmestani, S. Y. Liang, Heat source modeling in selective laser melting, *Materials* 12 (13) (2019). doi:10.3390/ma12132052.
- [137] S. I. Shahabad, Z. Zhang, A. Keshavarzkermani, U. Ali, Y. Mahmoodkhani, R. Esmaeilzadeh, A. Bonakdar, E. Toyserkani, , *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 106 (7-8) (2020) 3367–3379.  
doi:10.1007/s00170-019-04908-3.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007%2Fs00170-019-04908-3>
- [138] I. Yadroitsev, A. Gusarov, I. Yadroitsava, I. Smurov, Single track formation in selective laser melting of metal powders, *Journal of Materials Processing Technology* 210 (12) (2010) 1624–1631. doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.05.010.  
URL <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.05.010>
- [139] J. H. Tan, W. L. E. Wong, K. W. Dalgarno, An overview of powder granulometry on feedstock and part performance in the selective laser melting process, *Additive Manufacturing* 18 (2017) 228–255. doi:10.1016/j.addma.2017.10.011.
- [140] S. Yamamoto, H. Azuma, S. Suzuki, S. Kajino, N. Sato, T. Okane, S. Nakano, T. Shimizu, Melting and solidification behavior of ti-6al-4v powder during selective laser melting, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2019). doi:10.1007/s00170-019-03384-z.  
URL <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03384-z>



- 
- [141] K. Karayagiz, A. Elwany, G. Tapia, B. Franco, L. Johnson, J. Ma, I. Karaman, R. Arróyave, Numerical and experimental analysis of heat distribution in the laser powder bed fusion of ti-6al-4v, *IISE Transactions* 51 (2) (2019) 136–152. doi:10.1080/24725854.2018.1461964.
- [142] D. Gu, *Laser additive manufacturing of high-performance materials*, Springer, Berlin [u.a.], 2015. doi:10.1007/978-3-662-46089-4.
- [143] J. P. Isaac, S. Lee, N. Shamsaei, H. V. Tippur, Dynamic fracture behavior of additively manufactured scalmalloy®: Effects of build orientation, heat-treatment and loading-rate, *Materials Science and Engineering A* 826 (2021) 141978. doi:10.1016/j.msea.2021.141978.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509321012442>
- [144] Fehrmann Alloys, *Almgty-90* (7/5/2023).  
URL <https://www.fehrmann.tech/de/news/almgty-90>
- [145] J. Wegner, M. Frey, M. Piechotta, N. Neuber, B. Adam, S. Platt, L. Ruschel, N. Schnell, S. S. Riegler, H.-R. Jiang, G. Witt, R. Busch, S. Kleszczynski, Influence of powder characteristics on the structural and the mechanical properties of additively manufactured zr-based bulk metallic glass, *Materials & Design* 209 (3) (2021) 109976. doi:10.1016/j.matdes.2021.109976.
- [146] B. Mooney, K. Kourousis, A review of factors affecting the mechanical properties of maraging steel 300 fabricated via laser powder bed fusion, *Metals* 10 (9) (2020) 1273. doi:10.3390/met10091273.
- [147] D. de Baere, M. Moshiri, L. Smolej, J. H. Hattel, Numerical investigation into laser-based powder bed fusion of cantilevers produced in 300-grade maraging steel, *Additive Manufacturing* 50 (2022) 102560. doi:10.1016/j.addma.2021.102560.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860421007077>
- [148] A. E. Jarfors, T. Matsushita, D. Siafakas, R. Stolt, On the nature of the anisotropy of maraging steel (1.2709) in additive manufacturing through powder bed laser-based fusion processing, *Materials & Design* 204 (2021) 109608. doi:10.1016/j.matdes.2021.109608.  
URL  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127521001611>
- [149] C. Tan, K. Zhou, W. Ma, P. Zhang, M. Liu, T. Kuang, Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel, *Materials & Design* 134 (2017) 23–34. doi:10.1016/j.matdes.2017.08.026.  
URL

- 
- <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127517307724>
- [150] M.-M. Wang, C. C. Tasan, D. Ponge, A. Kostka, D. Raabe, Smaller is less stable: Size effects on twinning vs. transformation of reverted austenite in trip-maraging steels, *Acta Materialia* 79 (2014) 268–281. doi:10.1016/j.actamat.2014.07.020.
- [151] F. Chang, D. Gu, D. Dai, P. Yuan, Selective laser melting of in-situ al<sub>4</sub>si<sub>3</sub>c<sub>4</sub> + sic hybrid reinforced al matrix composites: Influence of starting sic particle size, *Surface and Coatings Technology* 272 (2015) 15–24. doi:10.1016/j.surfcoat.2015.04.029.
- [152] J. Wegner, A. Fehr, S. Platt, S. Kleszczynski, G. Witt, W. Tillmann, Diamond-impregnated 316l metal matrix composites fabricated by powder bed fusion with laser beam - influences of the energy input on the microstructural properties, *Diamond and Related Materials* 109 (2020) 108040. doi:10.1016/j.diamond.2020.108040.
- [153] C. Moelle, S. Klose, F. Szücs, H.J. Fecht, J. Johnston, P.R. Chalker, M. Werner, Measurement and calculation of the thermal expansion coefficient of diamond, *Diamond and Related Materials* (6) (1997). doi:10.1016/S0925-9635(96)00674-7.
- [154] V. Martelli, G. Bianchini, G. Ventura, Measurement of the thermal expansion coefficient of aisi 420 stainless steel between 20 and 293k, *Cryogenics* 62 (2014) 94–96. doi:10.1016/j.cryogenics.2014.04.018.
- [155] R. A. Khmel'nitsky, A. A. Gippius, Transformation of diamond to graphite under heat treatment at low pressure, *Phase Transitions* 87 (2) (2014) 175–192. doi:10.1080/01411594.2013.807429.
- [156] C. Artini, M. L. Muolo, A. Passerone, Diamond–metal interfaces in cutting tools: a review, *Journal of Materials Science* 47 (7) (2012) 3252–3264. doi:10.1007/s10853-011-6164-6. URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s10853-011-6164-6>
- [157] G. Sciacca, M. Sinico, G. Cogo, D. Bigolaro, A. Pepato, J. Esposito, Experimental and numerical characterization of pure copper heat sinks produced by laser powder bed fusion, *Materials & Design* 214 (2022) 110415. doi:10.1016/j.matdes.2022.110415.
- [158] Q. Ma, Y. Peng, Y. Chen, Y. Gao, S. Zhang, X. Wu, J. Zheng, H. Wu, L. Huang, Y. Liu, W. Zhang, Quantitative investigation of thermal evolution and graphitisation of diamond abrasives in powder bed fusion-laser beam of metal-matrix diamond composites, *Virtual and Physical Prototyping* 18 (1) (2023) e2121224. doi:10.1080/17452759.2022.2121224.
- [159] L. Gargalis, J. Ye, M. Strantzà, A. Rubenchik, J. W. Murray, A. T. Clare, I. A. Ashcroft, R. Hague, M. J. Matthews, Determining processing behaviour of pure cu in laser powder bed fusion using direct micro-calorimetry, *Journal of Materials Processing Technology* 294 (2021) 117130. doi:10.1016/j.jmatprotec.2021.117130.

