

**Einfluss der Geometrie auf die Eigenschaften der mittels
pulverbettbasierten Laserschmelzen gefertigten Legierung Ti-6Al-4V**

Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der
Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Juri Munk, M.Eng.

**Berichter: Univ.-Prof. Dr. tech. Guillermo Carlos Requena
Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Ulrich Krupp**

Tag der mündlichen Prüfung: 04.09.2024

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar

Die vorgelegte Arbeit ist entstanden am Fraunhofer Institut für Lasertechnik, Aachen sowie am Institut für Werkstoffforschung des Deutschen Zentrums für Luft- und Raumfahrt, Köln.

Die vorgelegte Arbeit beinhaltet die folgende Veröffentlichung:

*Geometry Effect on Microstructure and Mechanical Properties in
Laser Powder Bed Fusion of Ti-6Al-4V*

Juri Munk, Eric Breitbarth, Tobias Siemer, Norbert Pirch, Constantin Häfner

Metals 2022, 12, 482 DOI: <https://doi.org/10.3390/met12030482>

Kurzfassung

Die Mikrostruktur und damit auch die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen, die mit dem additiven Fertigungsverfahren pulverbettbasiertes Schmelzen gefertigt werden sind von den thermischen Bedingungen im Aufbauprozesses (thermische Historie) abhängig. Geometrisch komplex geformte Bauteile weisen daher örtlich inhomogene Werkstoffeigenschaften auf, was im Konflikt dazu steht, dass Charakterisierungen oftmals anhand geometrisch primitiver Körper durchgeführt werden. In der vorliegenden Arbeit wird der Geometrieinfluss auf die Werkstoffeigenschaften beim LPBF von Ti-6Al-4V umfassend untersucht. Dabei wird mit dem β -Phasenanteil eine repräsentative Bewertungsgröße der Mikrostruktur zur Quantifizierung eingesetzt, die einerseits abhängig von der thermischen Historie ist und andererseits die mechanischen Eigenschaften definiert. Untersuchungen der α -Lamellenbreite, Zugfestigkeit und Ermüdungslebensdauer ergänzen die Charakterisierung. Als Ursache für heterogene Mikrostrukturen aufgrund lokal inhomogener thermischer Historie beim LPBF von Ti-6Al-4V werden in der vorliegenden Arbeit die folgenden Wirkmechanismen beschrieben: Erstens die **intrinsische Wärmebehandlung** (IHT), also der thermische Einfluss der Folgeschichten oberhalb des untersuchten Probenbereichs und zweitens die **reduzierte Abkühlrate** bei Entstehung des untersuchten Bereichs und in den unmittelbar nachfolgenden thermischen Zyklen der angrenzenden Folgeschichten. Die Wirkmechanismen werden mithilfe einer Fallunterscheidung jeweils einzeln anhand von Proben untersucht, die jeweils ohne Einwirkung des anderen Wirkmechanismus gefertigt werden. Gegenüberstellungen der β -Morphologie mit der Literatur bestätigen dabei die einzelnen Wirkmechanismen. Um die thermischen Historien der variierten Probengeometrien zu bestimmen, werden thermische finite Elemente Simulationen des LPBF-Prozesses nach Super-Layer-Ansatz durchgeführt. Zur Charakterisierung der Wirkmechanismen werden zwei simulative Kennwerte definiert: Die Haltedauer Δt_{IHT} als Kriterium der intrinsischen Wärmebehandlung sowie die Abkühlkonstante k als Kriterium der reduzierten Abkühlrate. Der Kennwert Δt_{IHT} ist für den Großteil der untersuchten Probengeometrien geeignet, um das Auftreten von intrinsischer Wärmebehandlung vorherzusagen. Zur Bewertung der reduzierten Abkühlrate eignet sich k für alle untersuchten Probengeometrien, um die Existenz der β -Phase

vorherzusagen. Die Schichtzwischenzeit stellt das Zeitintervall dar, welches zwischen zwei aufeinanderfolgenden Schichten vergeht. In dieser Arbeit wurde festgestellt, dass bei Reduzierung der Schichtzwischenzeit der Geometrieinfluss stärker wird. Der Wirkmechanismus der reduzierten Abkühlrate wird dabei nur bei Schichtzwischenzeiten von weniger als 28 s beobachtet, wohingegen die intrinsische Wärmebehandlung auch noch bei erhöhten Schichtzwischenzeiten von ca. 45 s identifiziert wird. Zur Untersuchung des thermischen Einflusses von angrenzenden Folgeschichten oberhalb des Untersuchungspunktes wurden Proben mit variiertem Anzahl von Folgeschichten analysiert. Dabei wurde ein lokales Maximum des β -Phasenanteils und der α -Lamellenbreite bei Proben mit einer einzelnen Folgeschicht oberhalb des Untersuchungspunktes identifiziert. Diese Beobachtung wurde damit erklärt, dass bei einer Folgeschicht die Abkühlrate im relevanten Temperaturbereich ab β -Transustemperatur am stärksten reduziert ist. Die beobachtete Morphologie der α -Lamellen bestätigt dabei die Dominanz der reduzierten Abkühlrate gegenüber der intrinsischen Wärmebehandlung. Ab einer Aufsatzhöhe von 0,6 mm (zehn Folgeschichten) wird ein erneuter Anstieg des β -Phasenanteils und der α -Lamellenbreite identifiziert, was mit dem Einfluss der intrinsischen Wärmebehandlung begründet wird. Auch auf die mechanischen Eigenschaften ist ein Geometrieinfluss vorhanden. Proben mit schnellerem Anstieg der Belichtungsflächen in Aufbaurichtung sind durch einen Festigkeitsabfall sowohl unter statischer (Zugfestigkeit) als auch unter dynamischer Belastung (Ermüdungslebensdauer) gekennzeichnet. Dabei ist der Geometrieinfluss auf die Zugfestigkeit selbst bei hohen Schichtzwischenzeiten von mehr als 75 s vorhanden. Um den Geometrieinfluss vorhersagbar zu machen, wurde für die variierten Probengeometrien mittels multipler linearer Regression ein Korrelationsmodell zwischen dem β -Phasenanteil bzw. der Zugfestigkeit und den simulierten thermischen Historien aufgestellt. Die thermische Historie wurde dabei in Form von Partitionen der integrierten Zeit-Temperatur-Kurve diskretisiert. Ein korrigiertes Bestimmtheitsmaß von 99,8% für die Vorhersage des β -Phasenanteils bzw. von 89,6% für die Vorhersage der Zugfestigkeit zeigen das Potenzial des Ansatzes auf. Zusammenfassend wird festgestellt, dass in der vorliegenden Arbeit zum einen das Verständnis der Wirkmechanismen des Geometrieinflusses beim LPBF gesteigert wurde. Weiterhin wurde erstmalig gezeigt, wie auf Bauteilebene anwendbare Simulationen eingesetzt werden können, um relevante Mikrostruktureigenschaften im LPBF von Ti-6Al-4V vorherzusagen.

Abstract

In Laser Powder Bed Fusion, the geometry of the component defines the thermal history during the build process and therefore the microstructure and the mechanical properties. Geometrically complex shapes lead to locally different thermal histories over the component, resulting in inhomogeneous microstructures. This is in contrast to the fact that microstructural and mechanical characterization of LPBF-made material is carried out with standardized sample geometries that do not represent the geometric complexity and inhomogeneous thermal history. In the present work, the influence of the geometry on the material properties of Ti-6Al-4V was investigated. For measuring the impact of the geometry effect, the β phase fraction was selected as it depends on the thermal history on the one hand and defines the mechanical properties on the other hand. Furthermore, α lamellae width, tensile strength and fatigue life was characterized. In this work, two mechanisms were described that lead to heterogenous microstructures: Firstly, **intrinsic heat treatment** (IHT) that represents the thermal influence of all following layers above the point of interest. Secondly, **reduced cooling rate** during solidification of the point of interest and the thermal influence of the few directly following layers. The mechanisms were investigated separately by samples that have been built under conditions solely with one mechanism. The resulting morphology of the β phase matched well with literature and confirmed the described mechanisms.

In order to evaluate the thermal histories of the different sample geometries finite element simulations have been carried out. In detail, super layer approach was applied which means that multiple real LPBF layers were summarized in a lumped package of one super layer. Two characteristic values were extracted from the simulated thermal histories: Holding time of the intrinsic heat treatment Δt_{IHT} and cooling constant k for describing the reduced cooling rate. It was shown that for the majority of the investigated sample geometries Δt_{IHT} is capable of predicting the intrinsic heat treatment. For evaluation of the second mechanism reduced cooling rate the characteristic value k worked for all investigated sample geometries.

The time between two subsequent layers in the LPBF process is called inter layer time. It has been shown that the influence of the geometry increases by reducing the inter layer time. The mechanism

of reduced cooling rate was only observed for inter layer time below 28 s but intrinsic heat treatment remained present even at the highest investigated inter layer time of 45 s for some sample geometries.

For investigation of the thermal influence of directly following layers above the point of interest, sample geometries with varied number of following layers were analyzed. The first local maximum of the β phase fraction and the α lamellae width were both observed on samples that have only one single following layer above the point of interest. As a possible explanation it was assumed that the cooling rate in the relevant range from the β transus temperature is the most reduced in this specific condition. The observed morphology of the α lamellae confirmed the more dominant role of the mechanism of reduced cooling rate. For a built-up thickness of 0,6 mm above the point of interest, representing 10 following layers, the next increase of α lamellae width and β phase fraction was observed and could be explained by the mechanism of intrinsic heat treatment.

The influence of geometry on the mechanical properties was also identified. Samples with fast increase of cross-sectional area in build direction were characterized by a reduced strength, both under static (ultimate tensile strength) and dynamic (fatigue life) condition. The influence of the geometry on ultimate tensile strength was observed to be present even at highest inter layer times of more than 75 s.

To make the geometry influence predictable, a multiple linear regression model was established to provide a correlation of simulated thermal history with β phase fraction and tensile strength, respectively. Discretization of the thermal histories was done by use of multiple partitions of the integrated time-temperature-curve. For prediction of the β phase fraction and the ultimate tensile strength the adjusted coefficient of determination was 99.8 % and 89.6 % respectively, showing the potential of the approach.

To summarize, the present work provides a better understanding of the mechanisms that occur during LPBF of Ti-6Al-4V and lead to inhomogeneous material properties, depending on the component geometry. For the first time it has been shown how simulation methods that are applicable on component level can be utilized to predict application-relevant material properties.

Danksagung

Die folgende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer Institut für Lasertechnik (ILT) und am Institut für Werkstoffforschung des Deutschen Zentrums für Luft- und Raumfahrt (DLR). Ihr Gelingen verdanke ich der großen Unterstützung meiner zahlreichen Wegbegleiter.

An erster Stelle spreche ich meinen größten Dank Univ.-Prof. Dr. techn. Guillermo Requena aus für die universitäre und fachliche Betreuung der Arbeit, sowie die umfangreiche Unterstützung und Förderung auch im Rahmen meiner Tätigkeit am DLR. Univ.-Prof. Dr. Ing. habil. Ulrich Krupp danke ich für die Übernahme des Zweitgutachtens sowie Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hauke Springer für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Meinen ehemaligen Kollegen vom ILT, allen voran Dr. Tobias Pichler und Christian Weiß danke ich für die zahlreichen inspirierenden Gespräche und die gemeinsame Zeit. Weiterer Dank gilt Tobias Siemer, Daniel Heußen, Dr. Konrad Wissenbach, Dr. Lucas Jauer, Dr. Tobias Schmithüsen und Herbert Horn-Solle. Auf Seiten des DLR danke ich Dr. Jan Haubrich für die fachlichen Diskussionen und die Bereitstellung wichtiger Ressourcen. Dr. Eric Breitbarth danke ich für die vielen wertvollen Ratschläge auf dem Weg zur Zielerreichung. Für die Bereitstellung von Simulationssoftware danke ich Keno Kruse und Dr. Gilles Pigasse von der CADFEM GmbH. Außerdem danke ich Dr. Ulrike Hecht und Dr. Susanne Hemes von Access e.V. für die Anfertigung von rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen. Mein Dank richtet sich auch an den Lehrstuhl DAP der RWTH Aachen, der mir die Durchführung von Zugprüfungen ermöglichte.

Für die Zeit meines Studiums an der Hochschule Koblenz gilt besonderer Dank Prof. Dr. Robert Pandorf. Deine herausragenden Vorlesungen haben die Begeisterung für die Werkstoffkunde in mir geweckt und damit das Fundament für meinen Werdegang gelegt. Auch danke ich Benjamin Dünnes, der mir über viele Jahre im Werkstoffkundelabor ein wichtiger Begleiter und Ratgeber war.

Meinen Eltern danke ich von Herzen für die Förderung meiner Interessen, die Ermöglichung meiner beruflichen Ausbildung und die uneingeschränkte Unterstützung in jeder Lebenslage.

Abschließend spreche ich den allergrößten Dank meiner wundervollen Frau Sandra aus. Völlig selbstlos hast Du mir auch durch scheinbar aussichtslose Phasen die Kraft gegeben, diese Arbeit fertig zu stellen. Du bist in allen Lebenslagen meine wichtigste Stütze und erfüllst mein Leben mit größtmöglichem Glück. Ich danke Dir für einfach alles was Du mir schenkst!

Inhalt

1	Motivation	1
2	Grundlagen und Stand der Forschung	3
2.1	Additive Fertigung von Metallen mit pulverbettbasiertem Schmelzen mittels Laserstrahl	3
2.2	Mikrostrukturentstehung beim LPBF von Ti-6Al-4V	5
2.2.1	Initiale Erstarrung und Einfluss angrenzender Folgeschichten auf die Abkühlrate	6
2.2.2	Martensitdekomposition durch intrinsische Wärmebehandlung	11
2.2.3	Einfluss der Schichtzwischenzeit	12
2.3	Geometrieinfluss im LPBF-Prozess	14
2.3.1	Werkstoffübergreifender Geometrieinfluss im LPBF	14
2.3.2	Geometrieinfluss im LPBF von Ti-6Al-4V	15
2.4	Simulation des LPBF-Prozesses zur Vorhersage der Werkstoffeigenschaften	17
3	Zielsetzung und Vorgehensweise	22
4	Methodik	25
4.1	Probendesign	25
4.2	Probenherstellung	29
4.2.1	LPBF-Fertigung	29
4.2.2	Mechanische Nachbearbeitung	31
4.3	Mikrostrukturanalyse	31
4.3.1	Metallographische Präparation	31
4.3.2	Rasterelektronenmikroskopie (REM)	32
4.3.3	Bildverarbeitung und Phasenanalyse	32
4.3.4	Fehlerbetrachtung der Messgröße β -Phasenanteil	33
4.4	Mechanische Charakterisierung	34
4.4.1	Zugversuche	34
4.4.2	Ermüdungsversuche	34
4.5	Simulation der thermischen Historie im LPBF-Prozess	35
4.5.1	Simulationsmodell	35
4.5.2	Simulation zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur	36
4.5.3	Simulation zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit	38
4.5.4	Korrelation der thermischen Historien mit Werkstoffeigenschaften	40

5	Ergebnisse	41
5.1	Geometrieinfluss auf die Mikrostruktur	41
5.1.1	Einfluss inkonstanter Belichtungsflächen	41
5.1.2	Einfluss geometrischer Parameter	44
5.1.3	Einfluss der Untersuchungsposition	50
5.1.4	Einfluss unmittelbar nachfolgender Schichten	51
5.2	Geometrieinfluss auf die mechanischen Eigenschaften	53
5.2.1	Einfluss auf die Zugfestigkeit	53
5.2.2	Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer	55
5.3	Simulation der thermischen Historie im LPBF-Prozess	57
5.3.1	Element- und Zeitschrittgröße	57
5.3.2	Simulation der thermischen Historie variiert Probengeometrien	61
6	Interpretation und Diskussion der Ergebnisse	70
6.1	Wirkmechanismen des Geometrieinflusses	70
6.2	Definition von Kennwerten der Wirkmechanismen	73
6.2.1	Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT}	76
6.2.2	Abkühlkonstante k	79
6.3	Einfluss der Probengeometrie	82
6.3.1	Geometrieparameter δ, H, D	82
6.3.2	Intrinsische Wärmebehandlung durch nachfolgendes Volumen	84
6.4	Einfluss der Schichtzwischenzeit t_i	86
6.5	Unmittelbar nachfolgende Schichten	87
6.6	Geometrieinfluss auf die mechanischen Eigenschaften	91
6.7	Korrelation der thermischen Historie mit den Werkstoffeigenschaften	92
7	Zusammenfassung und Ausblick	96
	Literaturverzeichnis	101
	Anhang	108

1 Motivation

Der menschengemachte Klimawandel wird drastische ökologische, soziale, gesundheitliche und ökonomische Folgen haben. So wird bei Beibehaltung der aktuellen globalen Klimapolitik für das Jahr 2100 ein Temperaturanstieg von 2,7°C prognostiziert, was unter anderem bewirkt, dass aktuell günstige Lebensräume von einem Drittel der Weltbevölkerung verschwinden werden [1]. Zur Reduzierung des globalen Temperaturanstiegs können ressourcenschonende Fertigungsverfahren einen Beitrag leisten. Mit dem additiven Fertigungsverfahren pulverbettbasiertes Schmelzen von Metallen mittels Laserstrahl (im Folgenden „LPBF“ genannt gemäß synonyme Bezeichnung „Laser Powder Bed Fusion“) können gegenüber konventionellen Fertigungsverfahren nachhaltigere Bauteilanwendungen realisiert werden, weil sowohl in der Fertigung als auch im Bauteilbetrieb Treibhausgas-Einsparpotenziale vorliegen. So liegt das Verhältnis von Rohmaterialvolumen zu Bauteilvolumen (buy-to-fly ratio) bei additiv gefertigten Bauteilen im Bereich von 1:1 bis 3:1 im Gegensatz zu einem buy-to-fly ratio bei konventionell gefertigten Bauteile von 20:1 bis 40:1 [2]. Der mittels LPBF verarbeitete Werkstoff mit den höchsten erreichbaren CO₂-Einspareffekten zwischen konventioneller und additiver Fertigung ist die Titanlegierung Ti-6Al-4V [3]. Über die Einsparpotenziale im Fertigungsprozess hinaus ergeben sich für einzelne Anwendungsfälle weitere erhebliche CO₂-Einsparpotenziale im Einsatzbetrieb von designoptimierten Bauteilen (z.B. durch Topologieoptimierung), die aufgrund ihrer komplexen geometrischen Form nur additiv und nicht konventionell herstellbar sind. Im Anwendungsbeispiel eines topologieoptimierten und aus Ti-6Al-4V mittels LPBF gefertigten Bauteils aus der Luftfahrt ergibt sich bei einer prognostizierten Einsatzdauer von 20 Jahren ein CO₂-Einsparpotenzial von 43 t pro Bauteil [3]. Dieses CO₂-Einsparpotenzial entspricht ungefähr dem gesamten CO₂-Ausstoß eines durchschnittlichen PKW, der für den Zeitraum von 28 Jahren zum Berufspendeln eingesetzt wird [4].

Die weitverbreitete Titanlegierung Ti-6Al-4V ist gekennzeichnet durch die Potenziale einer guten Schweißbarkeit, Korrosionsbeständigkeit sowie hohen spezifischen Festigkeit und Steifigkeit [5]. Ti-6Al-4V wurde daher als passender Kandidat für die additive Fertigung komplexer

hochbelasteter Bauteile identifiziert. Im Vergleich zu anderen mittels LPBF verarbeitbaren Legierungen nachteilig sind die deutlich geringe thermische Leitfähigkeit von $6,7 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ (Raumtemperatur) [6] (i.V. zu bspw. Aluminiumlegierung AlSi10Mg mit $113 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ [7]) sowie eine allotropische Phasenumwandlung bei der β -Transustemperatur von $T_{\beta} = 995^{\circ}\text{C}$ [8]. Daraus ergeben sich Herausforderungen im LPBF-Prozess, wie u.a. eine Verstärkung des Einflusses der Bauteilgeometrie auf die zeitliche und räumliche Temperaturverteilung [9], weil die Wärmeabfuhr behindert wird und somit Bereiche lokaler Temperaturerhöhung entstehen. Dieser Effekt wird als intrinsische Wärmebehandlung beschrieben und kann zu heterogenen Mikrostrukturen im Bauteil führen [9]. Aufgrund der prinzipbedingten hohen Abkühlgeschwindigkeiten im LPBF-Prozess von ca. $10^4 - 10^6 \text{ K/s}$ [10] und daraus resultierenden feinkörnigen Gefügen i.V. zu konventionellen Fertigungsverfahren ist es mit heutzutage verfügbaren Rechenressourcen unmöglich, die Mikrostruktur für ganze Bauteile vorherzusagen [11]. Die Bereitstellung der Möglichkeit, mit einer simulativen Vorhersage die Mikrostruktur ganzer Bauteile vorherzusagen würde eine signifikante Leichtbausteigerung ermöglichen, weil hohe Sicherheitsfaktoren infolge unbekannter Mikrostrukturen reduziert und damit die Bauteilmasse weiter reduziert werden könnte. Weiterhin könnten Kostenreduzierungen erzielt werden, weil erstens der experimentelle Prüfaufwand bei der Entwicklung neuer Bauteile reduziert und zweitens nachfolgende Wärmebehandlungen potenziell eingespart werden könnten. Daraus folgt das Ziel dieser Arbeit: Über den Stand der Forschung hinaus soll im Gegensatz zu vorhandenen Arbeiten der Geometrieinfluss bauteilunabhängig und allgemeingültig für den Werkstoff Ti-6Al-4V beschrieben, quantifiziert und mit Simulationen auf Bauteilskala korreliert werden. So soll die Grundlage geschaffen werden, Werkstoffeigenschaften ganzer LPBF-gefertigter Bauteile aus Ti-6Al-4V mit effizienten Simulationen vorhersagen zu können.