---

URL

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092401362100090X>

- [160] A. S. Shinkaryov, D. Y. Ozherelkov, I. A. Pelevin, S. A. Eremin, V. N. Anikin, M. A. Burmistrov, S. V. Chernyshikhin, A. A. Gromov, A. Y. Nalivaiko, Laser fusion of aluminum powder coated with diamond particles via selective laser melting: Powder preparation and synthesis description, *Coatings* 11 (10) (2021) 1219.

doi:10.3390/coatings11101219.

URL <https://www.mdpi.com/2079-6412/11/10/1219>

- [161] W. Tillmann, M. Ferreira, N. Schnell, J. Wegner, G. Witt, S. Kleszczynski, Investigations on processability and material characteristics of diamond-metal composites fabricated by laser powder bed fusion, *EuroPM Proceedings* (2021).

- [162] EKZO, Slm 280hl – 3d-print ekzo (16.05.2023).

URL

<https://www.3dprintekzo.be/products-services/3d-printers/slm-hl280/>

- [163] S. Platt, J. Wegner, S. Kleszczynski, G. Witt, Effect of scan strategy, re-melting and exposure time on the microstructure of stainless steel 17 - 4 ph fabricated by laser powder bed fusion of metals, in: *International Conference on Additive Technologies*, 2018, pp. 85–91.

- [164] M. Rieth, D. Armstrong, B. Dafferner, S. Heger, A. Hoffmann, M. D. Hoffmann, U. Jäntsche, C. Kübel, E. Materna-Morris, J. Reiser, M. Rohde, T. Scherer, V. Widak, H. Zimmermann, Tungsten as a structural divertor material, *5th FORUM ON NEW MATERIALS PART B 73* (2010) 11–21. doi:10.4028/www.scientific.net/AST.73.11.

URL <https://www.scientific.net/AST.73.11>

- [165] S. Stocker, data sheet - calcium silicate plate (27.10.2022).

URL <https://www.schamotte-shop.de/mwdownloads/download/link/id/43>

- [166] J. Wegner, Funktionalisierung der prozessinhärenten abkühlraten des laser-strahlschmelzens zur verarbeitung metallischer massivgläser, *Dissertation*, Universität Duisburg-Essen, Duisburg (2023). doi:10.17185/dupublico/78650.

- [167] P. Michaleris, Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes, *Finite Elements in Analysis and Design* 86 (2014) 51–60. doi:10.1016/j.finel.2014.04.003.

URL

<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168874X14000584>

- [168] J. C. Heigel, P. Michaleris, T. A. Palmer, Measurement of forced surface convection in directed energy deposition additive manufacturing, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 230 (7) (2016) 1295–1308. doi:10.1177/0954405415599928.

- [169] A. J. Dunbar, E. R. Denlinger, J. Heigel, P. Michaleris, P. Guerrier, R. Martukanitz,

- 
- T. W. Simpson, Development of experimental method for in situ distortion and temperature measurements during the laser powder bed fusion additive manufacturing process, *Additive Manufacturing* 12 (2016) 25–30. doi:10.1016/j.addma.2016.04.007.
- [170] Mumps Technologies, Mumps documentation: Userguide 5.6.1 (2023). URL <https://mumps-solver.org/index.php?page=doc>
- [171] O. Schenk, K. Gärtner, Pardiso, in: *Encyclopedia of Parallel Computing*, Springer, Boston, MA, 2011, pp. 1458–1464. doi:10.1007/978-0-387-09766-4\_90. URL [https://link.springer.com/referenceworkentry/10.1007/978-0-387-09766-4\\_90](https://link.springer.com/referenceworkentry/10.1007/978-0-387-09766-4_90)
- [172] Q. Luo, C. Zhai, D. Sun, W. Chen, Q. Li, Interpolation and extrapolation with the calphad method, *Journal of Materials Science & Technology* 35 (9) (2019) 2115–2120. doi:10.1016/j.jmst.2019.05.016. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030219301343>
- [173] K. C. Mills, Y. Su, Z. Li, R. F. Brooks, Equations for the calculation of the thermo-physical properties of stainless steel, *ISIJ International* 44 (10) (2004) 1661–1668. doi:10.2355/isijinternational.44.1661. URL [https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1989/44/10/44\\_10\\_1661/\\_article/-char/ja/](https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1989/44/10/44_10_1661/_article/-char/ja/)
- [174] Y. C. Chiew, E. D. Glandt, Percolation behaviour of permeable and of adhesive spheres, *Journal of Physics A: Mathematical and General* 16 (11) (1983) 2599–2608. doi:10.1088/0305-4470/16/11/026. URL <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/0305-4470/16/11/026>
- [175] Alexander M. Rubenchik, Sheldon S. Wu, V. Keith Kanz, Mary M. LeBlanc, W. Howard Lowdermilk, Mark D. Rotter, Joel R. Stanley, Temperature-dependent 780-nm laser absorption by engineering grade aluminum, titanium, and steel alloy surfaces, *Optical Engineering* 53 (12) (2014) 122506. doi:10.1117/1.OE.53.12.122506.
- [176] J. Trapp, A. M. Rubenchik, G. Guss, M. J. Matthews, In situ absorptivity measurements of metallic powders during laser powder-bed fusion additive manufacturing, *Applied Materials Today* 9 (2017) 341–349. doi:10.1016/j.apmt.2017.08.006.
- [177] G. V. de Leon Nope, L. I. Perez-Andrade, J. Corona-Castuera, D. G. Espinosa-Arbelaez, J. Muñoz-Saldaña, J. M. Alvarado-Orozco, Study of volumetric energy density limitations on the in718 mesostructure and microstructure in laser powder bed fusion process, *Journal of Manufacturing Processes* 64 (2021) 1261–1272. doi:10.1016/j.jmapro.2021.02.043.