2 Grundlagen und Stand der Forschung

2.1 Additive Fertigung von Metallen mit pulverbettbasiertem Schmelzen mittels Laserstrahl

Die Additive Fertigung bezeichnet zusammenfassend die Gruppe der Fertigungsverfahren, in denen Material schichtweise zu einem Bauteil aufgebaut wird. Zur Herstellung metallischer Bauteile wird das pulverbettbasierte Schmelzen mittels Laserstrahl industriell eingesetzt, welches auch zahlreiche andere Bezeichnungen aufweist, wie z.B. „Laserbasierte Pulverbettfusion von Metallen“ (LB-PBF/M) gemäß DIN EN ISO/ASTM 52911 [12] oder „Selective Laser Melting“ (SLM). Im Folgenden wird der Prozess mit „LPBF“ abgekürzt, was der international verbreiteten Bezeichnung „Laser Powder Bed Fusion“ entspricht.

Im LPBF-Prozess wird das Bauteil mittels Laserstrahlung durch selektives Aufschmelzen von pulverförmigem Rohmaterial und Verschweißen mit darunterliegendem Material schichtweise aufgebaut. Das additive Fertigungsverfahren LPBF erlaubt geometrisch komplexere Bauteildesigns als konventionelle subtraktive Fertigungsverfahren wie z.B. Fräsen, weil keine Werkzeugzugänglichkeit gewährleistet sein muss. Die Potenziale des Design for Additive Manufacturing (DfAM) werden im industriellen Umfeld u.a. dazu ausgeschöpft, durch Topologieoptimierung oder Gitterstrukturen höhere Leichtbaugrade oder funktionale Oberflächen zu realisieren [13–18], durch gekrümmt verlaufende innenliegende Kanäle höhere Kühlleistungen oder verbesserte Strömungseigenschaften [19–22] sowie durch monolithische Bauweise die Anzahl der Einzelkomponenten einer Baugruppe zu reduzieren [23, 24].

Im Allgemeinen unterscheidet sich die Mikrostruktur LPBF-gefertigter Bauteile werkstoffübergreifend deutlich von der Mikrostruktur, die bei konventionellen Fertigungsverfahren des Urformens wie z.B. Gießen entsteht. Ursache dafür sind der schichtweise Aufbau in eine Richtung und die höhere Abkühlgeschwindigkeit des Schmelzbades, die zu kolumnarem, epitaktischem Kornwachstum führen können, woraus im Regelfall feinkörnige und in Aufbaurichtung texturierte Mikrostrukturen resultieren [25–28]. Weiterhin treten thermisch

induzierte Eigenspannungen auf, die durch das zyklische Aufschmelzen verursacht werden und zu mikrostrukturellen Defekten wie Rissbildung oder geometrischem Verzug führen können [29–32].

Neben zahlreichen weiteren existierenden sind für die vorliegende Arbeit die in Abbildung 1 dargestellten LPBF-Prozessparameter relevant: Laserleistung P_L , Scangeschwindigkeit v_s , Spurabstand Δy_s und Schichtdicke D_s .

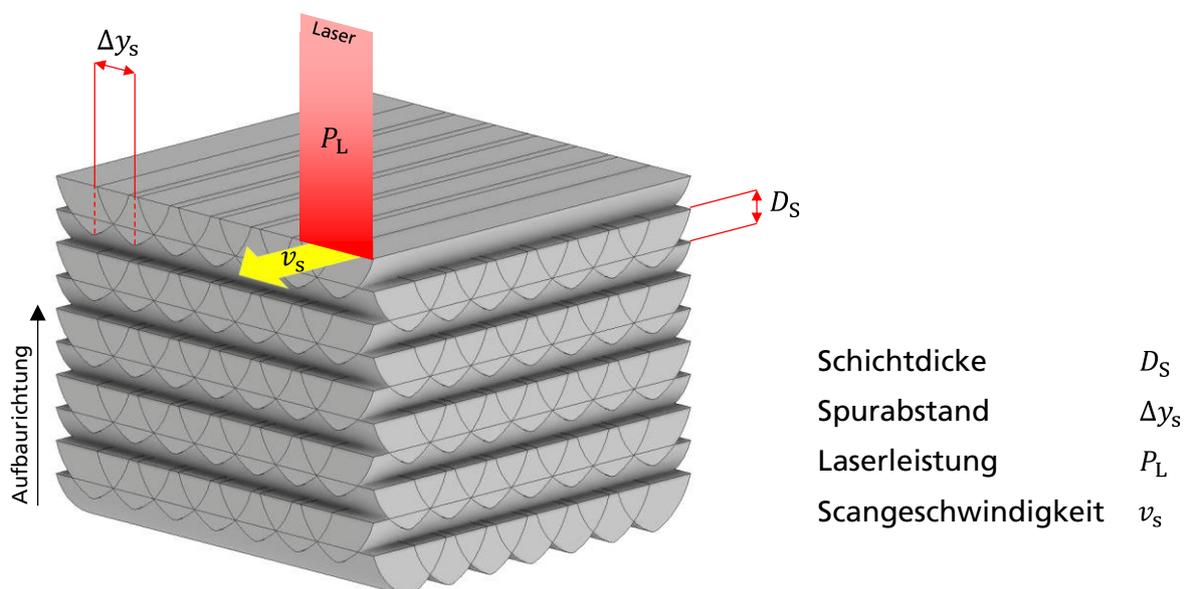


Abbildung 1 LPBF-Prozessparameter Schichtdicke D_s , Spurabstand Δy_s , Laserleistung P_L und Scangeschwindigkeit v_s

Die in [33] definierte Volumenenergiedichte ist definiert als

$$E_V = \frac{P_L}{\Delta y_s * v_s * D_s} \left(\frac{J}{\text{mm}^3} \right) \quad 2.1$$

und dient als vereinfachter Ansatz zur Quantifizierung der auf ein Volumenelement eingebrachten Energie. In zahlreichen Untersuchungen wurde aufgezeigt, dass E_V teilweise nur eingeschränkt als Kenngröße zur Charakterisierung des LPBF-Prozesses herangezogen werden kann. So werden in [34] bei Unterschieden in P_L und v_s jedoch gleichen Werten von E_V die gegensätzlichen Schweißmodi Wärmeleitungsschweißen und Tiefschweißen beobachtet. Konkret für das LPBF von

Ti-6Al-4V wurde in [35] gezeigt, dass bei konstanter $E_V = 58,8 \text{ J/mm}^3$ (P_L variiert von 180 W – 240 W) unterschiedliche α -Lamellenbreiten ($0,89 \mu\text{m} - 0,66 \mu\text{m}$), kristallografische Texturen und Zugfestigkeiten vorliegen. Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung steigen dabei jeweils proportional zu P_L und v_s .

Zur wirtschaftlichen Bewertung des verwendeten Prozessparametersatzes kann die theoretische Aufbaurrate

$$\dot{V}_{\text{th}} = D_s * \Delta y_s * v_s \left(\frac{\text{mm}^3}{\text{s}} \right) \quad 2.2$$

herangezogen werden, womit das in einer Zeiteinheit additiv aufgebaute Volumen beschrieben wird, jedoch ohne Berücksichtigung von Prozessnebenzeiten wie bspw. Beschichtungsvorgängen oder Wartezeiten bei der Scanner-Bewegung.

2.2 Mikrostrukturentstehung beim LPBF von Ti-6Al-4V

Die Legierung Ti-6Al-4V mit 6 Gew-% Aluminium und 4 Gew-% Vanadium macht über 50% der Anwendungsfälle aller im Einsatz befindlichen Titanlegierungen aus und ist damit die weltweit meistgenutzte Titanlegierung. Aufgrund hoher spezifischer Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit ist die Legierung prädestiniert für hochbelastete Bauteilanwendungen unter anderem in der Luft- und Raumfahrt. Ti-6Al-4V liegt temperaturabhängig in verschiedenen Phasenzuständen vor. Für gleichgewichtsnahen Abkühl- oder Aufheizraten liegt oberhalb der β -Transus-Temperatur $T_\beta = 995^\circ\text{C}$ die kubisch-raumzentrierte (body centered cubic - bcc) β -Phase vor, wohingegen die zweiphasige Mikrostruktur unterhalb T_β aus hexagonal-dichtestgepackter (hexagonal close packed - hcp) α -Phase und β -Phase zusammengesetzt ist. [5]

Da die Abkühlrate im LPBF-Prozess stark vom gleichgewichtsnahen Zustand abweicht liegt bei Körpern, die aus Ti-6Al-4V mittels LPBF gefertigt wurden jedoch eine andere Mikrostruktur vor. Von [36] wurde gezeigt, dass im Schweißprozess von Ti-6Al-4V bei höheren Abkühlraten als $410 \text{ }^\circ\text{C/s}$ die vollständig martensitische α' -Phase nach Abkühlung auf Raumtemperatur entsteht. Die experimentell gemessenen Abkühlraten beim LPBF von Ti-6Al-4V liegen im für die

Phasenausbildung relevanten Temperaturbereich in der Regel oberhalb von 10^5 °C/s und überschreiten die kritische Abkühlrate von 410 °C/s somit deutlich [10, 37]. Daraus folgt, dass für geometrisch primitive Körper mit näherungsweise konstanter Größe der belichteten Fläche im Aufbauprozess sowie vernachlässigbarem Effekt der Wärmeeinbringung durch Folgeschichten die martensitische α' -Phase in LPBF-gefertigten Körpern der Normalzustand ist [10, 38, 39]. Im Vergleich zur aus der konventionellen Fertigung bekannten Mikrostruktur mit $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung ist die α' -Phase einerseits durch eine höhere Festigkeit und andererseits durch eine geringere Duktilität gekennzeichnet [40, 41], sodass Forschungsanstrengungen unternommen werden, eine $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung in LPBF-gefertigten Körpern zu realisieren. Gleichwohl ist die bevorzugte Mikrostruktur anwendungsspezifisch, sodass abhängig von den gewünschten Eigenschaften auch die α' -Mikrostruktur vorteilhaft sein kann. In jedem Fall besteht das Interesse, die resultierende Phasenverteilung vorhersagbar zu machen.

2.2.1 Initiale Erstarrung und Einfluss angrenzender Folgeschichten auf die Abkühlrate

Nach Aufschmelzen des Pulvermaterials und des darunterliegenden Bauteilbereichs durch den Laserstrahl erstarrt das Gefüge im LPBF-Prozess erstmalig. Die Phasenumwandlungen dieses Prozesses sind im Folgenden beschrieben.

In [37] wurde die Mikrostrukturentstehung des LPBF-Prozesses von Ti-6Al-4V in-situ mittels Röntgenbeugung charakterisiert. Dabei wurden die Beugungsintensitäten α -Phase (hcp) und β -Phase (bcc) im zeitlichen Verlauf der Laser-Material-Interaktion ausgewertet (Abbildung 2). Mit Beginn der Erwärmung durch den Laserstrahl nimmt die hcp-Intensität (α) schlagartig ab und die bcc-Intensität (β) steigt langsam an, was zu der Annahme führt, dass die $\alpha \rightarrow \beta$ Phasenumwandlung ein vergleichsweise langsamer Prozess ist, der zu Beginn des Übergangs in den flüssigen Zustand noch nicht abgeschlossen ist. Nach Abschalten der Laserstrahlung wird eine weiter fortschreitende Abnahme der hcp-Intensität (α) beobachtet, woraus geschlossen wird, dass andere Bereiche der Probe aufgrund von Wärmeleitung aufschmelzen. Nach ca. 1,5 s wird ein Minimum der hcp-Intensität (α) beobachtet, worauf im Verlauf der weiteren Abkühlung ein Anstieg auf ein konstantes Plateau folgt, welches ab ca. 9 s erreicht wird. Die bcc-Intensität (β)

erreicht das Maximum bei ca. 4 s ebenfalls deutlich nach Abschalten der Laserstrahlung und fällt anschließend wieder ab, was charakteristisch für das Wachstum der β -Phase und die Umwandlung dieser zu α bzw. α' nach Unterschreiten der β -Transustemperatur ist. Bei ausreichend hoher Abkühlrate größer als 410 °C/s liegt als Resultat die martensitische α' -Phase vor. [37]

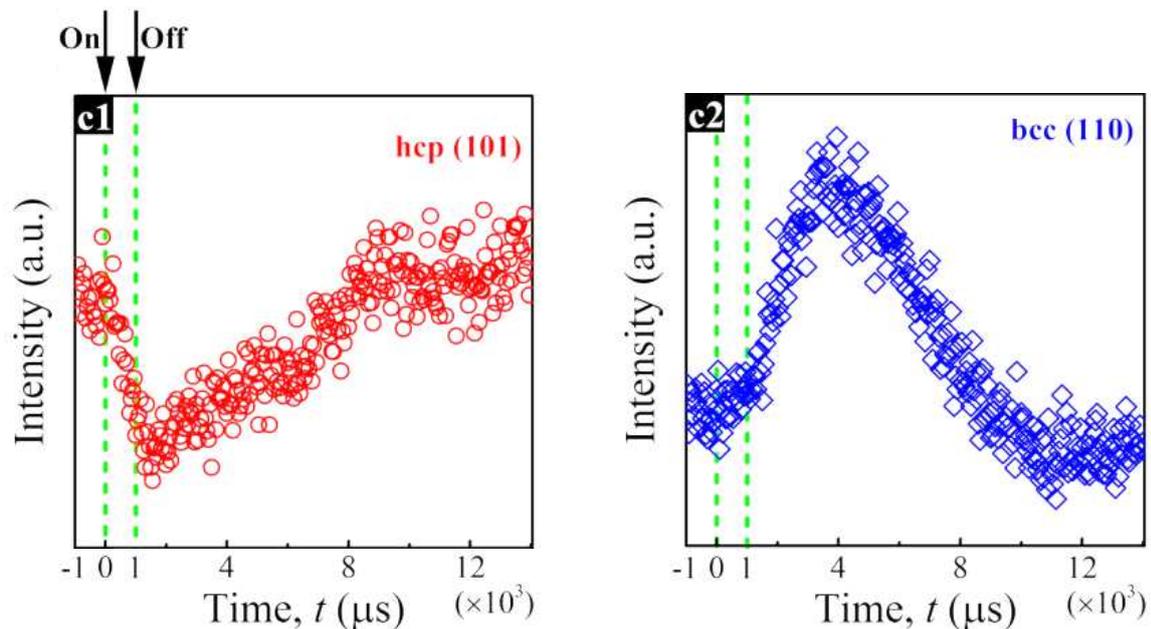


Abbildung 2 Beugungsintensitäten der hcp- und bcc-Reflexe im LPBF-Prozess von Ti-6Al-4V aus [37], experimentell quantifiziert mittels in-situ Röntgenbeugung; Zeitpunkte der An- und Abschaltung des Laserstrahls grün markiert

Ebenfalls mittels Röntgenbeugung wurde von [42] der LPBF-Prozess in-situ analysiert, wobei hier mehrere Lagen von Einzelspuren aufeinander aufgebracht wurden. Die initiale Mikrostrukturentstehung der ersten aufgetragenen Schicht mit resultierender α' -Phase wird auch hier experimentell nachgewiesen. Dabei wurde gezeigt, dass nicht nur primärer Martensit, sondern auch feinere nachfolgende Varianten der martensitischen α' -Phase (z.B. sekundär, tertiär) bereits in der ersten Schicht und daher nicht durch den thermischen Einfluss von Folgeschichten entstehen. Abbildung 3-a zeigt die thermische Historie an einer ausgewählten Stelle der Probe unter dem Einfluss der darauf aufgetragenen Folgeschichten (L1 – L6) mit eingezeichneter β -Transustemperatur, Martensit-Starttemperatur und Martensit-Endtemperatur. Dabei fällt zunächst auf, dass ab der sechsten Schicht (L6) die β -Transustemperatur nicht mehr überschritten

wird, sodass davon ausgegangen wird, dass nur für die ersten fünf Schichten eine Phasenumwandlung $\alpha \rightarrow \beta$ stattfindet. Die Abkühlraten im für die Martensitbildung relevanten Temperaturbereich (Abbildung 3-b) sind jeweils deutlich oberhalb $410 \text{ }^\circ\text{C/s}$, sodass nach jeder Schicht jeweils vollständig α' entsteht, was sich mit den beobachteten Beugungsintensitäten deckt. Da nur bis zur fünften Schicht die β -Transustemperatur überschritten wird sind keine Einflüsse durch weitere als den neun untersuchten Schichten zu erwarten. [42]

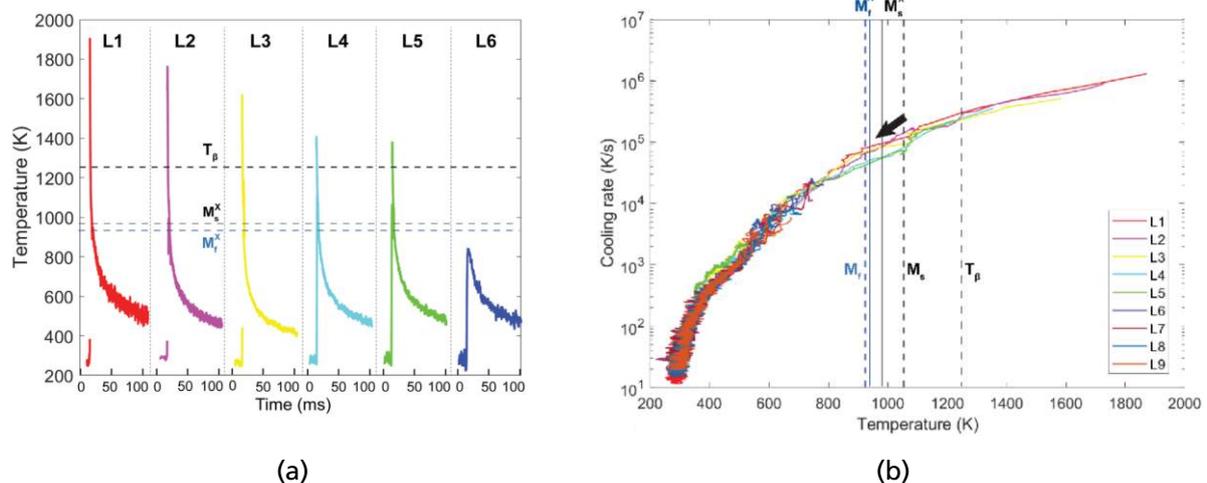


Abbildung 3 Thermische Historie eines spezifischen Orts im mittels LPBF aufgebauten Körper für sechs aufeinander folgende Schichten L1 – L6 (a) sowie temperaturabhängige Abkühlraten für neun aufeinander folgende Schichten (b) aus [42]

Die Martensitstarttemperatur von $697 - 715 \text{ }^\circ\text{C}$ ist geringer als bei konventionellen Prozessen mit bspw. 800°C bei Abschreckung in Wasser. Mögliche Ursachen dafür sind ein erhöhter Bedarf an Unterkühlung aufgrund der höheren Abkühlraten sowie die Existenz der Seitenflächen der dünnwandigen Körper, die die Temperaturgradienten im Volumen beeinflussen. Letzteres wird ebenfalls als Ursache für Wärmestrahlungsverluste genannt, weil die Schmelzbaddimensionen im Vergleich zu einem massiven aufgebauten Körper bei dünnwandigen Geometrien kleiner sind. [42]

In [43] wurde durch Verwendung vergleichsweise kleiner Schichtzwischenzeiten (bis minimal $t_i = 7 \text{ s}$) ein LPBF-Prozess mit einer Abkühlrate von 5°C/s realisiert ($P_L = 375 \text{ W}$, $v_s = 1029 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$, $\Delta y_s = 120 \text{ } \mu\text{m}$, $D_s = 60 \text{ } \mu\text{m}$, $E_v = 50,62 \text{ J/mm}^3$), die deutlich unterhalb der zur Martensitbildung

notwendigen Abkühlrate von $410^{\circ}\text{C}/\text{s}$ liegt. Abbildung 4-a zeigt dabei schematisch den auf Mikrostrukturuntersuchungen basierenden modellierten Temperaturverlauf in der Schicht L0, auf welche weitere Schichten (L1, L2, ..., Ln) aufgebracht werden. Die Maximaltemperaturen der thermischen Zyklen sinken mit zunehmenden Folgeschichten, überschreiten jedoch für zahlreiche Folgeschichten die β -Transustemperatur. Die jeweiligen Minimaltemperaturen steigen mit zunehmender Anzahl von Folgeschichten und bewirken damit, dass aufgrund geringerer Temperaturdifferenzen die Abkühlraten reduziert werden. Abbildung 4-b zeigt schematisch den Einfluss der Schichtzwischenzeit auf die initiale Abkühlkurve einer Schicht L0 mit großer (I), mittlerer (II) und kleiner (III) Schichtzwischenzeit. Dabei wird visualisiert, dass die Abkühlrate bei kürzeren Schichtzwischenzeiten im für die Mikrostrukturbildung relevanten Bereich unterhalb β -Transustemperatur reduziert ist.

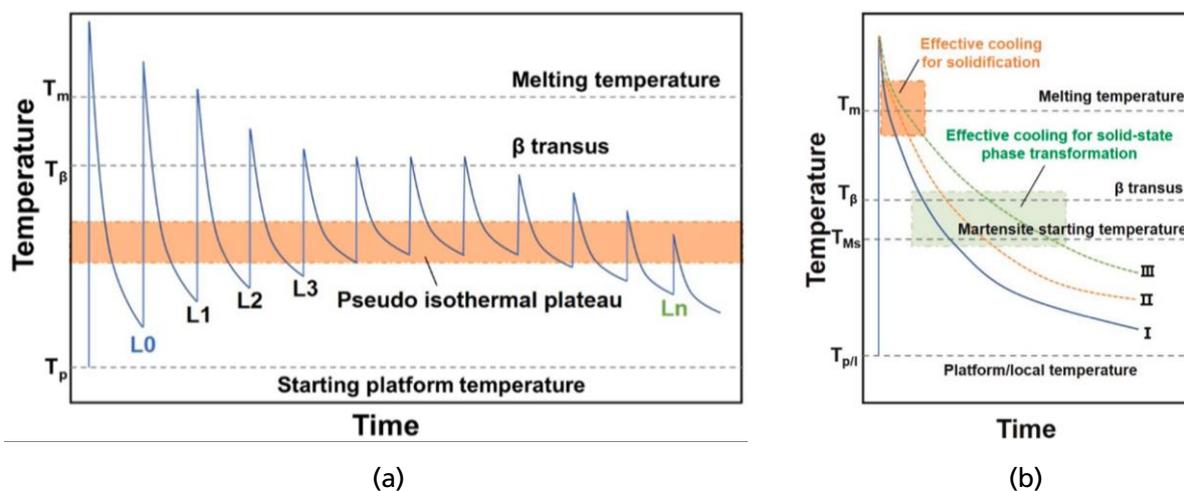


Abbildung 4 a) Schematische Darstellung der thermischen Historie im LPBF-Prozess von Ti-6Al-4V in Schicht L0, auf die weitere Schichten Ln aufgebaut werden; b) Schematische Darstellung der Abkühlkurve in Schicht 0 ohne Folgeschichten bei großer (I), mittlerer (II) und kleiner Schichtzwischenzeit (III) [43]

Abbildung 5 zeigt aus [43] die Mikrostrukturentstehung bei Abkühlung von oberhalb β -Transustemperatur im LPBF-Prozess mit reduzierter Abkühlrate kleiner als $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$, sodass aus der initialen β -Phase keine martensitische α' -Phase sondern eine $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung entsteht. Bei Unterschreiten der β -Transustemperatur beginnt die α -Keimbildung an Dreifachkorngrenzen und führt zu einem Wachstum entlang der β/β -Korngrenzen. Mit fortschreitender Unterkühlung

wachsen zunächst Primär- α -Lamellen und α -Kolonien jeweils von den Korngrenzen in das β -Korn. Anschließend startet die Keimbildung von weiterem Primär- α gleichmäßig verteilt im β -Korn, woraus eine Widmanstätten-Struktur entsteht. Die beschriebenen Primär- α bildenden Mechanismen konkurrieren in der Form, dass bei kleineren Abkühlraten das von den β -Korngrenzen ausgehende gerichtete Wachstum überwiegt und bei größeren Abkühlraten ein Trend zur Widmanstätten-Struktur vorliegt. [43]

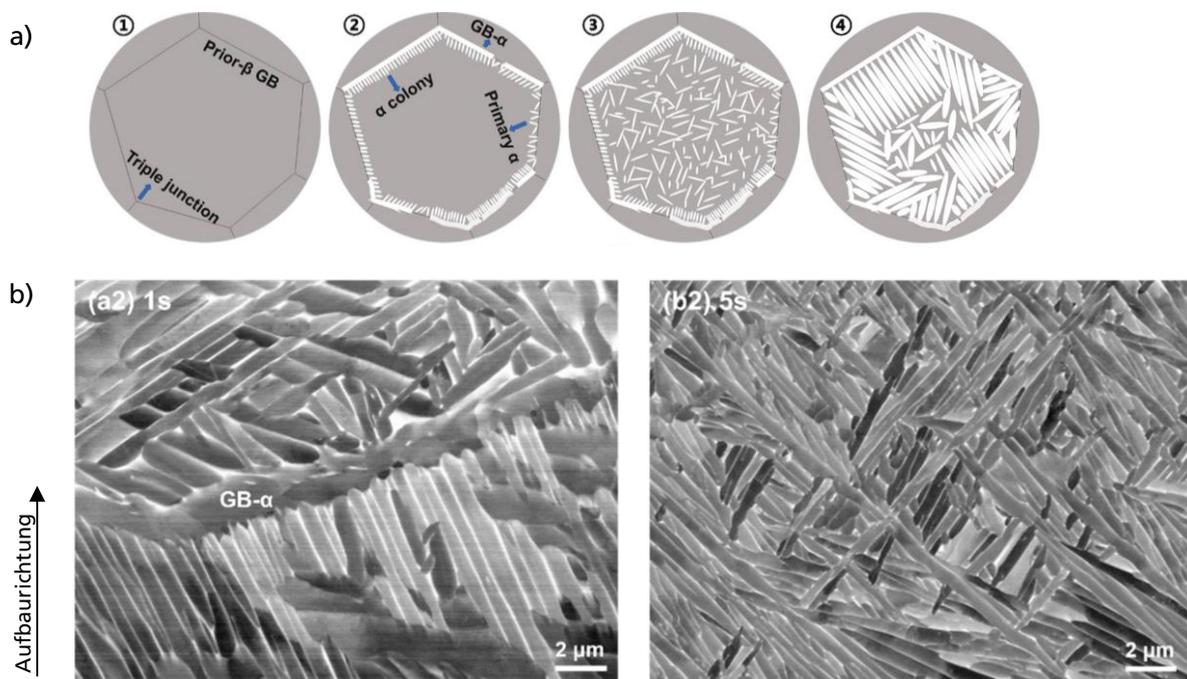


Abbildung 5 Schematische Darstellung der Mikrostrukturentstehung (α : weiß, β : grau) bei Abkühlung von oberhalb β -Transustemperatur mit reduzierter Abkühlrate im LPBF von Ti-6Al-4V (a) sowie resultierende Mikrostruktur (REM-BSE) bei Belichtungszeit von 1 s bzw. 5 s (b) [43]

Da bei der Umwandlung $\beta \rightarrow \alpha$ die Basalebenen $\{0001\}$ des entstehenden α -Gitters aus den zuvor vorliegenden dichtest gepackten Gleitebenen des bcc β -Gitters $\{110\}$ gebildet werden, ist die Anzahl möglicher Kristallorientierungen innerhalb der α -Lamellen vordefiniert. Mit sechs Gleitebenen und zwei Gleitrichtungen im ehemaligen bcc β -Gitter ergeben sich 12 Gleitsysteme und damit maximal 12 verschiedene Orientierungen des Atomgitters im α -Kristall. Die α -Lamellen sind daher innerhalb des ehemaligen β -Korns gemäß der 12 möglichen Orientierungen paketweise angeordnet. [5]

Der zugrundeliegende Mechanismus der $\alpha+\beta$ -Phasenausbildung bei initialer Erstarrung und unter dem Einfluss unmittelbar angrenzender Folgeschichten im LPBF-Prozess wird im Folgenden als **reduzierte Abkühlrate** bezeichnet.

2.2.2 Martensitdekomposition durch intrinsische Wärmebehandlung

Ein weiterer Mechanismus, der zum Vorhandensein der β -Phase bei auf RT abgekühlten Körpern führt ist die auf Diffusion beruhende Martensitdekomposition durch **intrinsische Wärmebehandlung** im LPBF-Prozess. Gezielt eingesetzt soll durch den Wärmeeintrag nachfolgender Schichten die martensitische α' -Phase während dem LPBF-Prozess in eine $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung umgewandelt werden. In [44] wird gezeigt, dass bei Verwendung einer vergleichsweise hohen Schichtdicke von $D_s = 90 \mu\text{m}$, hohen Laserleistung von $P_L = 375 \text{ W}$ sowie geringen Scangeschwindigkeit von $v_s = 686 \text{ mm/s}$ eine vollständig lamellare $\alpha+\beta$ -Mikrostruktur vorliegt ($\Delta y_s = 120 \mu\text{m}$, $E_V = 50,62 \text{ J/mm}^3$, $\dot{V}_{th} = 7,41 \text{ mm}^3/\text{s}$). Der alternative Ansatz einer drastischen Verkleinerung des Spurabstandes auf $\Delta y_s = 40 \mu\text{m}$ führt ebenfalls zu einer feinlamellaren $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung [45] steht jedoch in Kontrast einer wirtschaftlichen Fertigung mit einer um den Faktor 10 kleineren theoretischen Aufbaurate von $\dot{V}_{th} = 0,72 \text{ mm}^3/\text{s}$ im Vergleich zu bspw. einem qualifizierten Ti-6Al-4V-Parametersatz des LPBF-Anlagenherstellers SLM-Solutions mit $\dot{V}_{th} = 7,92 \text{ mm}^3/\text{s}$. Die Tatsache, dass für beide zuvor genannten Ansätze jeweils vergleichbare Mikrostrukturen identifiziert wurden bei deutlich unterschiedlichen $E_V = 50,62 \text{ J/mm}^3$ [44] bzw. $E_V = 243 \text{ J/mm}^3$ [45] unterstreicht die mangelhafte Eignung von E_V als Kenngröße für die LPBF-Prozessbedingungen.

Zur systematischen Charakterisierung der intrinsischen Wärmebehandlung wurden unter anderem in [46], [47] und [48] nachgelagerte Wärmebehandlungen an LPBF-gefertigten Proben mit initialer martensitischer α' -Mikrostruktur durchgeführt. Dabei wurde gezeigt, dass Martensitdekomposition erstmalig für Wärmebehandlungen mit Temperaturen ab 400°C bei einer Haltedauer von 2 h auftritt [46], wie in Abbildung 6 erkennbar ist.

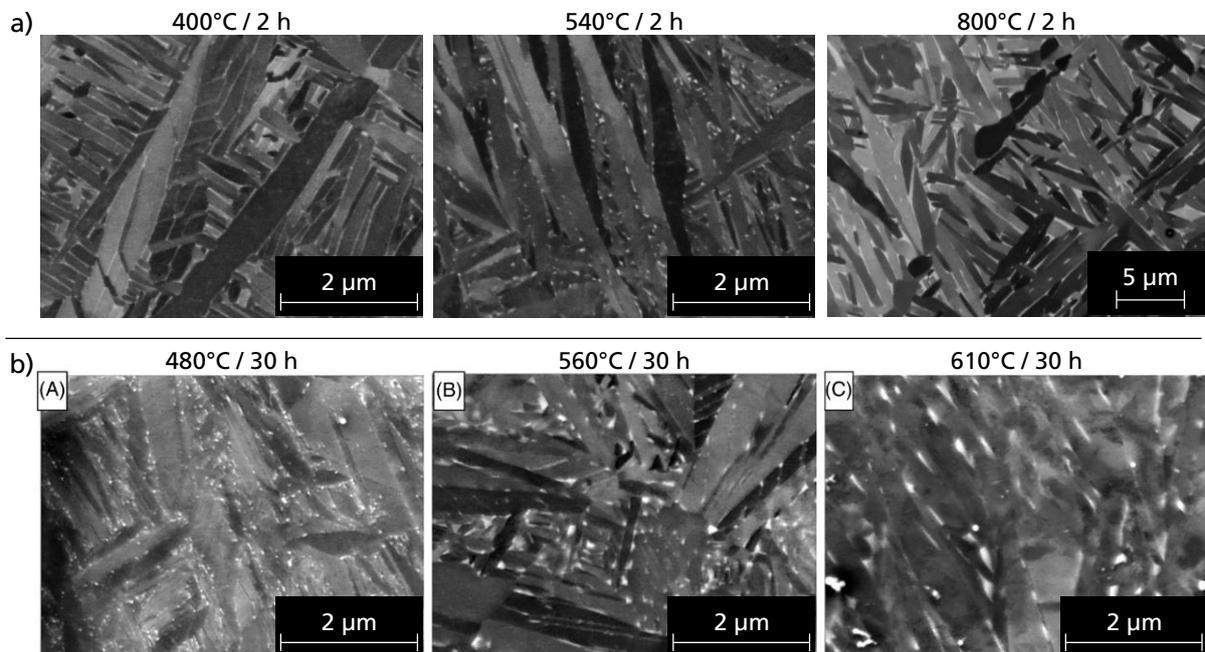


Abbildung 6 Mikrostrukturaufnahmen (REM-BSE) von Probekörper mit martensitischer α' -Phase nach dem LPBF-Prozess und nachfolgender Wärmebehandlung unterschiedlicher Temperaturen mit Haltedauer 2 h aus [46] (a) bzw. 30 h aus [48] (b)

Mit zunehmender Temperatur oder Haltedauer ändert die partikelförmig vorliegende β -Phase ihre Morphologie zu einer lamellaren Form. So ist in Abbildung 6 erkennbar, dass bei Temperaturen bis 610°C die β -Phase partikelförmig vorliegt und bei Temperaturen von 800°C neben einer starken Vergrößerung der α -Lamellen die β -Phase ebenfalls lamellare Gestalt aufweist. In [47] wurde gezeigt, dass der Übergang der β -Phasenmorphologie von partikelförmig auf lamellar bei einer Temperatur von 700°C zwischen Haltedauern von 4 h bis 10 h liegt, wohingegen bei einer Temperatur von 800°C bereits bei Haltedauern von 0,5 h lamellare Morphologie identifiziert wird (Anhang 1).

2.2.3 Einfluss der Schichtzwischenzeit

Die Schichtzwischenzeit t_i , die zwischen der Laserabschaltung nach einer belichteten Schicht und Laseranschaltung der Folgeschicht den Zeitraum der Beschichtung einer neuen Pulverschicht und potenzieller weiterer Nebenzeiten beschreibt wirkt sich erstens auf die Wirtschaftlichkeit des Prozesses aus. Zweitens wird über t_i definiert, wie lange die Abkühlphase zwischen zwei

aufeinanderfolgenden Schichten ist. Kürzere t_i begünstigen demnach grundsätzlich die Ausbildung einer $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung anstatt der α' -Phase bzw. verstärken den Mechanismus der reduzierten Abkühlrate und der intrinsischen Wärmebehandlung, weil die verfügbare Zeit zur Abkühlung verringert wird. So wird in [44] im LPBF-Prozess von Ti-6Al-4V ($P_L = 375 \text{ W}$, $v_s = 686 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$, $\Delta y_s = 120 \mu\text{m}$, $D_s = 90 \mu\text{m}$, $E_v = 50,62 \text{ J/mm}^3$) bei einer Schichtzwischenzeit von $t_i = 1 \text{ s}$ eine mittlere α -Lamellenbreite von $0,79 \pm 0,26 \mu\text{m}$ i.G. zu einer mittleren α -Lamellenbreite von $0,54 \pm 0,18 \mu\text{m}$ bei $t_i = 10 \text{ s}$ gemessen (Abbildung 7).

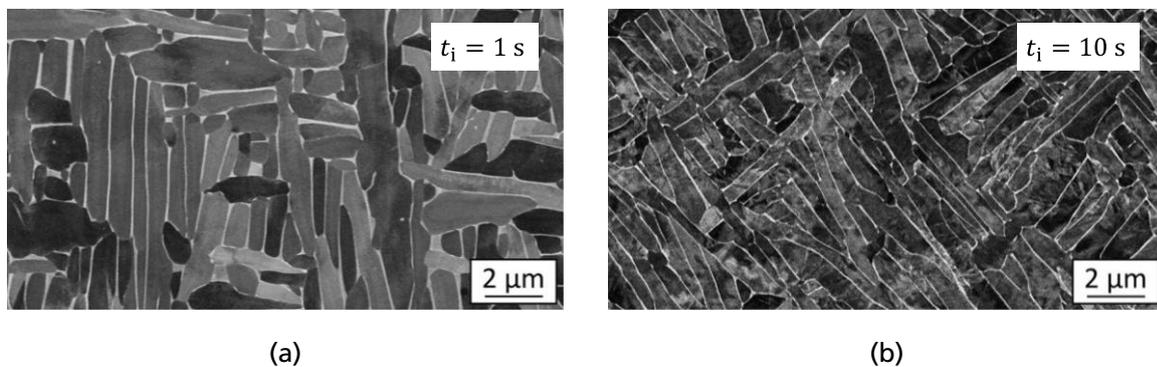


Abbildung 7 Mikrostrukturaufnahmen im REM-BSE-Modus von mittels LPBF verarbeitetem Ti-6Al-4V unter Variation der Schichtzwischenzeit $t_i = 1 \text{ s}$ (a) sowie $t_i = 10 \text{ s}$ nach [44]

In den Untersuchungen von [49] wird die Schichtzwischenzeit zusammen mit der Schichtdicke als wichtigste Kenngröße für die Intensität der intrinsischen Wärmebehandlung beim LPBF von Ti-6Al-4V identifiziert. So wird bei $t_i = 1 \text{ s}$ eine α -Lamellenbreite von $0,52 \pm 0,22 \mu\text{m}$ i.V. zu einer α -Lamellenbreite von $0,18 \pm 0,07 \mu\text{m}$ bei $t_i = 10 \text{ s}$ beobachtet ($P_L = 375 \text{ W}$, $v_s = 1029 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$, $\Delta y_s = 120 \mu\text{m}$, $D_s = 60 \mu\text{m}$, $E_v = 50,62 \text{ J/mm}^3$).

Neben wirtschaftlichen Vorteilen aufgrund höherer Aufbaugeschwindigkeit des Bauteils wirkt sich eine kürzere Schichtzwischenzeit auch in der Form niedriger thermisch induzierter Spannungen und Verformungen positiv aus [50, 51].

2.3 Geometrieinfluss im LPBF-Prozess

Im LPBF-Prozess wird das Bauteil schichtweise aufgebaut. Dazu wird der Laserstrahl von der Scannereinheit über die zu belichtende Fläche (im Folgenden „Schichtfläche“) im Pulverbett geführt. Geometrisch primitive Körper wie z.B. Würfel oder Zylinder weisen über den gesamten Aufbauprozess in der Größe und Form konstante Schichtflächen auf (z.B. Würfel: Quadrat, Zylinder: Kreis). Die thermische Historie im LPBF-Prozess wird in diesem Fall durch die Geometrie des Körpers nicht im Verlauf des LPBF-Prozesses beeinflusst.

Bauteilgeometrien entsprechen in vielen Fällen jedoch nicht geometrisch primitiven Formen, sondern sind oftmals komplex geformt, damit Potenziale der additiven Fertigung für Leichtbau oder Funktionsintegration ausgeschöpft werden. Daraus folgt, dass die Schichtflächen in Größe und Form über den Aufbauprozess variieren und die thermische Historie und damit die Mikrostrukturentstehung beeinflusst wird [9].