- 
- [178] T. S. Hunnewell, K. L. Walton, S. Sharma, T. K. Ghosh, R. V. Tompson, D. S. Viswanath, S. K. Loyalka, Total hemispherical emissivity of ss 316l with simulated very high temperature reactor surface conditions, *Nuclear Technology* 198 (3) (2017) 293–305. doi:10.1080/00295450.2017.1311120.
- [179] C. Cagran, H. Reschab, R. Tanzer, W. Schützenhöfer, A. Graf, G. Pottlacher, Normal spectral emissivity of the industrially used alloys nicr20tia1, inconel 718, x2crnimo18-14-3, and another austenitic steel at 684.5 nm, *International Journal of Thermophysics* 30 (4) (2009) 1300–1309. doi:10.1007/s10765-009-0604-4. URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s10765-009-0604-4>
- [180] Q. Chao, S. Thomas, N. Birbilis, P. Cizek, P. D. Hodgson, D. Fabijanic, The effect of post-processing heat treatment on the microstructure, residual stress and mechanical properties of selective laser melted 316l stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 821 (2021) 141611. doi:10.1016/j.msea.2021.141611. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509321008790>
- [181] Panasonic, “soft-pgs (compressible type)” pgs with low thermal resistance: Type: Eygs (2016). URL <https://www.farnell.com/datasheets/2216592.pdf>
- [182] G. Parivendhan, P. Cardiff, T. Flint, Ž. Tuković, M. Obeidi, D. Brabazon, A. Ivanković, A numerical study of processing parameters and their effect on the melt-track profile in laser powder bed fusion processes, *Additive Manufacturing* 67 (2023) 103482. doi:10.1016/j.addma.2023.103482. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860423000957>
- [183] U. Scipioni Bertoli, G. Guss, S. Wu, M. J. Matthews, J. M. Schoenung, In-situ characterization of laser-powder interaction and cooling rates through high-speed imaging of powder bed fusion additive manufacturing, *Materials & Design* 135 (2017) 385–396. doi:10.1016/j.matdes.2017.09.044.
- [184] P. Promoppatum, S.-C. Yao, P. C. Pistorius, A. D. Rollett, A comprehensive comparison of the analytical and numerical prediction of the thermal history and solidification microstructure of inconel 718 products made by laser powder-bed fusion, *Engineering* 3 (5) (2017) 685–694. doi:10.1016/J.ENG.2017.05.023.
- [185] B. Vrancken, Study of Residual Stresses in Selective Laser Melting: Dissertation KU Leuven, 2016.
- [186] D. Grange, A. Queva, G. Guillemot, M. Bellet, J.-D. Bartout, C. Colin, Effect of processing parameters during the laser beam melting of inconel 738: Comparison between simulated and experimental melt pool shape, *Journal of Materials Processing Technology* 289 (2021) 116897. doi:10.1016/j.jmatprotec.2020.116897.

---

URL

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013620303113>

- [187] J. Wegner, R. Martínez-Hincapié, V. Čolić, S. Kleszczynski, Additively manufactured iron-based bulk metallic glass composite electrocatalysts: Effect of microstructural states on the oxygen evolution reaction activity, *Advanced Materials Interfaces* (2023). doi:10.1002/admi.202202499.
- [188] J. Wegner, M. Frey, P. Stiglmaier, S. Kleszczynski, G. Witt, R. Busch, Mechanical properties of honeycomb structured zr-based bulk metallic glass specimens fabricated by laser powder bed fusion, *South African Journal of Industrial Engineering* 30 (3) (2019). doi:10.7166/30-3-2265.
- [189] E. R. Denlinger, V. Jagdale, G. V. Srinivasan, T. El-Wardany, P. Michaleris, Thermal modeling of inconel 718 processed with powder bed fusion and experimental validation using in situ measurements, *Additive Manufacturing* 11 (2016) 7–15. doi:10.1016/j.addma.2016.03.003.
- [190] Innovation made in nrw: Potenziale von additive manufacturing (2018).  
URL <https://www.vdma.org/documents/34570/c8d54425-5bfe-0878-b184-d994d74dbb7c>
- [191] L. Constantin, N. Kraiem, Z. Wu, B. Cui, J.-L. Battaglia, C. Garnier, J.-F. Silvain, Y. F. Lu, Manufacturing of complex diamond-based composite structures via laser powder-bed fusion, *Additive Manufacturing* 40 (2021) 101927. doi:10.1016/j.addma.2021.101927.  
URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860421000920>
- [192] L. Shuai, J. Qinghong, G. Sai, Z. Bi, Z. Cong, Effect of spattering on formation mechanisms of metal matrix composites in laser powder bed fusion, *Journal of Materials Processing Technology* (2022) 117533doi:10.1016/j.jmatprotec.2022.117533.
- [193] D. Gu (Ed.), *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2015. doi:10.1007/978-3-662-46089-4.
- [194] D. Gu, Z. Wang, Y. Shen, Q. Li, Y. Li, In-situ tic particle reinforced ti-al matrix composites: Powder preparation by mechanical alloying and selective laser melting behavior, *Applied Surface Science* 255 (22) (2009) 9230–9240. doi:10.1016/j.apsusc.2009.07.008.
- [195] M. Lorusso, A. Aversa, D. Manfredi, F. Calignano, E. P. Ambrosio, D. Ugues, M. Pavese, Tribological behavior of aluminum alloy als10mg-tib2 composites produced by direct metal laser sintering (dmls), *Journal of materials engineering and performance* 25 (8) (2016) 3152–3160. doi:10.1007/s11665-016-2190-5.  
URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-016-2190-5>

- 
- [196] D. Dai, D. Gu, Influence of thermodynamics within molten pool on migration and distribution state of reinforcement during selective laser melting of aln/alsi10mg composites, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 100 (2016) 14–24. doi:<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2015.10.004>.
- [197] R. S. Balmer, J. R. Brandon, S. L. Clewes, H. K. Dhillon, J. M. Dodson, I. Friel, P. N. Inglis, T. D. Madgwick, M. L. Markham, T. P. Mollart, N. Perkins, G. A. Scarsbrook, D. J. Twitchen, A. J. Whitehead, J. J. Wilman, S. M. Woollard, Chemical vapour deposition synthetic diamond: materials, technology and applications, *Journal of Physics: Condensed Matter* 21 (36) (2009) 364221. doi:10.1088/0953-8984/21/36/364221. URL <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/0953-8984/21/36/364221>
- [198] D. Jafari, K. J. van Alphen, B. J. Geurts, W. W. Wits, L. C. Gonzalez, T. H. Vaneker, N. U. Rahman, G. W. Römer, I. Gibson, Porous materials additively manufactured at low energy: Single-layer manufacturing and characterization, *Materials & Design* 191 (2020) 108654. doi:10.1016/j.matdes.2020.108654. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S026412752030188X>
- [199] N. Sohrabi, J. Jhabvala, G. Kurtuldu, M. Stoica, A. Parrilli, S. Berns, E. Polatidis, S. van Petegem, S. Hugon, A. Neels, J. F. Löffler, R. E. Logé, Characterization, mechanical properties and dimensional accuracy of a zr-based bulk metallic glass manufactured via laser powder-bed fusion, *Materials & Design* 199 (2021) 109400. doi:10.1016/j.matdes.2020.109400. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127520309369>
- [200] Z. Zhou, S. Li, X. Gao, Numerical modeling of thermal behavior of melt pool in laser additive manufacturing of ni-based diamond tools, *Ceramics International* (2022). doi:10.1016/j.ceramint.2022.02.024.
- [201] X. Sha, W. Yue, H. Zhang, W. Qin, D. She, C. Wang, Enhanced oxidation and graphitization resistance of polycrystalline diamond sintered with ti-coated diamond powders, *Journal of Materials Science & Technology* 43 (2020) 64–73. doi:10.1016/j.jmst.2020.01.031. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030220300311>
- [202] B. Zheng, T. Topping, J. E. Smugeresky, Y. Zhou, A. Biswas, D. Baker, E. J. Lavernia, The influence of ni-coated tic on laser-deposited in625 metal matrix composites, *Metallurgical and Materials Transactions A* 41 (3) (2010) 568–573. doi:10.1007/s11661-009-0126-5. URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-009-0126-5>