2.3.1 Werkstoffübergreifender Geometrieinfluss im LPBF

Der Geometrieinfluss wurde für mehrere Werkstoffe in der additiven Fertigung bereits experimentell untersucht. In [52] wurde an 14 verschiedenen Stellen eines Bauteils mit variierender Schichtfläche die thermische Historie bei der LPBF-Fertigung mit der Nickelbasislegierung IN718 mittels Thermosensoren gemessen, wobei aufgrund mangelnder geometrischer Komplexität des Bauteils keine signifikanten Unterschiede erkennbar waren. Im Gegensatz dazu konnte ein Geometrieinfluss auf die Mikrostruktur von [53] für IN718 nachgewiesen werden, der maßgeblich durch kürzere Schichtzwischenzeiten bei kleineren Schichtflächen begründet wurde. Untersuchungen mit dem nichtrostenden Stahl 1.4548 zeigen nur einen minimalen Geometrieinfluss bei statischen mechanischen Kennwerten, jedoch deutliche Unterschiede in der Ermüdungslebensdauer, die auf die beobachtete geometrieabhängige Porosität zurückgeführt wird [54]. In [55] wurde gezeigt, dass beim Vergütungsstahl 42CrMo4 eine lokale Reduzierung der Mikrohärtigkeit vorliegt, die mit intrinsischer Wärmebehandlung erklärt wird.

Werkstoffübergreifend wird in [56] zusammengefasst, dass die Bauteilgeometrie die Ausprägung von thermisch induzierten Spannungen, daraus resultierendem Bauteilverzug, Porosität sowie Phasenverteilungen in der Mikrostruktur beeinflusst.

2.3.2 Geometrieinfluss im LPBF von Ti-6Al-4V

Der Werkstoff Ti-6Al-4V ist im Vergleich zu anderen für den LPBF-Prozess qualifizierten Legierungen durch eine niedrige thermische Leitfähigkeit gekennzeichnet, wie in Abbildung 8 aus dem Vergleich zur Stahllegierung 1.4404, der Aluminiumlegierung AlSi10Mg und der Nickelbasislegierung IN718 hervorgeht. Die dargestellten Daten entstammen der Materialbibliothek „Materialien für Additive Manufacturing“ der Simulationssoftware Ansys Mechanical 2020 R2 [57].

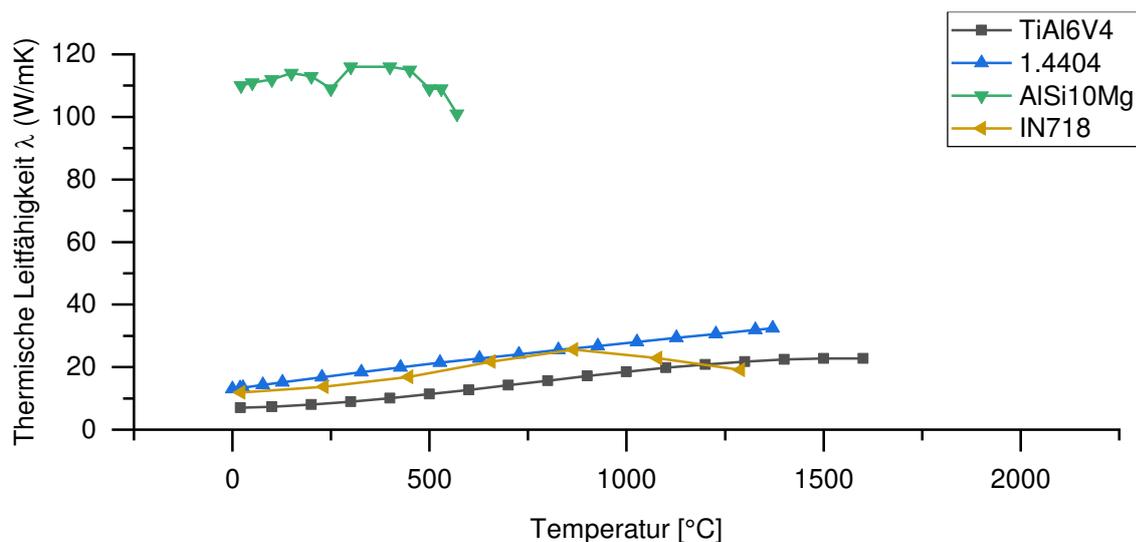


Abbildung 8 Temperaturabhängige thermische Leitfähigkeit der Legierungen Ti-6Al-4V, 1.4404, AlSi10Mg, IN718 aus ANSYS Simulationsdatenbank von Werkstoffen für die additive Fertigung, Datenpunkte unterhalb Schmelztemperatur dargestellt [57]

Nahezu über den gesamten Temperaturbereich ist die thermische Leitfähigkeit von Ti-6Al-4V niedriger als bei den verglichenen Legierungen. Eine Behinderung der Wärmeleitung durch eine niedrige thermische Leitfähigkeit führt mit zunehmendem Schichtaufbau zu Wärmestau [10] und kann daher als potenzielle Ursache oder Verstärkung des Geometrieinflusses auf die Materialeigenschaften angenommen werden. Zur Bestätigung der These, dass der

Geometrieinfluss aufgrund geringer Wärmeleitfähigkeit bei Titanlegierungen am stärksten wirksam ist, sind weitere Untersuchungen nötig, in denen Legierungen mit unterschiedlicher thermischer Leitfähigkeit normiert (vergleichbare Prozessbedingungen und Probengeometrien) in Bezug auf den Geometrieinfluss untersucht werden.

Die Charakterisierung des Geometrieinflusses bei Ti-6Al-4V wurde bereits auf unterschiedlichen Abstraktionsniveaus durchgeführt. Bauteilnahe Untersuchungen beinhalten oftmals repräsentative geometrische Features, die charakterisiert wurden, ohne dass allgemeingültige und von der jeweils untersuchten Probengeometrie unabhängige Aussagen abgeleitet werden konnten. Beispielhaft dafür stehen Arbeiten wie [58], in denen der Geometrieinfluss bei filigranen Streben mit 0,4 mm - 1,4 mm Durchmesser untersucht wurde, wobei bei zunehmenden Durchmessern feinkörnigere Gefüge vorliegen. Von [42] wurde beobachtet, dass die Abkühlrate in dünnwandigen Körpern mit 10^6 K/s höher als in massiven Probenbereichen mit $4,6 * 10^5$ K/s ist. Eine Gegenüberstellung des in Aufbaurichtung variierenden geometrischen Durchmesser eines rotationssymmetrischen Körpers mit den Temperaturen der jeweiligen Schicht im LPBF-Prozess zeigt einen allgemein proportionalen Zusammenhang, wobei das Maximum der Temperatur zeitlich verzögert zum Maximum des geometrischen Durchmessers auftritt [59].

In [9] wird in einer Untersuchung auf Bauteilebene festgestellt, dass der β -Phasenanteil im Überhangbereich des Bauteils bei 4 - 6 % liegt und damit größer als in anderen Bauteilbereichen ist, in denen größtenteils keine β -Phase sondern die martensitische α' -Phase vorliegt (Abbildung 9-a). Die thermischen Emissionen im LPBF-Prozess (Abbildung 9-b) sind an den gleichen Stellen des Bauteils erhöht, an denen erhöhte β -Phasenanteile gemessen wurden. Die damit repräsentierten Bereiche der Wärmeanstauung zeigen ebenfalls eine Reduzierung der lokalen Eigenspannungen (Abbildung 9-c), was mit einem thermisch induzierten Spannungsabbau erklärt wird.

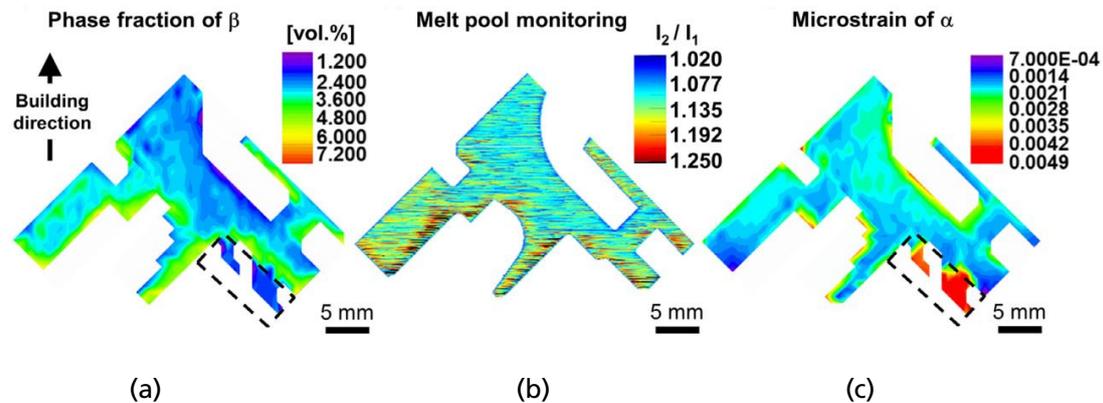


Abbildung 9 Querschnitt eines mittels LPBF aus Ti-6Al-4V gefertigten Bauteils mit Mapping von mittels Röntgenbeugung ermitteltem β -Phasenanteil (a) und Eigenspannungen (c) sowie mittels Thermografie ermittelter thermischer Emission im LPBF-Prozess (b) [9]

In [60] wurden die thermischen Emissionen aus der Bearbeitungsebene im LPBF-Prozess im erhöhten Temperaturbereich zwischen 727°C und 3727°C mittels Hochgeschwindigkeitsthermografie (Messfrequenz: 100 kHz, Messauflösung: $20\ \mu\text{m}$) gemessen, wobei Abkühlraten im Bereich von $1000\ \text{K/s}$ - $4 \cdot 10^4\ \text{K/s}$ ermittelt wurden. Der Zeitraum bis zur Erstarrung des aufgeschmolzenen Materials beträgt in Überhangbereichen, in denen Material über Pulver und nicht über bereits erstarrtem Bauteilvolumen aufgebaut wird mit $\sim 600\ \mu\text{s}$ das dreifache i.V. zu Volumenbereichen mit $200\ \mu\text{s}$. Die Bauteilgeometrie wirkt sich in Form reduzierter Abkühlraten folglich auch im erhöhten Temperaturbereich zwischen Schmelze und Erstarrung aus. [60]

2.4 Simulation des LPBF-Prozesses zur Vorhersage der Werkstoffeigenschaften

Um den Geometrieinfluss bei der LPBF-Fertigung berücksichtigen zu können ist ein Vorhersagemodell erforderlich, welches allgemeingültig ist, d.h. für neue Bauteilgeometrien eine Aussage zu den erwarteten Werkstoffeigenschaften erlaubt. Simulationsmodelle, die in kommerzieller Software eingebunden sind, erlauben auf Bauteilebene Vorhersagen zu thermischer Historie, thermisch induzierten Spannungen und daraus resultierenden Verformungen. Aussagen zu Phasenverteilungen sind heutzutage für ganze Bauteile mit verfügbaren Rechenressourcen nicht möglich.

Die höchste Auflösung und Ergebnisqualität aller LPBF-Prozesssimulationen erreicht der Ansatz der Phasenfeldmodelle, wie bspw. in [61], mit denen Phasenverteilung, Temperaturfeld, Kornwachstum und Dendritenmorphologie simuliert werden können. Dabei werden die thermodynamischen Prozesse und die Erstarrungskinetik im LPBF-Prozess simuliert, wobei feinste Auflösungen bis auf Dendritenskala erreichbar sind. Simulationen mit Phasenfeldmodellen sind trotz ihrer Genauigkeit noch weit von der Anwendung auf Bauteilskala entfernt, weil aufgrund der LPBF-typischen hohen Abkühlraten die Dendritengrößen zu klein und deren Anzahl dementsprechend zu hoch ist, als dass verfügbare Rechenressourcen zur Simulation dieser ausreichen würden. Weiterhin muss berücksichtigt werden, dass die Keimbildung ein Zufallsprozess ist, der simulativ nicht nachgestellt werden kann. [11]

Ein auf Bauteilebene anwendbares Simulationsmodell ist der Ansatz der inhärenten Dehnungen, der von [62] ausgehend von der Anwendung in der Schweißtechnik auf den LPBF-Prozess von 1.4404 übertragen wurde. Das Modell basiert auf der Tatsache, dass im Bauteil verbleibende Eigenspannungen durch thermisch induzierte Dehnungen verursacht werden. Im Gegensatz zu aufwändigeren thermo-mechanischen Simulationsmodellen wird lediglich eine mechanische FEM-Simulation durchgeführt, die mit experimentellen Dehnungsmessungen kalibriert wurde. Mit dem Ansatz der inhärenten Dehnungen sind insbesondere quantitative Aussagen zum Bauteilverzug möglich. Mikrostruktureigenschaften sind mit dem Ansatz nicht modellierbar.

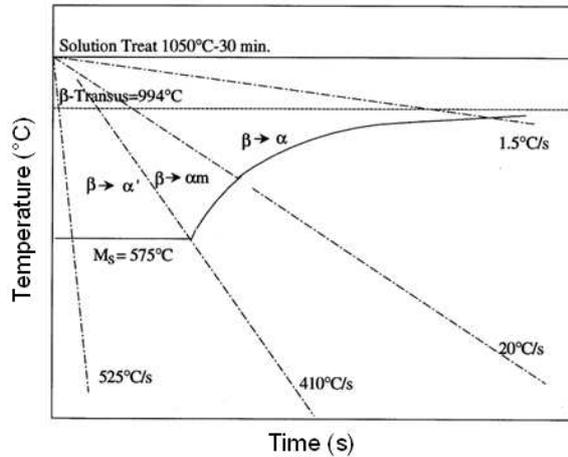
Bezüglich Auflösung und Rechenaufwand zwischen den Phasenfeldmodellen und dem Modell der inhärenten Dehnungen angesiedelt, sind die Modelle der zellulären Automaten zu nennen. In [63] wurde ein zellulärer Automat zur Vorhersage des Kristallwachstums mit der finite Differenzen Methode zur Simulation des LPBF-Prozesses von Ti-6Al-4V gekoppelt. Dabei können mehrere Belichtungsvektoren und mehrere Schichten simuliert werden, um Kristallwachstumsrichtung, konkurrierendes Verhalten einzelner Körner untereinander und die Textur zu simulieren. So wurde die LPBF-charakteristische Textur mit Vorzugsrichtung in Aufbaurichtung mittels Simulation vorhergesagt und im Experiment validiert.

Ein aussichtsreiches Prinzip zur Simulation des LPBF-Prozesses durch Kombination mehrerer Einzelmodelle stellt das Integrated Computational Materials Engineering (ICME) dar. Dabei werden Informationen von zwei oder mehr Multi-Skalen-Simulationen miteinander verbunden und Zusammenhänge in Form von Prozess-Struktur-Eigenschaften-Performance realisiert, um so die Bauteileigenschaften vorherzusagen. Der ICME-Ansatz ist prinzipiell dazu geeignet, Materialzusammensetzungen, mechanische Eigenschaften und das Bauteilverhalten im Einsatz vorherzusagen. [64]

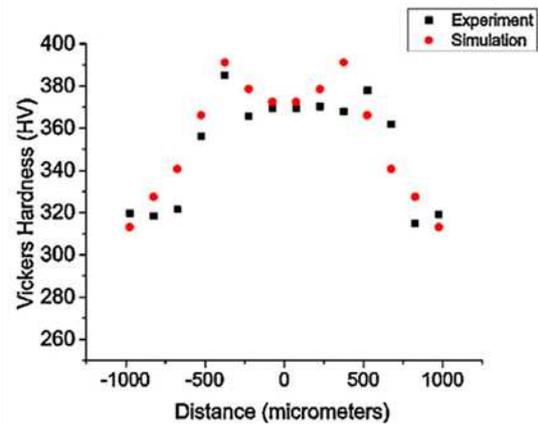
Ein beispielhafter ICME-Ansatz wird von Zhang et al. präsentiert, wo zunächst der Pulverauftrag mittels diskreter Elementmethode (Software: Ansys Rocky) simuliert wird. Die Pulverkonfiguration ist dann Eingangsgröße für eine CFD-Simulation (Ansys Fluent), in denen das Schmelzbadverhalten einer Einzelspur unter Berücksichtigung der Prozessparameter Laserleistung und Scangeschwindigkeit nachgebildet wird. Die daraus resultierenden thermischen Historien werden in einen zellulären Automaten übergeben, womit Mikrostruktureigenschaften wie z.B. die Kornmorphologie simuliert werden. Ausgewählte repräsentative Volumenelemente (REV) werden anschließend extrahiert und die Kristallplastizität simuliert (Ansys Mechanical), um daraus mechanische Eigenschaften abzuleiten. [65]

Das vorangegangene Beispiel verdeutlicht erstens die Breite der berücksichtigten physikalischen Phänomene und zweitens die Ausdehnung über viele Größen- und Zeitskalen von ICME-Ansätzen. Neben dem technologischen Potential dieser Simulationsmethode steht einer industriellen Anwendung aktuell dessen Komplexität in der Umsetzung und der Rechenaufwand entgegen [66]. Die Verwendung zahlreicher unterschiedlicher Softwareprodukte erfordert außerdem kompatible Schnittstellen und ausgeprägtes Expertenwissen in der Anwendung.

Zur Vorhersage der Mikrostruktur beim Laserschweißen von Ti-6Al-4V konnte in [67] gezeigt werden, dass mit einem linearen Modell auf Basis des vereinfachten Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(ZTU-)Diagramm von Ti-6Al-4V aus [36] der α' -Phasenanteil indirekt vorhergesagt werden kann.



(a)



(b)

Abbildung 10 a) Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm von Ti-6Al-4V mit Angabe der resultierenden Mikrostruktur in Abhängigkeit der Abkühlrate [36], b) Vergleich zwischen Simulation und experimenteller Messung der Härte Vickers in unterschiedlichen Abständen zur Schweißnahtmitte bei lasergeschweißtem Ti-6Al-4V [67]

Dabei wurde linear zwischen der in Abbildung 10-a dargestellten Abkühlrate zur vollständigen Martensitbildung von 410°C/s und der Abkühlrate zur martensitfreien Gefügeausbildung von 20°C/s interpoliert, um den Zwischenvolumenanteil der α' -Phase

$$\alpha'_{fi} = \frac{\text{Abkühlrate} - 20}{390} \quad 2.3$$

und nach Multiplikation mit dem Volumenanteil der umgewandelten β -Phase β_n den finalen Volumenanteil der α' -Phase

$$\alpha'_f = \beta_n * \alpha'_{fi} \quad 2.4$$

zu berechnen. Zur Validierung wurde die Härte nach Formel 2.5 berechnet und mit experimentellen Härtemessungen verglichen.

$$H = \alpha'_f * H_{\alpha'} + (1 - \alpha'_f) * H_{\alpha} \quad 2.5$$

Der Vergleich zwischen Experiment und Simulation der Härte Vickers an verschiedenen Stellen der Schweißnaht zeigt eine qualitativ gute Übereinstimmung (Abbildung 10-b). [67]

Die Untersuchung von [67] deutet darauf hin, dass der gewählte Ansatz zur Bestimmung des α' -Phasenanteils beim Laserschweißen möglich sein kann. Jedoch wurde nicht der direkte Vergleich mit dem experimentell gemessenem α' -Phasenanteil erbracht, sondern mit der Härte ein Kennwert gewählt, der nicht ausschließlich vom α' -Phasenanteil abhängig ist, sondern u.a. auch von der α -Lamellenbreite beeinflusst werden kann [68]. Weiterhin wurde in [68] gezeigt, dass selbst bei Abkühlraten von $3,5^\circ\text{C/s}$, was deutlich unterhalb der Grenze des verwendeten ZTU-Diagramms von [36] liegt noch Spuren der martensitischen α' -Phase erkennbar sind.

Ein ähnlicher Ansatz auf Basis von ZTU-Diagrammen und Aufheizdatensätzen wurde in [69] verfolgt. Dabei wurde ein datenbasiertes phänomenologisches Mikrostrukturmodell entwickelt, um die Phasenanteile von α' , α und β vorherzusagen. Das Modell sei prinzipiell dazu geeignet, um auf Bauteildimensionen Simulationen der Phasenanteile zu ermöglichen, jedoch wurde es nicht anhand von für den LPBF-Prozess repräsentativen komplexen thermische Historien, sondern lediglich an bekannten ZTU-Diagrammen validiert. Weiterhin wurde das Simulationsmodell lediglich für den Prozess der Abschreckung eines homogenen Körpers realisiert.

3 Zielsetzung und Vorgehensweise

Additiv gefertigte Bauteile zeichnen sich oftmals durch geometrisch komplexe Formen aus, um technologische Potenziale wie z.B. Leichtbausteigerungen auszuschöpfen. Die daraus resultierende inhomogene thermische Historie aufgrund variierender Schichtflächen im Aufbauprozess führt zu lokal unterschiedlichen Mikrostrukturen [9, 56, 70], was in der vorliegenden Arbeit als Geometrieinfluss bezeichnet wird. Der Geometrieinfluss führt bei der Legierung Ti-6Al-4V aufgrund des Vorhandenseins eines temperaturabhängigen Phasenübergangs abhängig von der Abkühlrate entweder zur martensitischen α' -Phase oder einer $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung bzw. einem Gemisch daraus. Dabei sind aus dem Stand der Technik grundsätzlich zwei Mechanismen bekannt, die im LPBF jeweils zu einer $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung anstelle der häufiger beobachteten α' -Mikrostruktur führen können: Die reduzierte Abkühlrate (2.2.1) und die Martensitdekomposition durch intrinsische Wärmebehandlung (2.2.2).

Gebräuchliche Kenngrößen zur Charakterisierung des thermischen Energieeintrags im LPBF-Prozess wie die Volumenenergiedichte E_V sind zur Beschreibung des Geometrieinflusses nicht geeignet, weil in der Berechnung kein geometrieabhängiger Parameter enthalten ist. Mit Simulationen der Mikrostruktur im LPBF-Prozess kann zwar auf kleinsten Skalen einzelner Dendriten die Mikrostruktur vorhergesagt werden, die industrielle Anwendbarkeit ist jedoch nicht gewährleistet, weil der Berechnungsaufwand für ganze Bauteile zu groß ist. Zur Produktivitätssteigerung von LPBF-Anlagen ist ein Trend zunehmender Anzahl von Laserstrahlen erkennbar (z.B. zwölf Laserstrahlen bei LPBF-Anlage SLM Solutions NXG XII 600 [71]), weil damit die Belichtungszeit einzelner Schichten reduziert wird. Zusammen mit dem Trend zu höheren Laserleistungen und damit verbundenen höheren Scangeschwindigkeiten reduziert sich damit auch die Zeit, die zwischen der Belichtung eines Bauteilbereichs in einer Schicht und der Belichtung des Bauteilbereichs in der darüberliegenden Schicht (Schichtzwischenzeit) vergeht. Das führt wiederum dazu, dass die Abkühlzeit allgemein reduziert wird. Der Geometrieinfluss, der aufgrund eines erhöhten Wärmeeintrags pro Zeiteinheit entsteht wird damit noch weiter verstärkt, was die Dringlichkeit der Untersuchung dieses Effekts hervorhebt.

Im Gegensatz zu vorhandenen Untersuchungen in denen der Geometrieinfluss entweder für eine konkrete Bauteilgeometrie oder für einzelne exemplarisch ausgewählte Features wie z.B. dünne Wände vs. Volumenbereich untersucht wurde sind keine Untersuchungen bekannt, in denen der Geometrieinfluss für eine breite Variation geometrischer Formen mit dem Anspruch der Entwicklung eines allgemein anwendbaren Modells untersucht wurde. Die Schichtzwischenzeit wurde in vorhandenen Untersuchungen ebenfalls nicht im Zusammenhang mit dem Geometrieinfluss berücksichtigt. Eine Vorhersage der geometrieabhängigen Mikrostruktur von mittels LPBF gefertigtem Ti-6Al-4V auf Bauteilskala ist zum heutigen Zeitpunkt nicht möglich.

Ziel der Arbeit ist die Entwicklung eines Modells auf Basis repräsentativer Probengeometrien, mit dem der Geometrieinfluss beim LPBF von Ti-6Al-4V mit auf Bauteilebene anwendbaren Simulationen prinzipiell vorhersagbar ist. Dazu wird die Vorgehensweise gemäß Abbildung 11 verfolgt, den Geometrieinfluss für die eingestellten Prozessbedingungen zu **identifizieren** (1), zu **quantifizieren** (2), dessen Mechanismen zu **differenzieren** (3) sowie auf Basis effizienter Simulationen **vorhersagbar zu machen** (4).

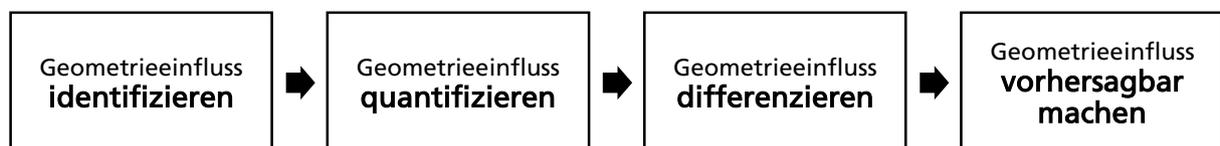


Abbildung 11 Methodik zur Entwicklung eines Modells zur Abschätzung des Geometrieinflusses beim LPBF von Ti-6Al-4V

Geometrieinfluss identifizieren:

1. Für konstant eingestellte LPBF-Prozessparameter (inkl. Schichtzwischenzeit) werden durch geometrische Variation der Probenform Grenzwerte identifiziert, unter welchen Voraussetzungen der Geometrieinfluss in Form variierender Mikrostrukturen erkennbar wird. Dabei werden die variierten Probengeometrien für drei jeweils konstant eingestellte Schichtzwischenzeiten untersucht.

Geometrieinfluss quantifizieren:

2. Der Geometrieinfluss wird quantifiziert, indem für variierende Probengeometrien der β -Phasengehalt und die α -Lamellenbreite bzw. die Zugfestigkeit und die Ermüdungslebensdauer als repräsentative mikrostrukturelle bzw. mechanische Kenngröße ermittelt wird.

Geometrieinfluss differenzieren:

3. Die Effektgrößen der aus dem Stand der Technik bekannten möglichen Wirkmechanismen des Geometrieinflusses (reduzierte Abkühlrate bzw. Martensitdekomposition durch intrinsische Wärmebehandlung) werden separat untersucht. Dabei werden die Effekte differenziert, indem Proben untersucht werden, die jeweils nur unter Einwirkung eines Mechanismus gefertigt werden.

Geometrieinfluss vorhersagbar machen:

4. Um die geometrieabhängige Mikrostruktur bei der LPBF-Fertigung von Ti-6Al-4V vorhersagbar zu machen wird der Verlauf der thermischen Historie quantifiziert und mit den in Schritt 2 ermittelten Materialkennwerten korreliert. Zur Simulation der thermischen Historie werden rechenressourceneffiziente thermische FEM-Simulationen angewendet, mit denen ganze Bauteile innerhalb weniger Stunden auf handelsüblichen Desktoprechnern simuliert werden können.

4 Methodik

Im Folgenden sind die in dieser Arbeit angewendeten Definitionen und Methoden zur experimentellen und simulationsbasierten Untersuchung des Geometrieinflusses dargelegt, sowie verwendete Ressourcen wie Fertigungsanlagen, Analysegeräte und Software.

4.1 Probendesign

Um den Geometrieinfluss systematisch untersuchen zu können wurden unterschiedliche Probenkonzepte gemäß Abbildung 12 entwickelt, die mit den jeweiligen experimentellen Analysemethoden charakterisierbar sind.

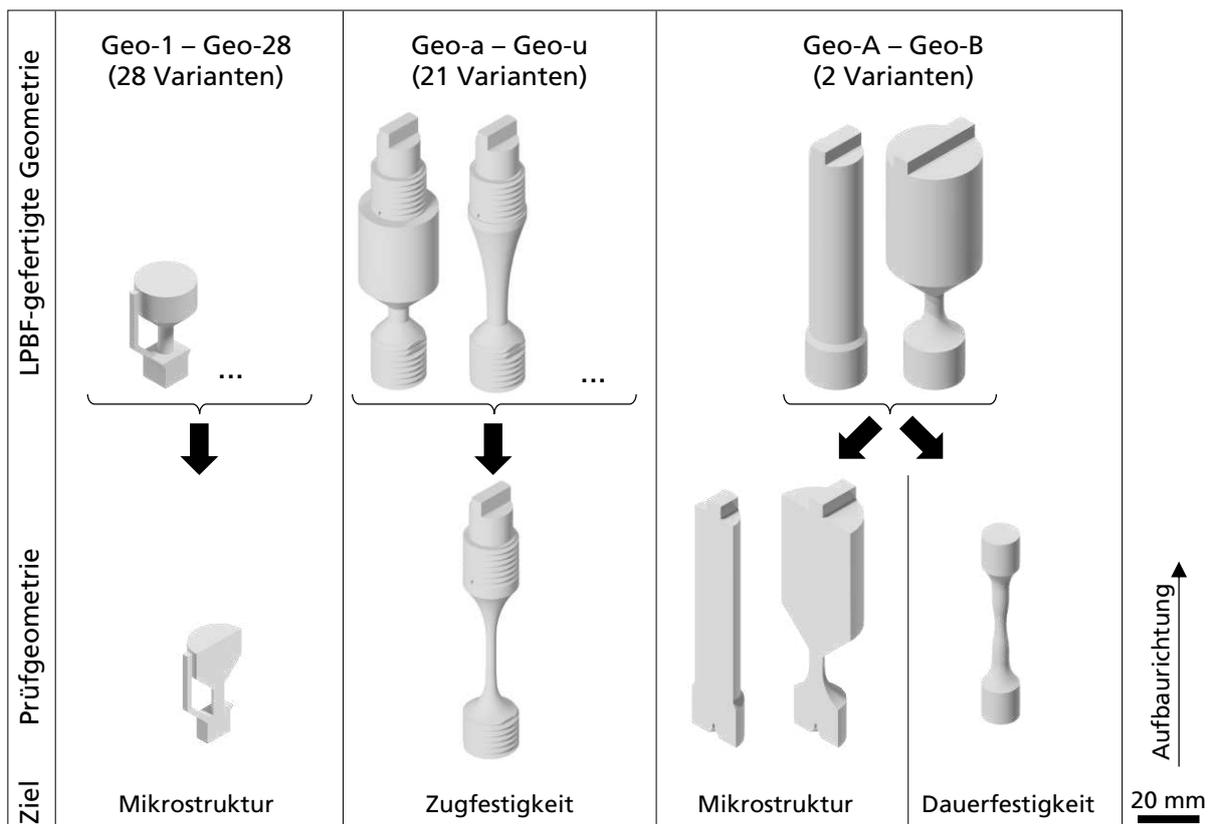


Abbildung 12 Übersicht der Probengeometrien zur Untersuchung des Geometrieinflusses mit unterschiedlichen Analyseverfahren

Zur quantitativen Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur werden die 28 geometrischen Varianten Geo-1 – Geo-28 verwendet, deren geometrische Parameter in Abbildung 13 dargelegt sind. Die Bewertung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit erfolgt mit Probenreihe Geo-a – Geo-u, die in Abbildung 14 und Tabelle 1 dargestellt sind. Die dritte Probenreihe mit Geo-A und Geo-B wird verwendet, um den qualitativen Geometrieinfluss auf die Mikrostruktur sowie den Geometrieinfluss auf die Ermüdungslebensdauer zu untersuchen.

In Abbildung 13 sind alle in dieser Arbeit verwendeten Proben zur quantitativen Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur dargestellt. Der Geometrieinfluss wird für drei während den jeweiligen Baujobs konstante Schichtzwischenzeiten untersucht, wobei die Proben-ID mit dem Präfix „A“ für Schichtzwischenzeiten von 44,6 s, „B“ für 27,7 s und „C“ bzw. „D“ jeweils für 21,9 s stehen. Die geometrische Variation der rotationssymmetrischen Proben erfolgt über Änderung des Überhangwinkels δ im Übergangsbereich zwischen kleinerem Durchmesser zu größerem Durchmesser, über die Aufsatzhöhe H sowie über den größeren Durchmesser D . Probenreihe „Ax“, „Bx“ und „Cx“ sind zur Untersuchung des Geometrieinflusses bei variierten Schichtzwischenzeiten vorgesehen, wohingegen Probenreihe „Dx“ zur Untersuchung des zweiten mikrostrukturbeeinflussenden Mechanismus der intrinsischen Wärmebehandlung mit kleineren Schritten in der Aufsatzhöhe H vorgesehen ist. Die Proben mit der ID „A33“, „A41“, „B18“ und „C7“ dienen als Referenzproben zur Differenzierung der mikrostrukturbeeinflussenden Mechanismen und sind durch das Fehlen des oberen Volumens mit Überhangwinkel und größerem zylindrischen Bereich gekennzeichnet. Um sicherzustellen, dass die Proben jeweils in der Mittelebene aufgetrennt werden ist ein Hilfsanschlag an der Probengeometrie angebracht, der in Abbildung 13 als asymmetrisches geometrisches Feature erkennbar ist.

ID	δ (°)	H (mm)	D (mm)	ID	δ (°)	H (mm)	D (mm)	ID	δ (°)	H (mm)	D (mm)	ID	δ (°)	H (mm)	D (mm)
A1	45	20	20	A29	60	20	20	B1	45	10	15	C1	30	20	10
A2	45	20	15	A30	60	20	10	B2	45	10	10	C2	60	20	20
A3	60	0	20	A31	60	10	20	B3	30	20	20	C3	30	0	10
A4	60	0	10	A32	60	20	15	B4	30	20	15	C4	45	20	20
A5	45	10	15	A33	-	-	-	B5	30	20	10	C5	45	0	10
A6	45	10	10	A34	30	10	10	B6	30	10	20	C6	60	0	20
A7	45	20	10	A35	30	0	20	B7	45	0	20	C7	-	-	-
A8	45	0	15	A36	30	0	10	B8	45	10	20	C8	60	0	10
A9	60	10	10	A37	30	10	20	B9	45	0	15	C9	45	0	20
A10	60	0	15	A38	30	10	10	B10	45	0	10	C10	30	20	20
A11	45	0	20	A39	30	0	15	B11	45	20	10	C11	30	0	20
A12	30	20	20	A40	60	20	20	B12	30	10	15	C12	60	20	10
A13	45	10	20	A41	-	-	-	B13	30	0	15	C13	45	20	10
A14	45	0	10	A42	30	20	10	B14	60	20	20	C14	30	10	10
A15	60	10	15	A43	30	20	15	B15	60	20	10	C15	45	0	15
A16	45	10	15	A44	30	0	10	B16	60	10	20	C16	60	10	10
A17	45	10	10	A45	30	10	15	B17	60	20	15	C17	60	0	15
A18	30	20	20	A46	60	20	15	B18	-	-	-	C18	45	10	20
A19	30	20	15	A47	60	10	20	B19	30	10	10	C19	45	10	10
A20	30	20	10	A48	30	0	20	B20	30	0	20	C20	60	10	20
A21	30	10	20	A49	60	20	10	B21	30	0	10	C21	45	10	15
A22	45	0	20	A50	60	0	15	B22	60	0	15	C22	30	0	15
A23	45	10	20	A51	60	10	10	B23	60	10	10	C23	30	10	15
A24	45	0	15	A52	60	10	15	B24	60	10	15	C24	60	10	15
A25	45	0	10	A53	45	20	20	B25	45	20	20	C25	30	10	20
A26	45	20	10	A54	60	0	20	B26	60	0	20	D1	45	0,6	20
A27	30	10	15	A55	45	20	15	B27	45	20	15	D2	45	0,3	20
A28	30	0	15	A56	60	0	10	B28	60	0	10	D3	45	0,12	20
												D4	45	0,06	20
												D5	45	0,18	20
												D6	45	0	20
												D7	45	3	20
												D8	45	1,8	20
												D9	45	0,24	20
												D10	45	6	20
												D11	45	2,4	20
												D12	45	1,2	20

Aufbaurichtung

Geometrie allgemein

Geometrie A33, A41, B18, C7

ID	Schichtzwischenzeit
Ax	44,6 s
Bx	27,7 s
Cx	21,9 s
Dx	21,9 s

Abbildung 13 Probenvarianten zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur

Die Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit erfolgt mit den in Abbildung 14 dargestellten Probengeometrien. Die Proben werden in zwei Gruppen geometrisch variiert, wobei Geo-a – Geo-r durch einen vergleichsweisen steilen Anstieg der belichteten Fläche vor Erreichen des Untersuchungspunkts P und Geo-s – Geo-u durch einen geringeren Anstieg gekennzeichnet ist. Die Proben werden entsprechend der hellgrauen Darstellung mittels LPBF gefertigt und beinhalten im aufgebauten Zustand bereits die Gewinde zur Einspannung in der

Zugprüfmaschine. Mittels Zerspanung werden alle Proben Geo-a – Geo-u auf die gleiche Prüfgeometrie bearbeitet, um so den Einfluss der Geometrie in der mechanischen Prüfung (z.B. durch Kerbwirkung) auszuschließen. Der Ansatz erlaubt die gezielte mechanische Prüfung der Mikrostruktur, die sich aufgrund unterschiedlicher Probengeometrien im LPBF-Prozess ausgebildet hat.

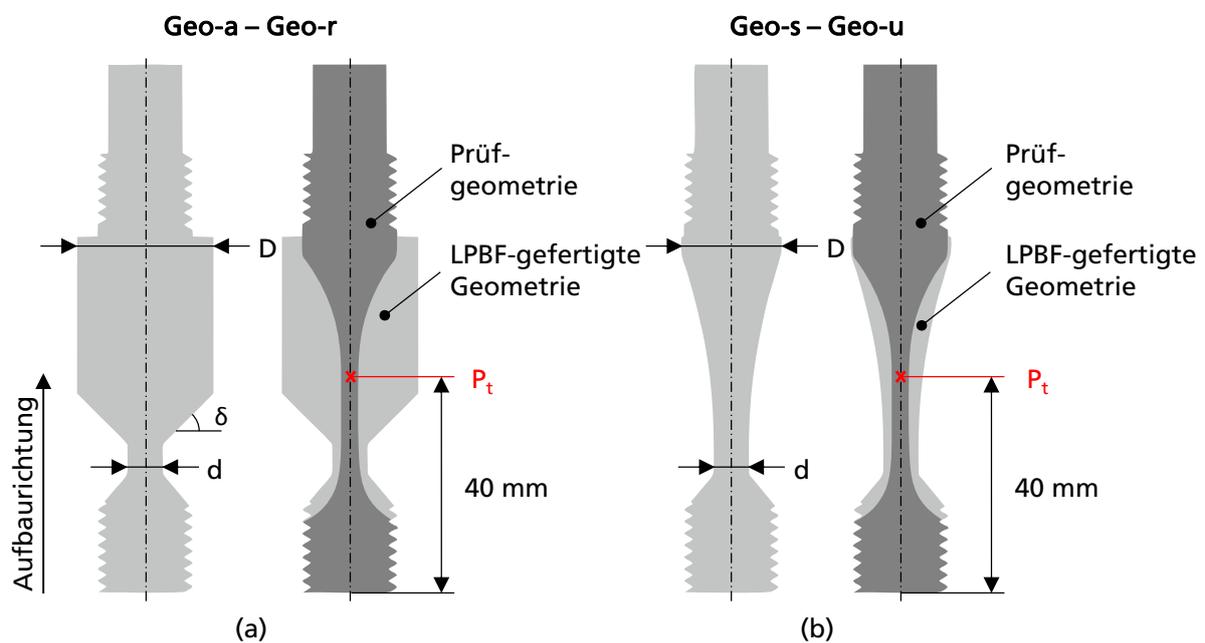


Abbildung 14 Probendesign zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit

Die Variation der in Abbildung 14 dargestellten geometrischen Parameter ist im Einzelnen in Tabelle 1 aufgeführt.

Tabelle 1 Geometrievarianten von Proben zur LPBF-Fertigung und nachfolgender Zugprüfung

Geo-	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j	k	l	m	n	o	p	q	r	s	t	u
d (mm)	4			5			6			4			5			6			4	5	6
D (mm)	17	20	23	17	20	23	17	20	23	17	20	23	17	20	23	17	20	23	17		
δ (°)	45									60									-		

Der Einfluss der Geometrie auf die Ermüdungslebensdauer wurde anhand der Proben Geo-A und Geo-B untersucht (Abbildung 15), die ebenso mikrostrukturell analysiert wurden. Die Prüfgeometrie wurde jeweils aus den LPBF-gefertigten Rohlingen extrahiert und aufgrund des geringsten Prüfquerschnitts an Untersuchungspunkt P_m mechanisch charakterisiert.