- 
- [203] E. Ruffio, C. Pradere, A. Sommier, J.-C. Batsale, A. Kusiak, J.-L. Battaglia, Signal noise ratio improvement technique for bulk thermal diffusivity measurement, *International Journal of Thermal Sciences* 129 (2018) 385–395. doi:10.1016/j.ijthermalsci.2018.03.011.
- [204] C. He, K. S. Ramani, C. E. Okwudire, An intelligent scanning strategy (smartscan) for improved part quality in multi-laser pbf additive manufacturing, *Additive Manufacturing* 64 (2023) 103427. doi:10.1016/j.addma.2023.103427.
- [205] W. Shi, J. Li, Y. Jing, Y. Liu, Y. Lin, Y. Han, Combination of scanning strategies and optimization experiments for laser beam powder bed fusion of ti-6al-4v titanium alloys, *Applied Sciences* 12 (13) (2022) 6653. doi:10.3390/app12136653. URL <https://www.mdpi.com/2076-3417/12/13/6653>
- [206] V. V. Rielli, A. Piglione, M.-S. Pham, S. Primig, On the detailed morphological and chemical evolution of phases during laser powder bed fusion and common post-processing heat treatments of in718, *Additive Manufacturing* 50 (2022) 102540. doi:10.1016/j.addma.2021.102540.
- [207] H. Jia, H. Sun, H. Wang, Y. Wu, H. Wang, Scanning strategy in selective laser melting (slm): a review, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 113 (9-10) (2021) 2413–2435. doi:10.1007/s00170-021-06810-3. URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-021-06810-3>
- [208] A. Erba, On combining temperature and pressure effects on structural properties of crystals with standard ab initio techniques, *The Journal of Chemical Physics* 141 (12) (2014) 124115. doi:10.1063/1.4896228.
- [209] DDBST GmbH, Ideal gas heat capacity of nitrogen from dortmund data bank (09.06.2023). URL [http://www.ddbst.com/en/EED/PCP/ICP\\_C1056.php](http://www.ddbst.com/en/EED/PCP/ICP_C1056.php)
- [210] DDBST GmbH, Thermal conductivity of nitrogen from dortmund data bank (09.06.2023). URL [http://www.ddbst.com/en/EED/PCP/TCN\\_C1056.php](http://www.ddbst.com/en/EED/PCP/TCN_C1056.php)
- [211] Deutsche Edelstahlwerke Specialty Steel GmbH & Co. KG, Werkstoffdatenblatt x2crnimo17-12-2 1.4404 (2015). URL [https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/ Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/RSH/1.4404\\_de.pdf](https://www.dew-stahl.com/fileadmin/files/dew-stahl.com/documents/ Publikationen/Werkstoffdatenblaetter/RSH/1.4404_de.pdf)
- [212] EOS GmbH, (2009). URL [https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwjMzvn0ncrgAhXRzaYKHU12DhcQFjAAegQIChAC&url=https%3A%2F%2Fwww.eos.info%2F4714f5b687ee8a99&usg=AOvVaw1yU\\_aRE4zNCOE-S18KI6wk](https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&uact=8&ved=2ahUKEwjMzvn0ncrgAhXRzaYKHU12DhcQFjAAegQIChAC&url=https%3A%2F%2Fwww.eos.info%2F4714f5b687ee8a99&usg=AOvVaw1yU_aRE4zNCOE-S18KI6wk)



---

## A Abbildungsverzeichnis

1.1	PBF-LB/M-gefertigter Wärmetauscher [1] . . . . .	1
1.2	Kraftstoffdüse der Firma GE – Überführung einer 20-teiligen Schweißbaugruppe in ein monolithisches Einzelteil durch AM [5] . . . . .	1
1.3	Wachstum und Prognose des AM-Marktes nach Wohlers Report 2023 [12]	2
1.4	Beispiel für eine gelungene Marktintegration – PBF-LB/M-gefertigter Swirler von Siemens; Reduktion der Nachbearbeitungszeit von 6 h (Guss) auf 1 h [14]	2
2.1	Schematische Darstellung der Prozessschritte des PBF-LB/M-Verfahrens . . . . .	6
2.2	Schematische Darstellung der Bauteilregionen und entsprechenden Scanstrategien im PBF-LB/M . . . . .	8
2.3	Schematische Darstellung von Skalenebenen im PBF-LB/M-Prozess . . . . .	9
2.4	Schematische Darstellung der Wärmeströme im PBF-LB/M-Prozess . . . . .	11
2.5	Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Bestimmung eines effektiven Absorptionskoeffizienten – Energiebilanz um Probe und Substratscheibe mit den ein- und ausgehenden Wärmeströmen durch den Laser und die thermischen Verlustmechanismen . . . . .	19
2.6	<b>(links):</b> Schematische Ausbildung von Eigenspannungen <b>(rechts):</b> Kalibrierung von <i>Inherent-Strain</i> -Modellen durch Cantilever [113] . . . . .	21
2.7	Simulation auf Bauteilebene mit Graphentheorie-Ansatz [121] . . . . .	22
2.8	Goldak-Wärmequelle dargestellt als Doppellellipsoid; Wärmestrom wird aufgeteilt: $\dot{Q}_f$ (engl.: <i>front</i> ); $\dot{Q}_r$ (engl.: <i>rear</i> ) . . . . .	23
2.9	Beispiel für den Einfluss der Temperaturhistorie auf die Materialeigenschaften von 1.2709 (MS1) . . . . .	25
2.10	Katastrophales Versagen einer DMMC-Probe im PBF-LB/M-Prozess [18] . . . . .	26
3.1	Konzeptionelle Darstellung des in dieser Arbeit zu erstellenden <i>Werkzeugkastens</i> zur Analyse der thermischen Historie des PBF-LB/M-Prozesses . . . . .	30
4.1	Bild einer SLM280 HL (SLM Solutions) [162] . . . . .	31
4.2	Foto des Anlageninnenraums . . . . .	31
4.3	REM-Bilder der Ausgangspulver: <b>(links)</b> 316L Stahlpulver <b>(rechts)</b> synthetisches Diamantpulver . . . . .	32
4.4	REM-Bild von 316L-Stahlpulver + 5 vol% Ti-beschichtetem synthetischem Diamantpulver [18] . . . . .	33
4.5	<b>(links)</b> Schematische Darstellung des Absorption-Set-ups angelehnt an Schnell et al. [103]; <b>(rechts)</b> charakteristischer Temperaturverlauf für In-situ-Absorptionsmessungen. Dargestellt ist die Übertemperatur ( $\theta$ ) für die Heizperiode $t < t_1$ und Abkühlperiode $t > t_1$ . . . . .	34