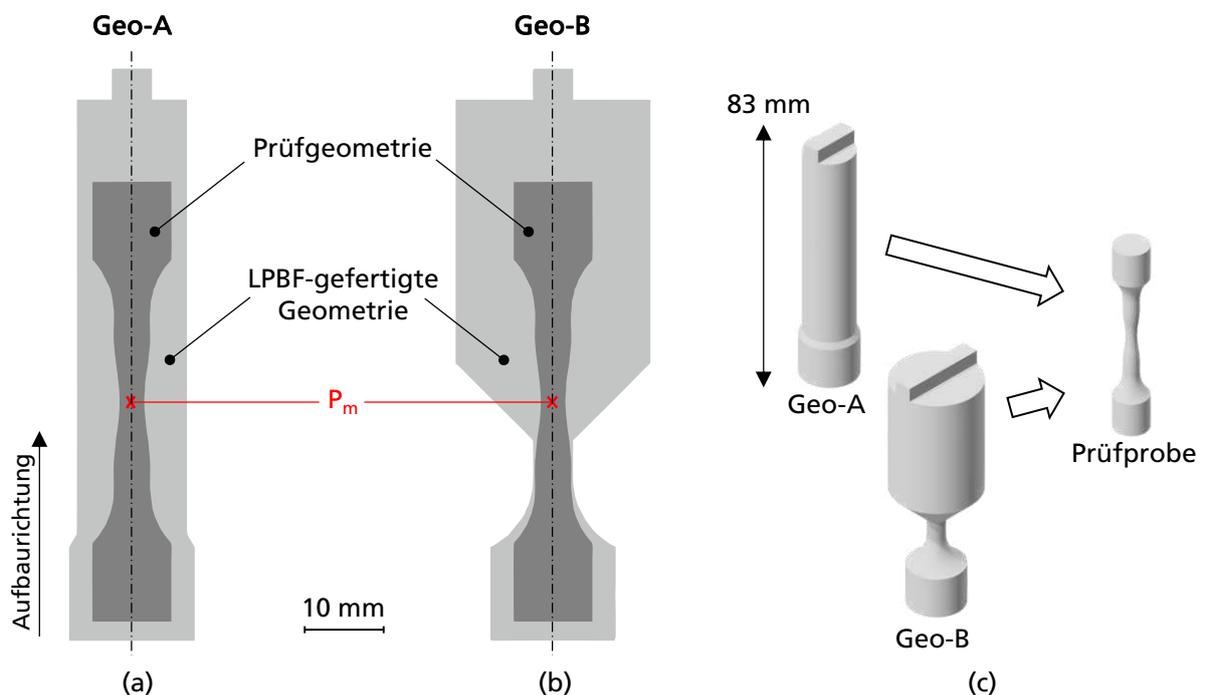


Abbildung 15 Probendesign zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Ermüdungslebensdauer – geometrische Bemaßung siehe Anhang 8

Gemäß Abbildung 15 ist Geo-A durch eine näherungsweise konstante Belichtungsfläche im Verlauf der Aufbauichtung gekennzeichnet, wohingegen Geo-B durch einen sprunghaften Anstieg gekennzeichnet ist.

4.2 Probenherstellung

4.2.1 LPBF-Fertigung

Sämtliche Proben dieser Arbeit wurden auf der kommerziell verfügbaren LPBF-Anlage „SLM280HL Twin“ des Anlagenherstellers SLM Solutions AG am Fraunhofer Institut für Lasertechnik (im

Folgenden: „ILT“) mit den in Tabelle 2 dargestellten LPBF-Prozessparametern im Volumenbereich (Hatch) gefertigt. Die Baujobvorbereitung erfolgte mit der Software Magics 24 des Herstellers Materialise NV unter Verwendung der Build Strategy „Ti_SLM_MBP3.0_60_CE2_400W_Stripes_V1.2“ (vollständiger Parametersatz siehe Anhang 7). Im LPBF-Prozess wurde jede Probe mit jeweils einem einzelnen Laser bearbeitet, um den Einfluss von Überlappungseffekten der Scanfelder auszuschließen. Der Pulverauftrag erfolgte mit einer Polymer-Lippe des Herstellers Aixway3D GmbH bei einer Beschichtungsgeschwindigkeit von 600 1/min (Maschineneinheit). Die Einstellung des Prozessdrucks betrug 30 mbar und die Leistung der Gaspumpe 80%. Die Scannersteuerung wurde auf den Modus SkyWriting3 eingestellt.

Tabelle 2 LPBF-Prozessparameter zur Probenfertigung

Laserleistung P_L	Scangeschwindigkeit v_s	Spurabstand Δy_s	Schichtdicke D_s
350 W	1100 mm/s	120 μm	60 μm

Zur Herstellung der Proben Geo-a – Geo-u für die mechanische Charakterisierung wurde Ti-6Al-4V-Pulver (Grade 5) des Lieferanten Carpenter Additive (Datenblatt siehe Anhang 2) mit einer Partikelgrößenverteilung 15 – 45 μm verwendet. Für alle restlichen Proben wurde Ti-6Al-4V-Pulver (Grade 5) des Lieferanten AP&C (Datenblatt siehe Anhang 3) mit einer Partikelgrößenverteilung von 15 – 45 μm verwendet.

Zur Untersuchung des Einflusses der Schichtzwischenzeiten t_i wurden die in Tabelle 3 aufgeführten Werte verwendet, wobei die Variation über die Einstellung der minimalen Belichtungszeit realisiert wurde. Die Schichtzwischenzeiten ergeben sich aus der Summe der minimalen Belichtungszeit und der Nebenzeiten des Pulverauftrags. Die variierten Schichtzwischenzeiten werden mit ILT22, ILT28 und ILT45 abgekürzt (engl. „Inter Layer Time“). Die minimale Schichtzwischenzeit wurde so gewählt, dass die damit verbundene minimale Belichtungszeit geringfügig größer ist, als die erforderliche Belichtungsdauer der Schicht mit größter Belichtungsfläche im LPBF-Baujob. Auf diese Weise konnten über den gesamten Verlauf des Aufbauprozesses nahezu konstante Schichtzwischenzeiten realisiert werden, die anhand der log-files der jeweiligen Baujobs kontrolliert wurden.

Tabelle 3 Variation der Schichtzwischenzeit in drei Stufen durch Einstellung der minimalen Belichtungszeit

	Minimale Belichtungszeit (Sollwert)	Schichtzwischenzeit (Messwert)
	$t_{\text{scan,min}}$ (s)	t_i (s)
ILT22	15	21,9
ILT28	20	27,7
ILT45	37	44,6

4.2.2 Mechanische Nachbearbeitung

Zur mechanischen Prüfung wurden die LPBF-gefertigten Proben in Prüfform gemäß Abbildung 14 spanend nachbearbeitet. Dabei wurden Wendeschneidplatten DNMG15040-SF1105 des Herstellers Sandvik Coromant US verwendet bei einer Schnittgeschwindigkeit von $v_c = 80 \text{ m/min}$ und einem Vorschub von $f = 0,1 \text{ mm/Umdrehung}$. Die Proben Geo-A und Geo-B zur Untersuchung der Ermüdungslebensdauer wurden zusätzlich geschliffen in den Körnungen 240, 400 und 1200 und mit Autosol des Herstellers Dursol bei 2400 Umdrehungen/min poliert.

4.3 Mikrostrukturanalyse

Die Charakterisierung der Mikrostruktur anhand mittels LPBF-gefertigter und präparierter Proben der Probenreihen Geo-A / Geo-B und Geo-1 – Geo-28 (Abbildung 12) erfolgte mittels Rasterelektronenmikroskopie am ILT und bei Access e.V. (im Folgenden: „Access“).

4.3.1 Metallographische Präparation

Die mittels LPBF gefertigten Proben zur Untersuchung der Mikrostruktur wurden nach manuellem Abtrennen von der Substratplatte in der jeweiligen Mittelebene gemäß Abbildung 12 mittels Trennschleifen aufgetrennt. Anschließend wurden die Proben bei 190°C und 150 bar bei einer Dauer von 16 min mit anschließender Abkühldauer von 8 min eingebettet. Die eingebetteten Probenrohlinge wurden mit SiC-Schleifpapier der Körnungen 80 – 4000 manuell geschliffen und anschließend mit Zugabe von chemischem Politurmittel (OP-S) automatisiert poliert.

4.3.2 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Zur Charakterisierung der Mikrostruktur wurden rasterelektronische Aufnahmen angefertigt. An Querschliffen des Probenpaares Geo-A und Geo-B wurden mit dem Zeiss Gemini FE-SEM 1540XB des Herstellers Carl Zeiss Microscopy GmbH die qualitativen Phasenverteilung im BSE-Modus sowie die Elementverteilung mittels EDX bei Access ermittelt. Die Bestimmung der Phasenverteilung über die Bauhöhe bei Probengeometrie Geo-B erfolgte am REM-System FEI XL30 FEG des Herstellers FEI Company am ILT. Zur quantitativen Untersuchung der Phasenverteilung anhand der Probengeometrien Geo-1 – Geo-28 wurden Aufnahmen der Querschliffe im BSE-Modus mit dem Apreo 2C REM des Herstellers Thermo Fisher Scientific Inc. am ILT angefertigt.

4.3.3 Bildverarbeitung und Phasenanalyse

Die rasterelektronischen Mikrostrukturaufnahmen wurden mit dem Plugin Weka-Segmentation (The University of Waikato, Hamilton, Neuseeland [72]) in der Software ImageJ [73] prozessiert, um den β -Phasengehalt zu ermitteln. Das Plugin Weka-Segmentation erlaubt die Separierung der Phasen auf Basis von Bilderkennung mittels maschinellen Lernens und ist der Bildverarbeitung mittels Schwellwerten der Helligkeitswerte überlegen, weil neben Grauwerten zusätzlich die Morphologie der Phasen beim Training des ML-Algorithmus berücksichtigt wird. In Anhang 4 ist das Ergebnis der Phasenseparierung mittels Weka-Segmentation i.V. zu etablierten Threshold-Modellen gegenübergestellt. Die Vorgehensweise zur Messung der β -Phase beginnt mit der Markierung von zwei zu separierenden charakteristischen Phasen im aufgezeichneten Bild der Mikrostruktur. Dazu werden vom Nutzer mittels Freihandlinien einzelne Phasenbereiche nachgezeichnet. Die Nutzermarkierungen stellen die Trainingsdaten für das ML-Modell dar, auf deren Basis die Klassifizierung des gesamten Bilds erfolgt und die Phasen somit grafisch getrennt werden. Die visuelle Bewertung durch den Nutzer nach Segmentierung ermöglicht bei Bedarf das Hinzufügen weiterer Phasenmarkierungen (=Trainingsdaten) wenn durch den Nutzer Bereiche falscher Zuordnung identifiziert werden. Die verwendeten Einstellungsparameter der Weka-Segmentation zur Bestimmung der β -Phase sind in Anhang 5 dokumentiert.

Die Messung der α -Lamellenbreite erfolgte ebenfalls an den im BSE-Modus aufgenommenen REM-Bildern. Dabei wurden bei 10.000-facher Vergrößerung zehn Messungen der α -Lamellenbreite pro Aufnahme manuell durchgeführt.

4.3.4 Fehlerbetrachtung der Messgröße β -Phasenanteil

In der vorliegenden Arbeit ist der β -Phasenanteil die meistgenutzte Messgröße zur Charakterisierung der Mikrostruktur. Weiterhin werden für jede der Geometrievarianten die Mikrostrukturen an definierten Untersuchungspunkten aufgenommen, weshalb jeweils nur ein Bild und damit ein Messwert pro Geometrievariante vorliegt. Um den Fehler in der Bestimmung des β -Phasenanteils abzuschätzen, wurden für die vier repräsentativen Geometrievarianten mit der ID C18, C11, C21 und C25 (siehe Abbildung 13) die β -Phasenanteile jeweils fünf Mal gemäß Vorgehensweise aus 4.3.3 bestimmt. Die gemessenen β -Phasenanteile sind in Abbildung 16 für die vier Geometrievarianten mit jeweiliger Standardabweichung σ dargestellt.

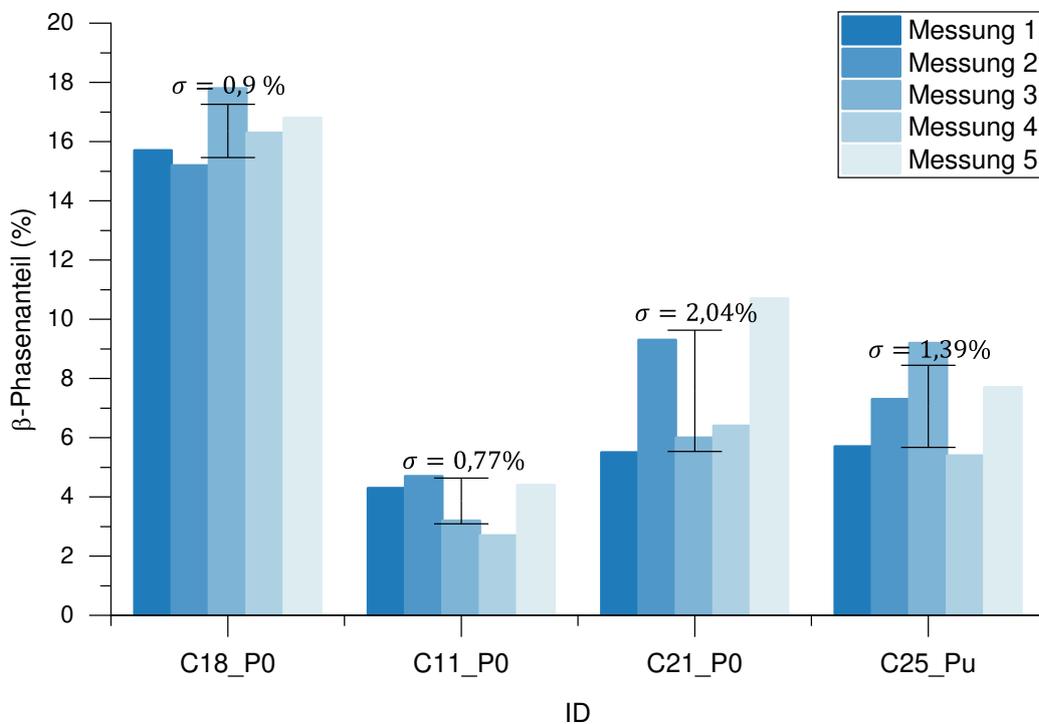


Abbildung 16 Mittels maschineller Bildauswertung (Weka-Segmentation) ermittelter β -Phasenanteil der Geometrievarianten C18, C11, C21 und C25 aus fünf Messungen mit Angabe der Standardabweichungen σ

Die segmentierten Bilder des fünffach durchgeführten Prozesses zur Bestimmung der Standardabweichung bei der Messung des β -Phasenanteils sind in Anhang 6 dargestellt.

Die Standardabweichung liegt für die exemplarisch untersuchten Geometrievarianten im Bereich von $\sigma = 0,77\%$ bis $\sigma = 2,04\%$ β -Phase. Für diese Arbeit wird als konservative Annahme für die experimentell ermittelten Messwerte der β -Phase ein konstanter Fehler von 2 % angenommen. Weiterhin ist im Allgemeinen zu beachten, dass die optisch bestimmten β -Phasenanteile nicht als Absolutwerte zu verstehen sind, sondern vielmehr dem relativen Vergleich der untersuchten Geometrievarianten dienen.

4.4 Mechanische Charakterisierung

Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften der Probenreihen Geo-a – Geo-u sowie Geo-A bzw. Geo-B (Abbildung 12) erfolgte am Lehrstuhl für Digital Additive Production (im Folgenden: „DAP“) der RWTH Aachen sowie am Deutschen Zentrum für Luft- und Raumfahrt, Institut für Werkstofforschung (im Folgenden: „DLR WF“).

4.4.1 Zugversuche

Zur Bestimmung statischer mechanischer Kennwerte wurden Zugversuche mit einem ZwickRoell AllroundLine Z250 SN System mit laserXtens Software Version 3.13.0.1 des Herstellers Zwick Roell Group am DAP durchgeführt. Die Zugversuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt und die Probeneinspannung erfolgte an bereits im LPBF-Prozess realisierten und manuell nachbearbeiteten Gewinden an den Probenober- bzw. -unterseiten.

4.4.2 Ermüdungsversuche

Die Ermüdungsversuche wurden bei DLR WF durchgeführt wobei eine Amsler Resonanzprüfmaschine des Herstellers Amsler & Co. mit einer verfügbaren Maximalkraft von 20 kN eingesetzt wurde. Das Lastverhältnis betrug 0,1 und die Prüffrequenz 90 Hz. Proben wurden als Durchläufer definiert wenn die Versuchsdauer 10 Mio Lastwechsel überschritten hat.

4.5 Simulation der thermischen Historie im LPBF-Prozess

Um den Geometrieinfluss quantifizieren zu können wurden thermische FEM-Simulationen der untersuchten Probengeometrien durchgeführt. Der Zeit-Temperatur-Verlauf (thermische Historie) wurde an definierten Untersuchungspunkten ausgewertet und bildet die Datengrundlage zur Korrelation mit den experimentell ermittelten Materialkenngrößen. Als Software wurde Ansys Mechanical mit der Benutzeroberfläche Workbench und dem dazugehörigen AM-Wizard genutzt (im Folgenden: „Ansys Workbench Additive“).

4.5.1 Simulationsmodell

Die thermisch-transiente FEM-Simulation mittels Ansys Workbench Additive ist durch einige vereinfachende Annahmen gekennzeichnet, um die Effizienz zu erhöhen und mit vergleichsweise geringem Rechenaufwand ganze Bauteile in realistischen Zeiten simulieren zu können. Die Annahmen, die in [74] dokumentiert sind werden im Folgenden aufgeführt:

Das Bauteil wird schichtweise vernetzt und zu Beginn des simulierten LPBF-Prozesses werden alle Elemente auf einen inaktiven Zustand gesetzt. Das Aufbringen einer neuen Schicht wird realisiert, indem die jeweilige Elementschicht aktiviert wird. Die Simulation ist beendet, wenn alle Elementschichten aktiviert wurden. Zur Verkürzung der Simulationsdauer werden mehrere real aufgebaute Schichten der Schichtdicke D_S in sog. Super-Layer zusammengefasst, die in Form der Elementschichten realisiert werden. Die reale Aufbauzeit t im LPBF-Prozess wird dabei berechnet gemäß

$$t = t_{\text{sim}} * R^{\frac{1}{3}} \quad 4.1$$

wobei t_{sim} die in der Simulation vergangene Zeit und R die Anzahl der in einer Super-Layer zusammengefassten realen Schichten bezeichnet. Alle Elemente einer Super-Layer werden bei Aktivierung gleichzeitig auf Schmelztemperatur erwärmt, sodass thermische Effekte innerhalb der Schichtebene ebenso wie Scanstrategien nicht berücksichtigt werden. Der Ansatz des Erwärmens auf Schmelztemperatur setzt die Verwendung eines Prozessparametersatzes voraus, bei dem der Energieeintrag weder zu niedrig (Anbindungsfehler) noch zu hoch (Tiefschweißen) zur

Generierung eines näherungsweise porenfreien Gefüges ist. Die Teilschritte zwischen einzelnen Elementschichten werden vergleichsweise groß gewählt, woraus folgt, dass die Abkühl- und Aufheizkurven in ihrer charakteristischen Form nicht detailliert abgebildet werden, sondern mit wenigen Stützstellen angenähert werden. Im digitalen Modell vorhandene Stützstrukturen werden in orthotrope homogenisierte Körper umgewandelt, deren homogenisierte Dichte in der Schichtebene aus den Daten des digitalen STL-Modells berechnet wird. Die Partikeln im Pulverbettvolumen werden nicht explizit modelliert. Stattdessen wird der Wärmeverlust über eine konvektive Randbedingung im Übergangsbereich zwischen Bauteil und Pulver angenähert. [74]

4.5.2 Simulation zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur

Zur Korrelation des experimentell ermittelten β -Phasenanteils mit der geometrieabhängigen thermischen Historie wurde die Probenreihe Geo-1 – Geo-28 mit Ansys Workbench Additive in der Version 2021 R2 simuliert. Abbildung 17 zeigt die Probenanordnung der 28 Geometrievarianten auf einer virtuellen Substratplatte der Maße 1000 mm x 500 mm x 10 mm. Die Anordnung entspricht nicht dem realen Baujob, sondern erfolgt zwecks vereinfachter Auswertung einer Positionierung in einem äquidistanten Raster mit Probenabständen von 100 mm. Für Probe 27 ist exemplarisch eine vergrößerte Detailansicht, das finite Elemente (FE-) Netz sowie die Schnittansicht mit Markierung der Untersuchungspunkte P_o und P_u dargestellt. P_u markiert den Punkt auf der Rotationsymmetrieachse der Probe auf Höhe des Übergangs zwischen unterem zylindrischem Bereich und kegelförmigem Anstieg wohingegen P_o auf Höhe des Übergangs von kegelförmigem zu oberem zylindrischem Bereich angeordnet ist. Die verwendeten Simulationsrandbedingungen sind in Anhang 9 zusammengefasst. Zur Berechnung der Schichtzwischenzeit für jede Schicht werden die Simulationsrandbedingungen Spurabstand und Scangeschwindigkeit zusammen mit der jeweiligen aktuellen Schichtfläche herangezogen.