---

4.6	Foto des Absorptions-Set-ups im Anlageninnenraum . . . . .	34
4.7	Schematische Darstellung des InTherPlate-Set-ups – In-situ-Thermoelement-Messungen in der Bauplatzform . . . . .	36
4.8	Off-Axis-Integration des High-Speed-Quotientenpyrometers in den Bauraum	37
4.9	Schematische Auswirkung von Positionierungsfehlern des Messflecks . . . . .	37
4.10	Schematische Darstellung des Prüfstandes und der Probengeometrie zur Messung des temperaturabhängigen Bandemissionskoeffizienten . . . . .	39
4.11	<i>Quiet-Activation</i> Methode – $T_n(t)$ ist der Temperaturverlauf, der nach dem Hinzufügen von Schicht n berechnet wird. $t_0$ ist der Zeitpunkt, an dem die neue Schicht aktiviert wird, und $t_{layer}$ die Zeit für die Belichtung und Wiederbeschichtung. . . . .	41
4.12	Mesh des rotationssymmetrischen 2,5-D-Bauteilmodells auf Makroebene . . . . .	42
4.13	Schematische Darstellung des Pulvermodells; irreversible Transformation von Pulver zu Vollmaterial; reversible Transformation von Schmelze zu Feststoff . . . . .	43
4.14	Mesh des Schichtmodells mit elliptischem Pyrometermessfleck . . . . .	44
5.1	Vergleich der temperaturabhängigen Dichte von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [56] und mit der CALPHAD-Methode numerisch ermittelten Werten; zusätzlich sind die Werte von Mills et al. korrigiert um den Volumenanteil an Stickstoff für die Abbildung des Pulvers aufgetragen. . . . .	48
5.2	<b>(links):</b> HDSC-Messung von 316L mit einer Heizrate von 10 K/s. <b>(rechts):</b> Schmelzenthalpie, Solidus- und Liquidustemperatur von 316L bestimmt mit HDSC-Messungen und der CALPHAD-Methode im Vergleich zu den Werten von Pichler et al. [55], Mills et al. [173], Wilthan et al. [54] und Choong et al. [57] . . . . .	49
5.3	Vergleich der mittels Laser-Flash-Analyse ermittelten temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit mit den Werten von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [173] sowie den mit der CALPHAD-Methode numerisch ermittelten Werten; zusätzlich sind die isothermen Werte von pulverförmigem Material gemessen durch die <i>Thermal-Hot-Bridge</i> -Methode und berechnet durch den Ansatz von <i>Chiew und Glandt</i> aufgetragen. . . . .	50
5.4	In dieser Arbeit verwendete Werte für die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit von Pulver und Vollmaterial im festen und flüssigen Zustand für <b>(links):</b> 316L <b>(rechts):</b> 316L + 5 vol% Diamant . . . . .	51

---

5.5	Vergleich der mittels Laser-Flash-Analyse und Differential-Scanning-Calorimetry ermittelten temperaturabhängigen isobaren spezifischen Wärmekapazitäten mit den Werten von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [173] sowie den mit der CALPHAD-Methode numerisch ermittelten Werten . . . . .	52
5.6	In dieser Arbeit verwendete Werte für die temperaturabhängige isobare spezifische Wärmekapazität von Pulver und Vollmaterial im festen und flüssigen Zustand für <b>(links):</b> 316L <b>(rechts):</b> 316L + 5 vol% Diamant . . .	53
5.7	Gemittelter effektiver Absorptionskoeffizient über die Anzahl der aufgebauten Schichten bei der Verarbeitung von 316L. Der lineare Fit beschreibt den Verlauf nach der Einschwingphase (Schicht sieben). . . . .	54
5.8	In dieser Arbeit verwendete Werte für das temperaturabhängige Emissionsvermögen von PBF-LB/M-gefertigtem 316L <b>(links):</b> exemplarische Messung der Einzelkanal- und Realtemperatur <b>(rechts):</b> berechnete temperaturabhängige Emissionskoeffizienten (Formel 4.9) der Einzelkanäle und des Quotienten im Vergleich zur Literatur: Hunnewell et al. (Gesamtemissionsgrad) [178], Cargan et al. (685 nm) [179] . . . . .	55
5.9	Temperaturverlauf über die Schichtanzahl eines Zylinders ( $d = 10$ mm), Kegels ( $d_{1-2} = 10 - 5$ mm) und inversen Kegels ( $d_{1-2} = 5 - 10$ mm) gemessen mit dem InTherPlate-Set-up ( $H = 10$ mm) [88] . . . . .	57
5.10	Temperaturmaxima <b>(links)</b> und Temperaturminima <b>(rechts)</b> des Aufbaus von Zylindern mit variiertem Durchmesser ( $d = 2,5 - 12,5$ mm) über die Schichtanzahl [88] . . . . .	58
5.11	Energiebilanz sowie ein- und austretende Wärmeströme um das InTherPlate-Set-up [88] . . . . .	59
5.12	Vergleich zwischen der Messung und der analytischen Abschätzung (Gleichung 5.4) der mittleren Temperatur zwischen Schicht 150 und 250 [88] . .	61
5.13	Messung des Temperaturverlaufs über die Schichtanzahl des Aufbaus eines Zylinders mit $d = 10$ mm und $H = 50$ mm mit dem InTherPlate-Set-up [88] .	62
5.14	Mit dem InTherPlate gemessene Temperaturmaxima von Einzelbelichtungen mit variiertem Fehler in der x- und z-Positionierung . . . . .	63
5.15	<b>(links):</b> Mit dem InTherPlate gemessene Temperaturverläufe von Einzelbelichtungen mit variiertem Wärmeleitmedium <b>(rechts):</b> Variationskoeffizient der Temperaturverläufe . . . . .	64
5.16	Mit dem InTherPlate gemessene Temperaturverläufe von fünf Einzelbelichtungen mit den abgeleiteten Optimierungsmaßnahmen . . . . .	65