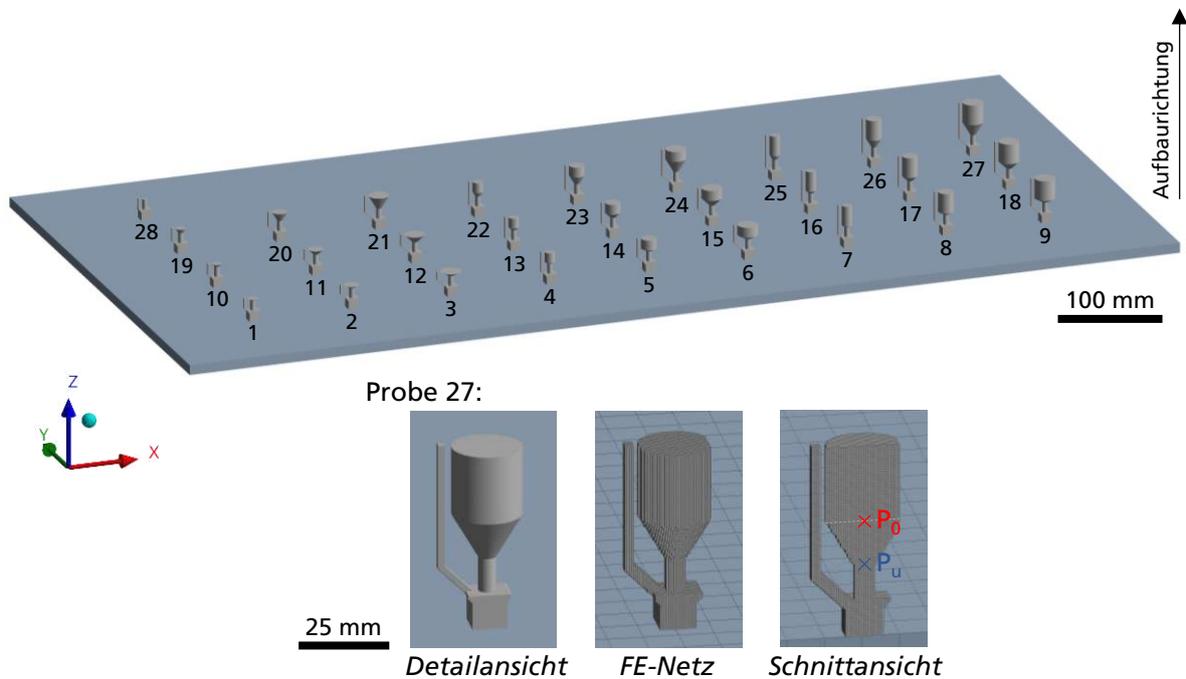


Abbildung 17 Probenanordnung in thermischer FE-Simulation des LPBF-Prozesses der Probenreihe Geo-1 – Geo-28 zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur

Die Schichtzwischenzeit t_i berechnet sich in der Simulation gemäß

$$t_i = t_{\text{scan}} + t_{\text{rec}} \quad 4.2$$

aus der Summe der Belichtungszeit t_{scan} und der konstanten Beschichtungszeit t_{rec} . Die Belichtungszeit ist proportional zur belichteten Fläche A_{scan} und antiproportional zur Scangeschwindigkeit v_s bzw. zum Spurabstand Δy_s :

$$t_{\text{scan}} \sim A_{\text{scan}} \quad t_{\text{scan}} \sim \frac{1}{v_s} \quad t_{\text{scan}} \sim \frac{1}{\Delta y_s} \quad 4.3$$

Um den Einfluss geometrieabhängiger variabler Schichtzwischenzeiten aus der Untersuchung auszuschließen wurde die Belichtungszeit in den realen LPBF-Baujobs der betreffenden Proben Geo-1 – Geo-28 manuell erhöht. Dies erfolgte über die Eingabe einer minimalen Belichtungszeit $t_{\text{scan,min}}$ gemäß Tabelle 3, die größer als die Belichtungszeit der Schicht mit größter zu

belichtender Fläche war. Resultat dieser Vorgehensweise ist, dass die Schichtzwischenzeiten für alle Schichten näherungsweise konstant sind. Zur Berücksichtigung der konstanten Schichtzwischenzeiten in der Simulation wurden nicht die im realen LPBF-Prozess eingesetzten Parameter des Spurabstands von $\Delta y_s = 0,12 \text{ mm}$ und Scangeschwindigkeit von $v_s = 1100 \text{ mm/s}$ eingestellt, sondern die fiktiven Werte $\Delta y_{s,\text{sim}} = 1000 \text{ mm}$ bzw. $v_s = 1000 \text{ mm/s}$. So wurde die von den LPBF-Parametern abhängige Belichtungsdauer minimiert und im Gegensatz die Definition über den manuell eingestellten Wert der Haltezeit erreicht.

4.5.3 Simulation zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit

Die Simulation des LPBF-Baujobs zur Fertigung von Zugproben der 21 Geometrievariationen Geo-a – Geo-u (Abbildung 14) erfolgt ebenfalls mit Ansys Workbench Additive. Der reale Baujob wird unter Verwendung einer Symmetrierandbedingung gemäß Abbildung 18 thermisch simuliert. Die Auswertung der thermischen Historie erfolgte als Mittelwert aller Elemente, die in einem Durchmesser von 3 mm um den Untersuchungspunkt P_t angeordnet sind (Abbildung 18 - Detail A), um so den Bereich zu prüfen, der gemäß Abbildung 14 im Zugversuch der nachbearbeiteten Proben mechanisch belastet wird. Die Stützstrukturen wurden gemäß vereinfachten Annahmen aus 4.5.1 als homogenisierte Volumenelemente simuliert.

Da die Belichtungszeiten im zeitlichen Verlauf des Baujobs nicht auf einem konstanten Wert eingestellt waren, sondern abhängig von der jeweiligen Schichtfläche, wurden die realen LPBF-Prozessparameter neben den weiteren in Anhang 10 aufgeführten Randbedingungen verwendet.

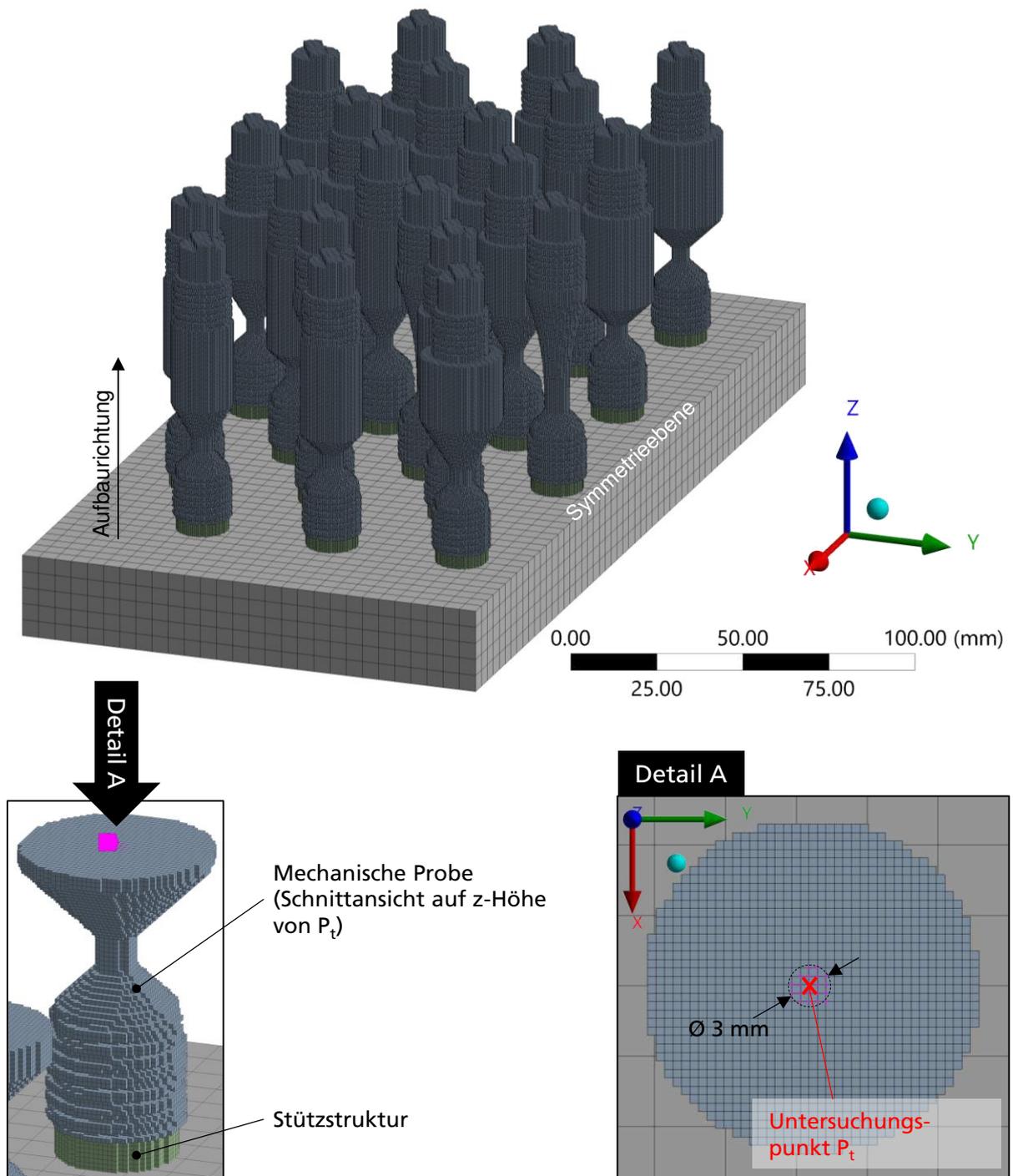


Abbildung 18 Probenanordnung in der Simulation des LPBF-Prozesses der Probenreihe Geo-a – Geo-u zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit

Die thermische Randbedingung der Plattformtemperatur entspricht dem gemittelten Messwert im relevanten Untersuchungsbereich der Probe für die Zugprüfung. Die im LPBF-Prozess gemessenen Belichtungszeiten und Plattformtemperaturen sind in Anhang 11 dargestellt.

4.5.4 Korrelation der thermischen Historien mit Werkstoffeigenschaften

Zur Untersuchung von Korrelationen zwischen simulierten thermischen Historien und im LPBF-Prozess entstehenden Werkstoffeigenschaften wurden die thermischen Historien an den entsprechenden Untersuchungspunkten aus Ansys exportiert. Dabei wurde das Integral des Zeit-Temperatur-Verlaufs über den gesamten Baujob mittels Python 3 und der dazugehörigen Pandas-Bibliothek in Jupyter Notebook ermittelt. Die Korrelation wurde mit multiplen linearen Regressionen durchgeführt, wozu sowohl die Software Statgraphic als auch Microsoft Excel eingesetzt wurde.

5 Ergebnisse

5.1 Geometrieinfluss auf die Mikrostruktur

5.1.1 Einfluss inkonstanter Belichtungsflächen

Die Mikrostruktureigenschaften mittels LPBF gefertigter Bauteile sind Resultat der thermischen Zyklen im additiven Aufbauprozess, im Folgenden „thermische Historie“ genannt. Unter der Randbedingung konstanter Prozessparameter (u.a. Laserleistung P_L , Scangeschwindigkeit v_s , Spurabstand Δy_s , Schichtdicke D_s , Schichtzwischenzeit t_i) wird die thermische Historie lediglich über die Größe und die Änderungsrate der Belichtungsflächen und damit über die Bauteilgeometrie definiert. In Abbildung 19-a sind Probenform Geo-A mit konstanter Belichtungsfläche in Aufbaurichtung (größerer unterer Absatz vernachlässigbar) sowie Geo-B mit inkonstanter Belichtungsfläche in Aufbaurichtung dargestellt. In der fotografischen Aufnahme der geometrischen Varianten in Schicht 650 (Abbildung 19-b) ist bereits visuell erkennbar, dass Unterschiede in der thermischen Historie der Proben vorliegen. Geo-A zeigt ein LPBF-typisches Erscheinungsbild einer erstarrten Probe, wohingegen die Glühfarbe von Geo-B auf eine Temperaturerhöhung hindeutet.

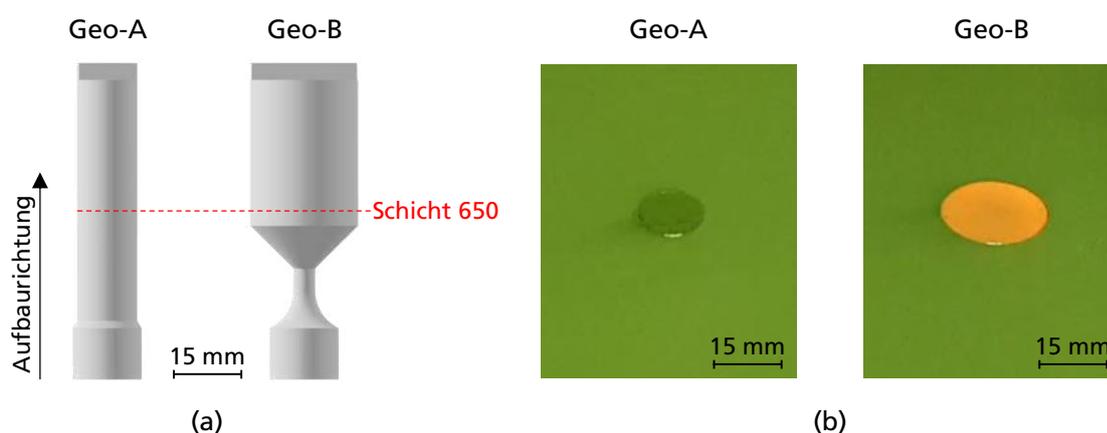


Abbildung 19 a) Geometrische Probenvarianten Geo-A und Geo-B mit markierter Untersuchungsschicht 650 b) Fotografische Aufnahmen der Probenvarianten Geo-A und Geo-B im Pulverbett der LPBF-Anlage nach Belichtungsende

Zur Gegenüberstellung der geometrieabhängigen resultierenden Mikrostrukturen wurden die Probenvarianten Geo-A und Geo-B jeweils am Punkt P_m untersucht (Abbildung 20-c). In rasterelektronenmikroskopischen (REM) Aufnahmen im BSE-Modus (Rückstreuielektronen) ist bei Geo-A eine martensitische α' -Mikrostruktur erkennbar, wohingegen Geo-B durch grau erscheinende α -Lamellen, die in einer hellen β -Matrix eingebettet sind gekennzeichnet ist.

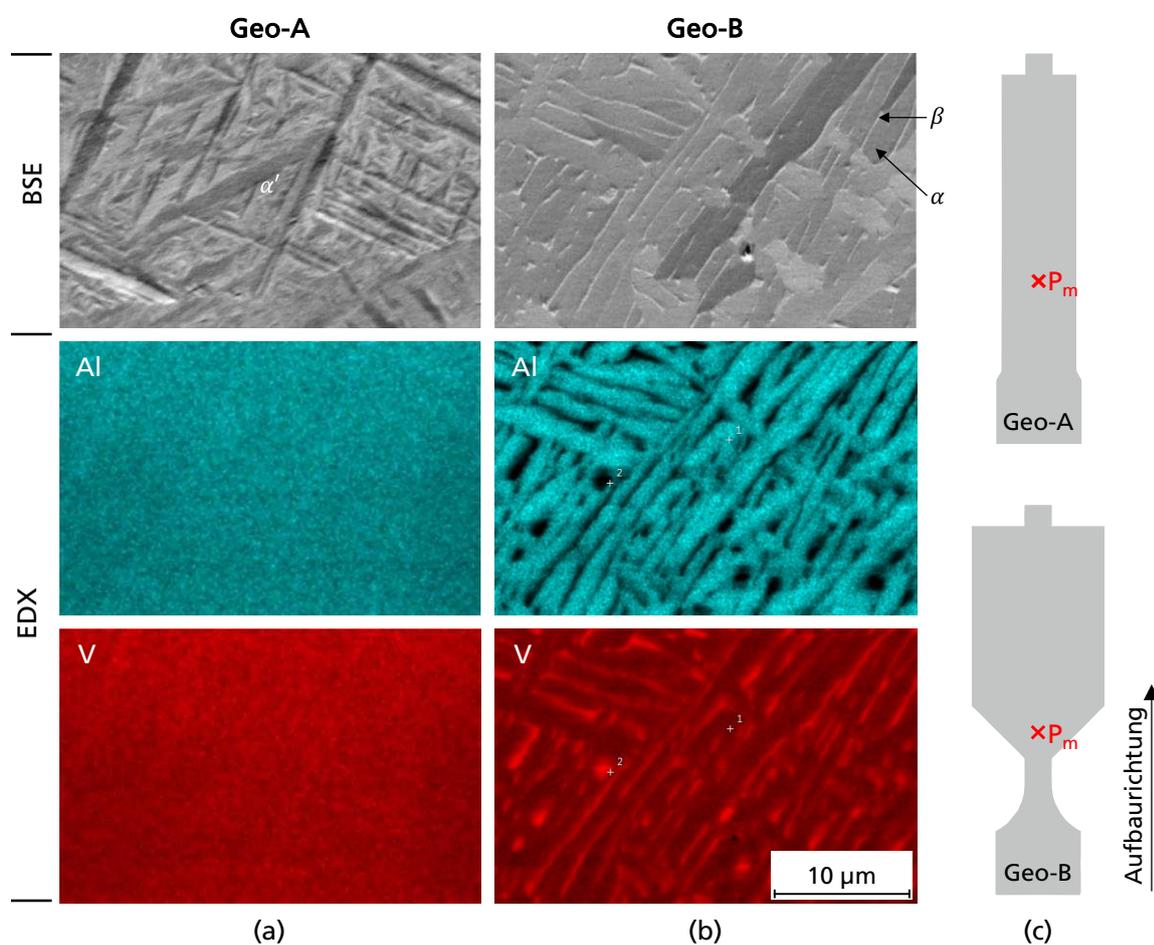


Abbildung 20 REM-Aufnahmen im BSE- und EDX-Modus der Probenvarianten Geo-A (a) und Geo-B (b), sowie zugehörige Probengeometrien mit Markierung des Untersuchungspunktes P_m (c)

Aufnahmen der charakteristischen Röntgenstrahlung zur Bestimmung der Elementverteilung (EDX) zeigen bei Geo-A keine Heterogenität, wohingegen bei Geo-B im Bereich der α -Lamellen

eine erhöhte Aluminium-Konzentration und im Bereich der β -Matrix eine erhöhte Vanadium-Konzentration vorliegt. Die α -Lamellenbreite der Geo-B-Mikrostruktur liegt unterhalb von 1 μm .

Zur weiteren Untersuchung des Geometrieinflusses wurde für Geo-B der β -Phasenanteil für verschiedene Abstände zu P_m in Aufbaurichtung Δz_p mittels automatisierter Bildauswertung gemäß 4.3.3 bestimmt. In Abbildung 21 ist der Querschnitt von Geo-B mit markiertem Untersuchungspunkt P_m schematisch dargestellt. Die vergrößerte Ansicht zeigt den Verlauf der β -Phase in Abhängigkeit von Δz_p in der Nähe des Untersuchungspunkts P_m .