---

5.17	<b>(links):</b> Temperaturverlauf des Aufbaus eines Zylinders auf dem InTherPlate-Set-up mit den Optimierungsmaßnahmen <b>(rechts):</b> Mittelwert der Maxima und Minima mit Standardabweichung aus fünf Einzelmessungen . . . . .	66
5.18	Messung einer Einzelbelichtung durch High-Speed-Quotientenpyrometer <b>(links):</b> unkorrigierte Einzelkanaltemperaturen mit $\varepsilon = 1$ <b>(rechts):</b> mit dem in Abschnitt 5.1.5 ermittelten Emissivitätsverhältnis korrigierte Quotiententemperatur . . . . .	67
5.19	Über 10 Schichten (140–150) gemittelte Quotiententemperatur: Standardabw. 9,8 °C <b>(links):</b> mit dem regulären Objektiv (3 mm Blende) – Messfleck ca. 0,49 mm <b>(rechts):</b> mit zusätzlicher Objektivverlängerung – Messfleck ca. 0,25 mm <b>(unten):</b> schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Messfleckdurchmesser und Füllfaktor . . . . .	68
5.20	2-D-Darstellung des Temperaturfeldes im Bauteilmodell nach der Belichtung der letzten Schicht und Kalibrierparameter des Bauteilmodells . . . . .	69
5.21	Vergleich des im kalibrierten Bauteilmodell simulierten Temperaturverlaufs mit den experimentellen Daten der InTherPlate-Messung und dem absoluten Fehler <b>(links):</b> Verlauf der Temperaturmaxima <b>(rechts):</b> Verlauf der Temperaturminima . . . . .	70
5.22	Validierung des im kalibrierten Bauteilmodell simulierten Temperaturverlaufs für zwei verschiedene konvektive Wärmeübergangskoeffizienten mit den experimentellen Daten der InTherPlate-Messung und dem absoluten Fehler <b>(links):</b> Verlauf der Temperaturmaxima <b>(rechts):</b> Verlauf der Temperaturminima . . . . .	71
5.23	<b>(links):</b> Mikroskopaufnahmen des Pilotlichts des Pyrometers im eingebauten Zustand <b>(rechts):</b> Kalibrierparameter des Schichtmodells . . . . .	72
5.24	3-D-Darstellung der Isothermen einer Scanlinie im Schichtmodell . . . . .	73
5.25	<b>(links):</b> Vergleich des im kalibrierten Schichtmodell simulierten Temperaturverlaufs mit den experimentellen Daten der Pyrometermessung <b>(rechts):</b> Vergleich der Steigung des Temperaturverlaufs und des absoluten Fehlers . . . . .	74
5.26	Schematischer Vergleich des Temperaturfeldes innerhalb des Schmelzbades bei konduktiv und konvektiv dominierter Wärmeleitung . . . . .	75
5.27	<b>(links):</b> Vergleich des im kalibrierten Schichtmodell simulierten Temperaturverlaufs mit den experimentellen Daten der Pyrometermessung <b>(rechts):</b> Vergleich der Steigung des Temperaturverlaufs und des absoluten Fehlers . . . . .	75
5.28	Simulation des Verlaufs der Maxima und Minima in der ersten Schicht <b>(links):</b> Variation der Laserleistung <b>(rechts):</b> Variation der Vorheiztemperatur . . . . .	77

---

5.29 Simulation des Verlaufs der Maxima und Minima in der ersten Schicht <b>(links):</b> Scangeschwindigkeit <b>(rechts):</b> Hatchabstand . . . . .	78
5.30 Temperaturverlauf im simulierten Messfleck des Schichtmodells <b>(links):</b> Variation der Leistung <b>(rechts):</b> Variation der Heiztemperatur . . . . .	80
5.31 Temperaturverlauf im simulierten Messfleck des Schichtmodells <b>(links):</b> Variation der Scangeschwindigkeit <b>(rechts):</b> Variation des Hatchabstands	81
5.32 Prozentualer Anteil der abgeschätzten Wärmeverlustströme bezogen auf die absorbierte Energie pro Schicht (basierend auf den Versuchsbedingun- gen dieser Arbeit) . . . . .	87
6.1 Charakteristische horizontale Rissbildung orthogonal zur Beschichter- und Aufbaurichtung . . . . .	90
6.2 SEM-Aufnahme der mit der niedrigsten Energiedichte SP1 aufgebauten DMMC-Probe <b>(links):</b> Übersichtsbild <b>(rechts):</b> Nahaufnahme Diamant [18]	91
6.3 SEM-Übersichtsansicht von DMMC-Proben mit höchster aufbaubarer Energiedichte (SP2/3) bei einer Plattformtemperatur von <b>(links):</b> 200 °C <b>(rechts):</b> 500 °C [18] . . . . .	91
6.4 SEM-Aufnahmen von Diamanten gefertigt mit SP3 und 500 °C Heiztempe- ratur <b>(links):</b> unbeschichtet <b>(rechts):</b> Ti-beschichtet [18] . . . . .	92
6.5 Relative Bauteildichte über die Volumenenergiedichte aus Schnell et al. <b>(links):</b> asymptotischer Fit mit Konfidenzband (95 %) und Standardabwei- chung <b>(rechts):</b> separater Einfluss der Leistung, des Hatchabstands und der Scangeschwindigkeit [18] . . . . .	93
6.6 Exemplarische Pore einer DMMC-Probe mit Ansammlung von Diamantpar- tikeln . . . . .	94
6.7 <b>(links):</b> makroskopisch rissfreie DMMC-Proben bei 500 °C Heiztemperatur <b>(rechts):</b> schematische Darstellung des identifizierten Prozessfensters [18]	94
6.8 <b>(links):</b> Dichte über die Temperatur für Vollmaterial und Pulver in Abhän- gigkeit vom Diamantgehalt <b>(rechts):</b> spezifische isobare Wärmekapazität über die Temperatur in Abhängigkeit zu Diamantgehalt bestimmt über den Massenanteil sowie durch Laser-Flash-Analyse mit beschichteten und un- beschichteten Diamanten (vergleiche Abbildung 5.6) . . . . .	96
6.9 <b>(links):</b> Vergleich der Wärmeleitfähigkeit über den Diamantanteil für Pulver und Vollmaterial, bestimmt durch Laser-Flash-Analyse, die <i>Maxwell-Euken-</i> <i>Methode</i> , <i>COMSOL Multiphysics</i> und <i>Thermal-Hot-Bridge</i> -Messungen <b>(rechts):</b> SEM-Aufnahmen eines in die 316L-Matrix eingebetteten be- schichteten Diamanten [18] . . . . .	98



---

6.10	Gemittelter effektiver Absorptionskoeffizient in Schicht sieben und Proben- volumen über den Diamantanteil. Das Volumen wird anstelle der Masse gewählt, um die Dichteviation zu berücksichtigen. Die Kreise zeigen Bilder der Probenoberfläche nach der letzten Belichtung. . . . .	99
6.11	DMMC-Einzelspuren mit variierten Diamantanteilen, einmal mit Referenz- parametern für 316L ( $P = 200 \text{ W}$ ; $v = 800 \text{ mm/s}$ ) und einmal mit für 5 vol% optimierten Parametern ( $P = 110 \text{ W}$ ; $v = 925 \text{ mm/s}$ ) . . . . .	100
6.12	Exemplarische Ausschnitte aus High-Speed-Kamera-Aufnahmen von Ein- zelspurversuchen – DMMCs mit 0 vol% und 5 vol% Diamantanteil werden sowohl mit 316L-Referenzparametern als auch mit für 5 vol% Diamant optimierten Parametern verarbeitet. Die höchsten Intensitäten sind zur bes- seren Vergleichbarkeit durch ein Falschfarbspektrum hervorgehoben. Die Abmessungen des farbigen Intensitätsspektrums (rote Linien) sind in $\mu\text{m}$ angegeben [18]. Verstärkte Rauch- und Spratzerbildung sind markiert. . . . .	101
6.13	Simulierter makroskopischer Verlauf der Temperaturmaxima innerhalb der ersten Schicht während des Aufbaus eines DMMC-Zylinders bei unter- schiedlichen <b>(links)</b> : Vorheiztemperaturen <b>(rechts)</b> : Belichtungszeiten so- wie deren maximale Abweichung ( $T_{heat} = 200 \text{ °C}$ ) . . . . .	104
6.14	Simulierte thermische Historie auf Schichtebene in Abhängigkeit zum Dia- mantanteil <b>(links)</b> : Temperaturverlauf des maximalen Peaks <b>(rechts)</b> : ge- mittelte Abkühlrate ( $>700 \text{ °C}$ ) in Abhängigkeit zum Diamantanteil und zum verwendeten Hatchabstand (bei 5 vol%) . . . . .	105
6.15	Simulierte Schmelzbadbreite über den Diamantanteil des DMMC . . . . .	106
8.1	<b>(links)</b> : Vergleich des Temperaturverlaufs im Schichtmodell bei realer und stark erhöhter Wärmeleitfähigkeit der Schmelze mit den experimentel- len Daten der Pyrometermessung <b>(rechts)</b> : Vergleich der Steigung des Temperaturverlaufs – mittlerer absoluter Fehler $1,1 \cdot 10^5 \text{ °C/s}$ (für $\lambda_{melt} =$ $2000 \text{ W/mK}$ ) . . . . .	113
8.2	Über die Oberfläche gemittelter Temperaturverlauf im Schichtmodell für eine einfache Hatchbelichtung im Vergleich zu einer mehrstufigen Belichtung aus Kontur- und Schachbrettbelichtung (0,9 mm) . . . . .	114
8.3	InTherPlate-Messung eines Zylinders ( $d = 10 \text{ mm}$ ) aus drei verschiedenen Supportgeometrien (Gitter; Gitter perforiert; Gitter mit Blockkontur) und alternierendem Vollmaterial . . . . .	115
C.1	Angewandte Stoffwerte <b>(links)</b> : Wärmekapazität von Diamant [208] und Stickstoff [209] <b>(rechts)</b> : Wärmeleitfähigkeit von Diamant [197] und Stick- stoff [210] . . . . .	IX
C.2	Mit JMatPro ermittelte Stoffwerte (CALPHAT-Methode) von 1.0503 (C45) . . . . .	IX

## B Tabellenverzeichnis

5.1	Elementarzusammensetzung der Stähle AISI 316L von Pichler et al. [55], Wilthan et al. [54], Choong et al. [57], Mills et al. [173] und die des in dieser Arbeit verwendeten Materials in m% . . . . .	49
5.2	Vergleich der getesteten Wärmeleitmedien . . . . .	64
5.3	Abschätzung zur Größenordnung des absorbierten Wärmestroms für 316L bei einer Leistung von 200 W auf Basis des numerisch auf Bauteil- und Schichtebene und effektiven experimentell ermittelten Absorptionskoeffizienten . . . . .	84
5.4	Abschätzung zur Größenordnung der Wärmeleitungsverluste für den Aufbau eines Zylinders ( $d = 10$ mm) aus 316L auf Basis der Näherung aus Schnell et al. [88] . . . . .	84
5.5	Grobe Abschätzung zur Größenordnung der Wärmeleitungsverluste für den Aufbau eines Zylinders ( $d = 10$ mm) aus 316L . . . . .	87
6.1	Exemplarisch betrachtete Parametersätze aus Schnell et al. [18] . . . . .	89
C.1	Vergleich der Stoffwerte von 316L [211] (siehe Abschnitt 5.1) & 1.4542 [88, 212]. . . . .	VIII
C.2	Ergänzende Parameter aus den Simulationsmodellen . . . . .	X

## C Anhang

### Ergänzende Stoffwerte und Parameter

In der folgenden Tabelle C.1 werden die Stoffwerte des Referenzmaterials 316L mit denen des in Abschnitt 5.2.1 für die Validierung des InTherPlate-Set-ups genutzten GP1 verglichen. Die Überschneidung der Werte, insbesondere von  $c_p$  und  $\lambda$ , zeigt, dass das thermische Verhalten der Materialien als vergleichbar angesehen werden kann.

Tabelle C.1: Vergleich der Stoffwerte von 316L [211] (siehe Abschnitt 5.1) & 1.4542 [88, 212].

Parameter	316L	1.4542 (GP1)
$\rho$ (RT)	8 g cm <sup>-3</sup>	7,8 g cm <sup>-3</sup>
E-Modul	200 GPa %	170 GPa
Härte	215 HV1	230 HV1 %
$c_p$ (RT)	0,45-0,8 J g <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	0,44-0,83 J g <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>
$\lambda$ (RT)	12-41 W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>	18-46 W m <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup>
$T_{melt}$	1481 K	1650 K

Abbildung C.1 stellt die genutzten thermischen Stoffwerte für Diamant und Stickstoff dar. Stickstoff wird hierbei für die Approximation des Pulvers als Kontinuum (Kapitel 5.1) und Diamant für die Gemischwerte von DMMC (Abschnitt 6.2.1) genutzt.

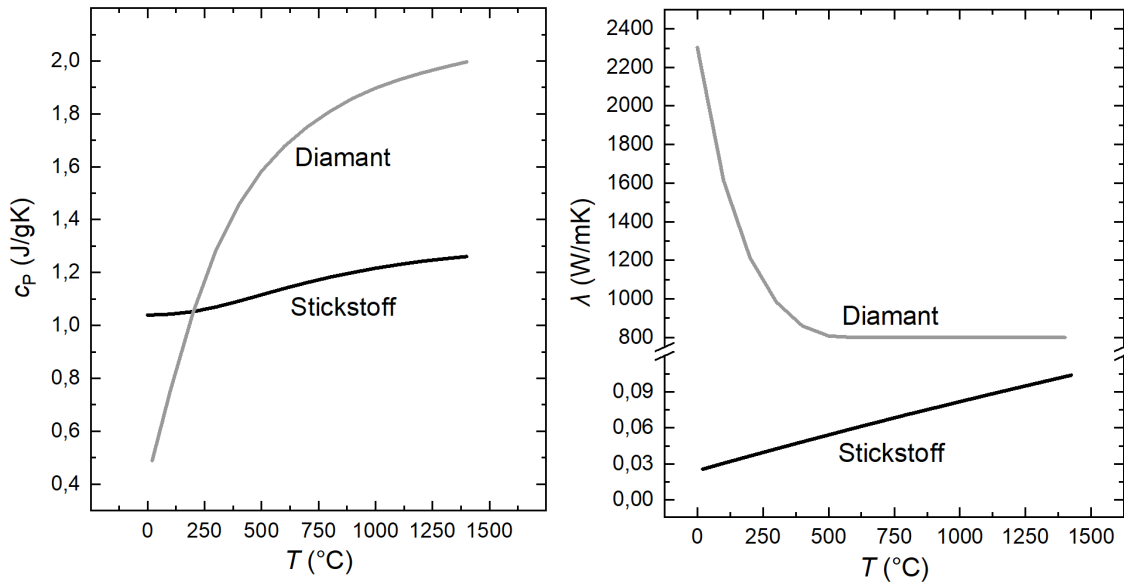


Abbildung C.1: Angewandte Stoffwerte (**links**): Wärmekapazität von Diamant [208] und Stickstoff [209] (**rechts**): Wärmeleitfähigkeit von Diamant [197] und Stickstoff [210]

Für die Stoffwerte der Bauplatzform aus C45 Stahl im Bauteilmodell werden  $c_p$  und  $\lambda$  benötigt. Diese werden mit der CALPHAT-Methode anhand der Elementarzusammensetzung ermittelt, um einen möglichst breiten Temperaturbereich abzudecken. Hierfür wurde die Software JMatPro (Matplus GmbH) verwendet (Kapitel 5.1).

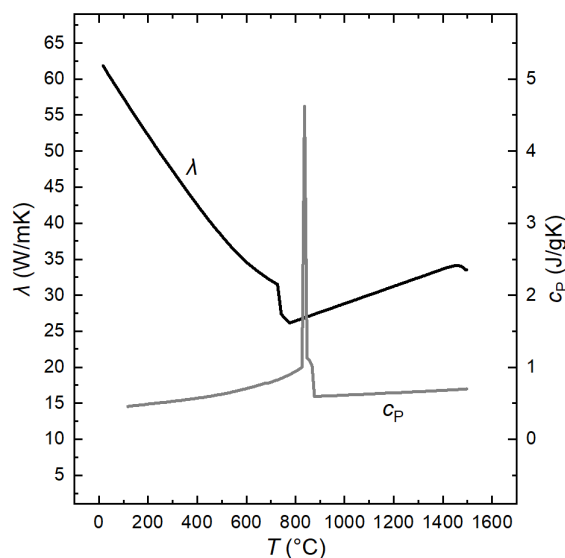


Abbildung C.2: Mit JMatPro ermittelte Stoffwerte (CALPHAT-Methode) von 1.0503 (C45)



In der folgenden Tabelle werden ergänzende Parameter aus den in COMSOL Multiphysics erstellten Bauteil- und Schichtmodellen aufgelistet. Für die Falsifizierbarkeit der Ergebnisse sind diese in der genutzten Genauigkeit angegeben. Die Parameterbezeichnungen dienen als zusätzliche Dokumentation der Modelle. Die Modelle sind auf dem Server des Lehrstuhls für Fertigungstechnik der Universität Duisburg-Essen gesichert.

Tabelle C.2: Ergänzende Parameter aus den Simulationsmodellen

Bezeichnung	Parameter	Wert
<b>Bauteilmodell</b>		
Solverschrittweite	$t_{solver}$	0,1 s
Schichtzeit	$t_{layer}$	11,3 s
Belichtungszeit	$t_{exp}$	0,88 s
Starttemperatur	$T_0$	24,6 °C
Starttemperatur Schutzgas	$T_{gas,0}$	24,6 °C
Endtemperatur Schutzgas	$T_{gas,\infty}$	50 °C
therm. Widerstand Wärmeleitmedium	$R_{res}$	0,2 K cm <sup>3</sup> /W
Bauteilhöhe	$H_{part}$	10 mm
Bauteildurchmesser	$d_{part}$	10 mm
Startwerte <i>Quiet Elements</i>	$c_{p,off}$	10 <sup>-7</sup> J/kgK
Startwerte <i>Quiet Elements</i>	$\lambda_{off}$	10 <sup>-7</sup> W/mK
Startwerte <i>Quiet Elements</i>	$T_{act}$	24,6 °C
<b>Schichtmodell</b>		
Solverschrittweite	$t_{solver}$	0,2 ms
Starttemperatur	$T_0(z)$	$24,1 \text{ °C} + \frac{z}{4,2 \text{ mm}} \cdot 56 \text{ °C}$
Streckungsfaktor Messfleck	$x_{factor}$	1,16
Laserradius	$r_{laser}$	0,04 mm
Bauteilhöhe	$H_{part}$	4,2 mm
Bauteilbreite	$B_{part}$	2 mm
Bauteillänge	$L_{part}$	10 mm
Wärmeübergangskoeffizient Konv	$a_{conv}$	11,5 W/m <sup>2</sup> K

---

## Metallografische Präparation

Die metallografische Präparation wurde am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Duisburg-Essen durchgeführt. Sie umfasst das Trennen, Einbetten, Schleifen und Polieren der Proben.

- **Trennen:** Nasstrennmaschine der Firma Struers vom Typ Accutom 50, Trennebene entlang der Aufbaurichtung
- **Einbetten:** Warmeinbettverfahren mit einer Einbettpresse der Firma Buehler vom Typ Simplimet 1000, Kunststoffgranulat Technotherm 3000 von Heraeus Kulzer
- **Schleifen:** Ecomet-4-Schleifautomaten der Firma Buehler, SiC-Schleifpapier (Körnung 220, 500, 800 und 1200)
- **Polieren:** RotoForce-4-Polierautomaten der Firma Struers, Diamantensuspensionen als Abrasivstoff, Kühlschmierstoff DPLubricant Blue



# DuEPublico

Duisburg-Essen Publications online

UNIVERSITÄT  
DUISBURG  
ESSEN

*Offen im Denken*

ub

universitäts  
bibliothek

Diese Dissertation wird via DuEPublico, dem Dokumenten- und Publikationsserver der Universität Duisburg-Essen, zur Verfügung gestellt und liegt auch als Print-Version vor.

**DOI:** 10.17185/duepublico/82279

**URN:** urn:nbn:de:hbz:465-20240830-112659-4

Alle Rechte vorbehalten.