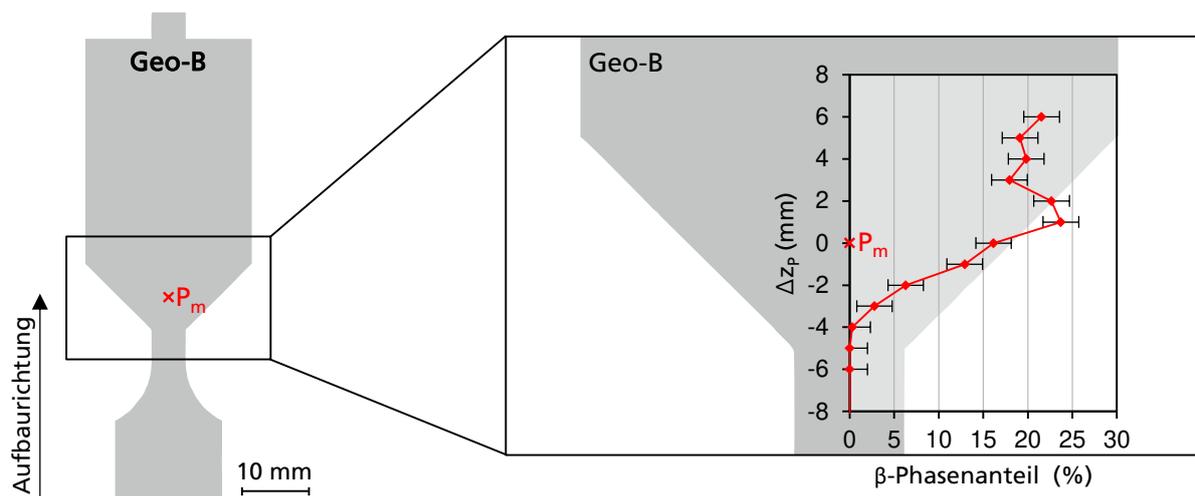


Abbildung 21 Schematische Darstellung der Probenform Geo-B mit markiertem Punkt P_m und Verlauf des β -Phasenanteils in Abhängigkeit zum Abstand von P_m in Aufbaurichtung Δz_p , Fehler β -Phase gemäß 4.3.4

In Abbildung 21 ist erkennbar, dass im dünnen Probenbereich ($\Delta z_p \leq -5$ mm) kein β -Anteil messbar ist. Im Verlauf der Aufbaurichtung wird ab ca. 2 mm oberhalb der Änderung von konstanter Belichtungsfläche zu in Aufbaurichtung zunehmender Belichtungsfläche ($\Delta z_p = -3$ mm) erstmalig ein signifikanter β -Anteil von $2,8 \pm 2$ % gemessen. Im weiteren Verlauf wird ein näherungsweise progressiver Anstieg des β -Phasenanteils auf maximal $23,7 \pm 2$ % bei $\Delta z_p = 1$ mm gemessen. Trotz zunehmender Belichtungsfläche im weiteren Verlauf in Aufbaurichtung wird kein weiterer Anstieg der β -Phase beobachtet. Der β -Phasenanteil sinkt auf 18 ± 2 % bei $\Delta z_p = 3$ mm, um im weiteren Verlauf wieder auf maximal $21,5 \pm 2$ % bei $\Delta z_p = 6$ mm anzusteigen.

Zusammenfassend ist feststellbar, dass die vorliegenden Probengeometrieunterschiede die Mikrostruktur beeinflussen. Für die in der Arbeit verwendeten Prozessparameter führt eine in Aufbaurichtung zunehmende Belichtungsfläche (Geo-B) im Gegensatz zu einer konstanten Belichtungsfläche (Geo-A) nicht zu einer homogenen α' -Mikrostruktur, sondern zu einer lamellaren Mikrostruktur mit α -Lamellen dünner als $1 \mu\text{m}$, die in einer β -Matrix mit maximal $23,7 \pm 2 \%$ Phasenanteil eingebettet sind.

5.1.2 Einfluss geometrischer Parameter

Die in 5.1.1 identifizierten Mikrostrukturunterschiede sind Resultat unterschiedlicher Probengeometrien. Zur Untersuchung direkter Abhängigkeiten zwischen geometrischen Parametern der Probenform und der resultierenden Mikrostruktur werden im Folgenden Proben gemäß Abbildung 22 untersucht.

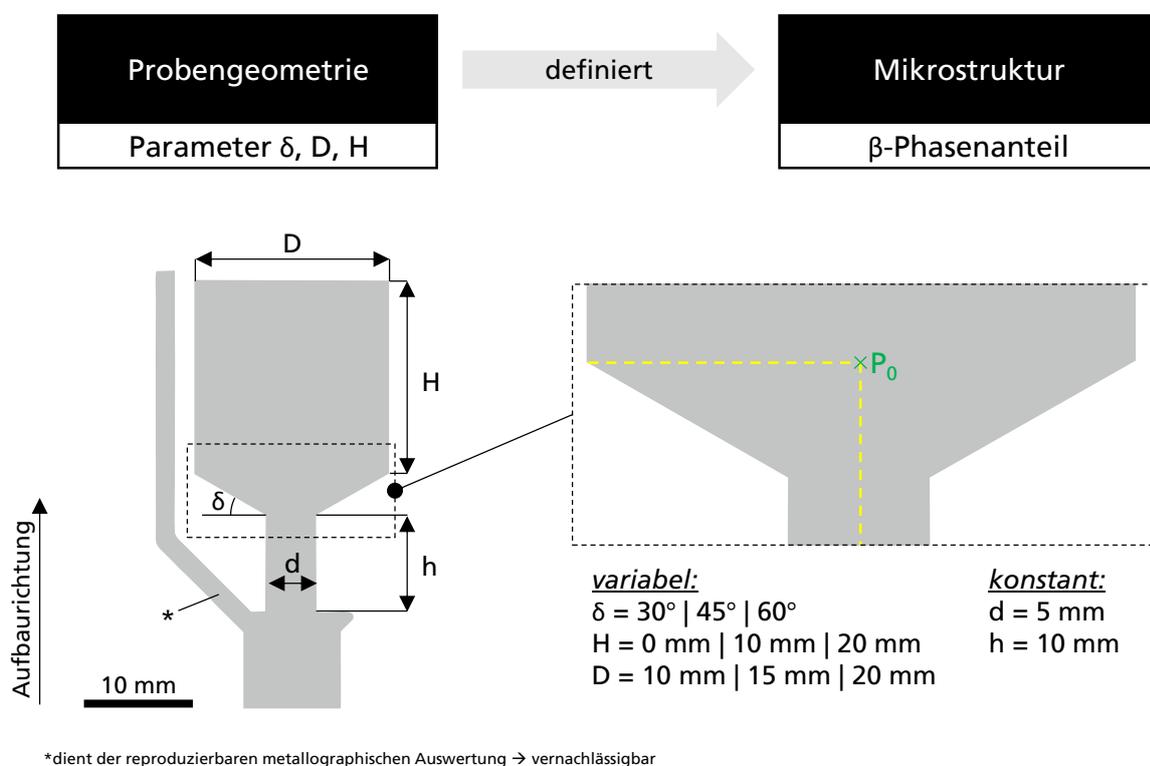


Abbildung 22 Schematische Darstellung des Probendesigns der Varianten Geo-1 bis Geo-28 zur mikrostrukturellen Untersuchung des Geometrieinflusses mit gekennzeichneten variierten und konstanten geometrischen Parametern sowie Untersuchungspunkt P_0

Zur Untersuchung des Einflusses der Schichtzwischenzeit, die im LPBF-Prozess die thermische Historie und damit die resultierende Mikrostruktur beeinflusst [44, 75] wird diese in drei Stufen gemäß Tabelle 3 variiert und über den jeweiligen Baujob konstant gehalten. Die folgenden Abbildungen, beginnend bei Abbildung 23 zeigen exemplarisch die gemäß 4.3.2 im BSE-Modus mittels REM aufgenommenen Mikrostrukturaufnahmen der Proben mit kürzester Schichtzwischenzeit von 21,9 s, weil der Geometrieinfluss bei diesen Proben am deutlichsten auftritt. Die Bestimmung des β -Phasenanteils erfolgte anhand von Mikrostrukturaufnahmen bei 5.000-facher Vergrößerung, um einen größeren repräsentativen Bereich am Untersuchungspunkt P_0 zu berücksichtigen. Die β -Phasenanteile sind in Abbildung 23 bildweise in der rechten oberen Ecke unterhalb der Probe-ID angegeben.

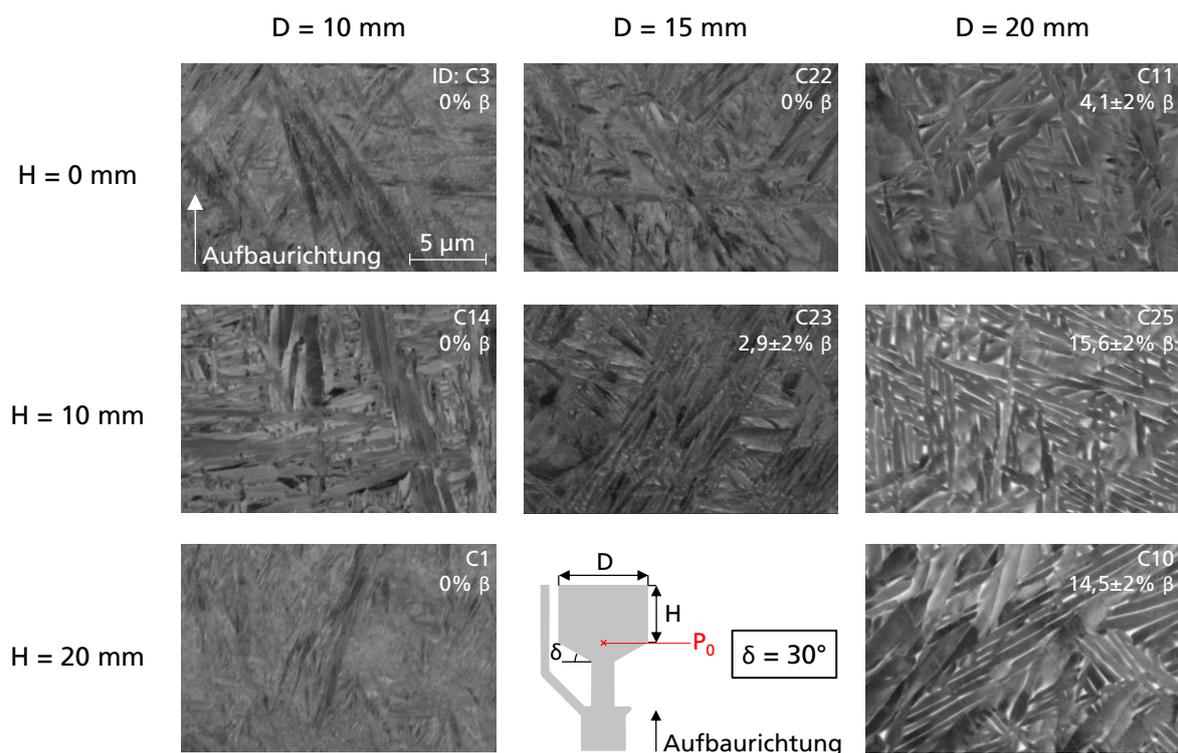


Abbildung 23 Mikrostrukturaufnahmen am Untersuchungspunkt P_0 bei variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H sowie konstantem Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$, Aufnahme mittels REM in BSE-Modus an polierter Probenoberfläche, Aufgeführter β -Phasenanteil der Proben-ID in rechter oberer Bild-Ecke bestimmt an jeweils gleicher Position in 5.000-facher Vergrößerung, Aufnahmen in 10.000-facher Vergrößerung dargestellt

Bei Proben mit Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$ ohne vorhandenen Aufsatz, also einer Aufsatzhöhe $H = 0 \text{ mm}$ wird bei beiden kleineren Aufsatzdurchmessern von $D = 10 \text{ mm}$ und $D = 15 \text{ mm}$ kein β -Phasenanteil festgestellt. Lediglich bei $D = 20 \text{ mm}$ wird ein β -Phasenanteil von $4,1 \pm 2 \%$ gemessen. Bei einem vorhandenen Aufsatz oberhalb P_0 der Höhe $H = 10 \text{ mm}$ liegt bereits bei einem geringeren Aufsatzdurchmesser von $D = 15 \text{ mm}$ erstmalig ein β -Phasenanteil mit $2,9 \pm 2 \%$ vor und der β -Phasenanteil ist bei Probe C25 mit $D = 20 \text{ mm}$ mit $15,6 \pm 2 \%$ deutlich höher als ohne vorhandenen Aufsatz (C11). Eine weitere Zunahme der Aufsatzhöhe H von 10 mm auf 20 mm bewirkt grundsätzlich keinen weiteren Anstieg der β -Phase.

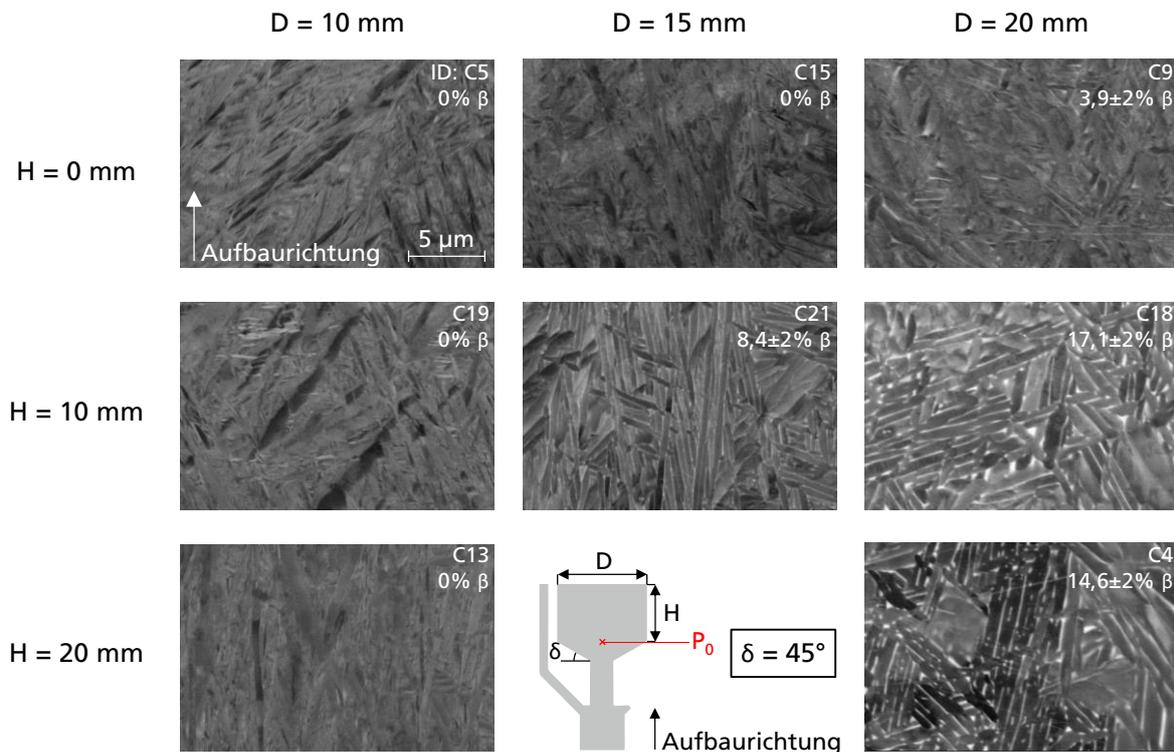


Abbildung 24 Mikrostrukturaufnahmen am Untersuchungspunkt P_0 bei variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H sowie konstantem Überhangwinkel $\delta = 45^\circ$, Aufnahme mittels REM in BSE-Modus an polierter Probenoberfläche, Aufgeführter β -Phasenanteil der Proben-ID in rechter oberer Bild-Ecke bestimmt an jeweils gleicher Position in 5.000-facher Vergrößerung, Aufnahmen in 10.000-facher Vergrößerung dargestellt

Auch für Proben mit Überhangwinkel von $\delta = 45^\circ$ (Abbildung 24) wird der Zusammenhang beobachtet, dass für Proben ohne Aufsatz ($H = 0 \text{ mm}$) ab einem Aufsatzdurchmesser $D = 20 \text{ mm}$

erstmalig β -Phase erkennbar wird, der mit $3,9 \pm 2 \%$ vergleichbar mit dem β -Phasenanteil der Probe mit $\delta = 30^\circ$ bei $4,1 \pm 2 \%$ ist. Bei Vergrößerung der Aufsatzhöhe auf $H = 10 \text{ mm}$ wird wie bei $\delta = 30^\circ$ auch für $\delta = 45^\circ$ ein Anstieg der β -Phase bei Proben mit $D = 15 \text{ mm}$ bzw. 20 mm beobachtet, der ebenfalls mit weiter zunehmendem $H = 20 \text{ mm}$ nicht weiter ansteigt. Bei $\delta = 45^\circ$ werden für jede Probengeometrie höhere β -Phasenanteile beobachtet als bei $\delta = 30^\circ$, wobei der Unterschied bei Probe C21 mit $D = 15 \text{ mm}$ und $H = 10 \text{ mm}$ am größten ausgeprägt ist mit einer annähernden Verdreifung auf $8,4 \pm 2 \%$ bei $\delta = 45^\circ$ i.V. zu $2,9 \pm 2 \%$ bei $\delta = 30^\circ$.

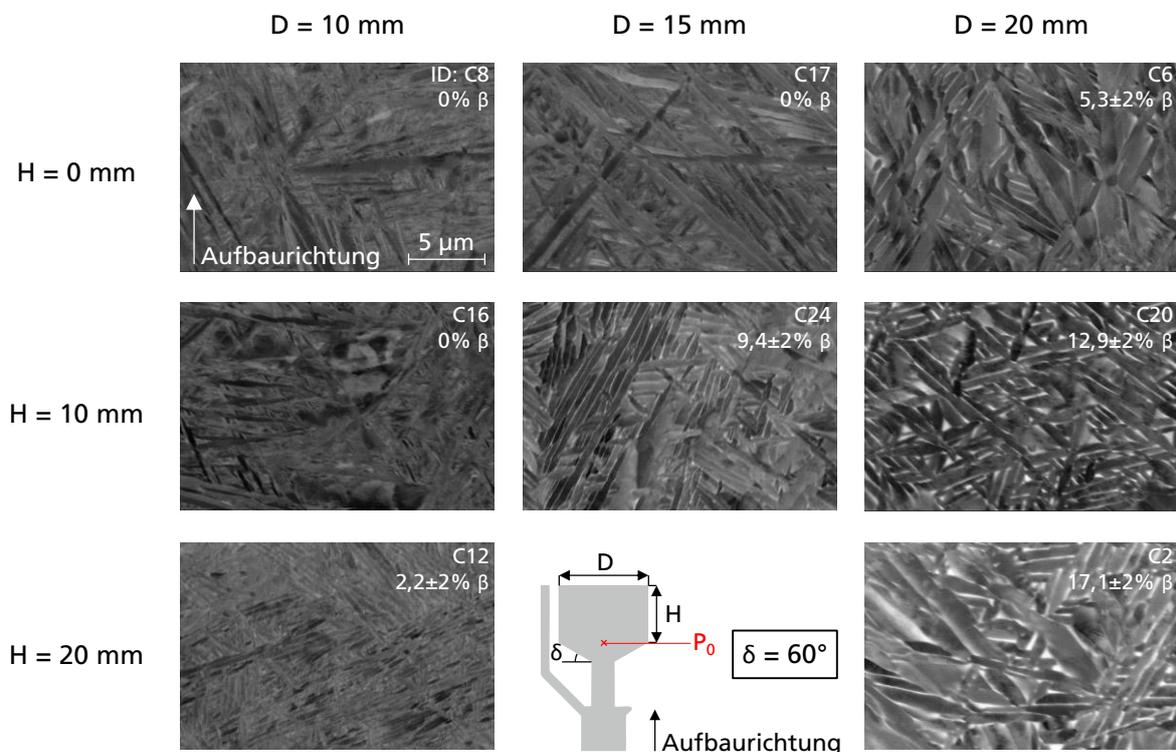


Abbildung 25 Mikrostrukturaufnahmen am Untersuchungspunkt P_0 bei variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H sowie konstantem Überhangwinkel $\delta = 60^\circ$, Aufnahme mittels REM in BSE-Modus an polierter Probenoberfläche, Aufgeführter β -Phasenanteil der Proben-ID in rechter oberer Bild-Ecke bestimmt an jeweils gleicher Position in 5.000-facher Vergrößerung, Aufnahmen in 10.000-facher Vergrößerung dargestellt

Im Gegensatz zu kleineren Überhangwinkeln wird bei $\delta = 60^\circ$ (Abbildung 25) bereits beim kleinsten untersuchten Aufsatzdurchmesser von $D = 10 \text{ mm}$ bei einer Aufsatzhöhe $H = 20 \text{ mm}$

ein β -Phasenanteil größer 0 identifiziert. Analog dazu wird auch beim Aufsatzdurchmesser von $D = 20$ mm eine Erhöhung der β -Phase zwischen $H = 10$ mm und 20 mm beobachtet.

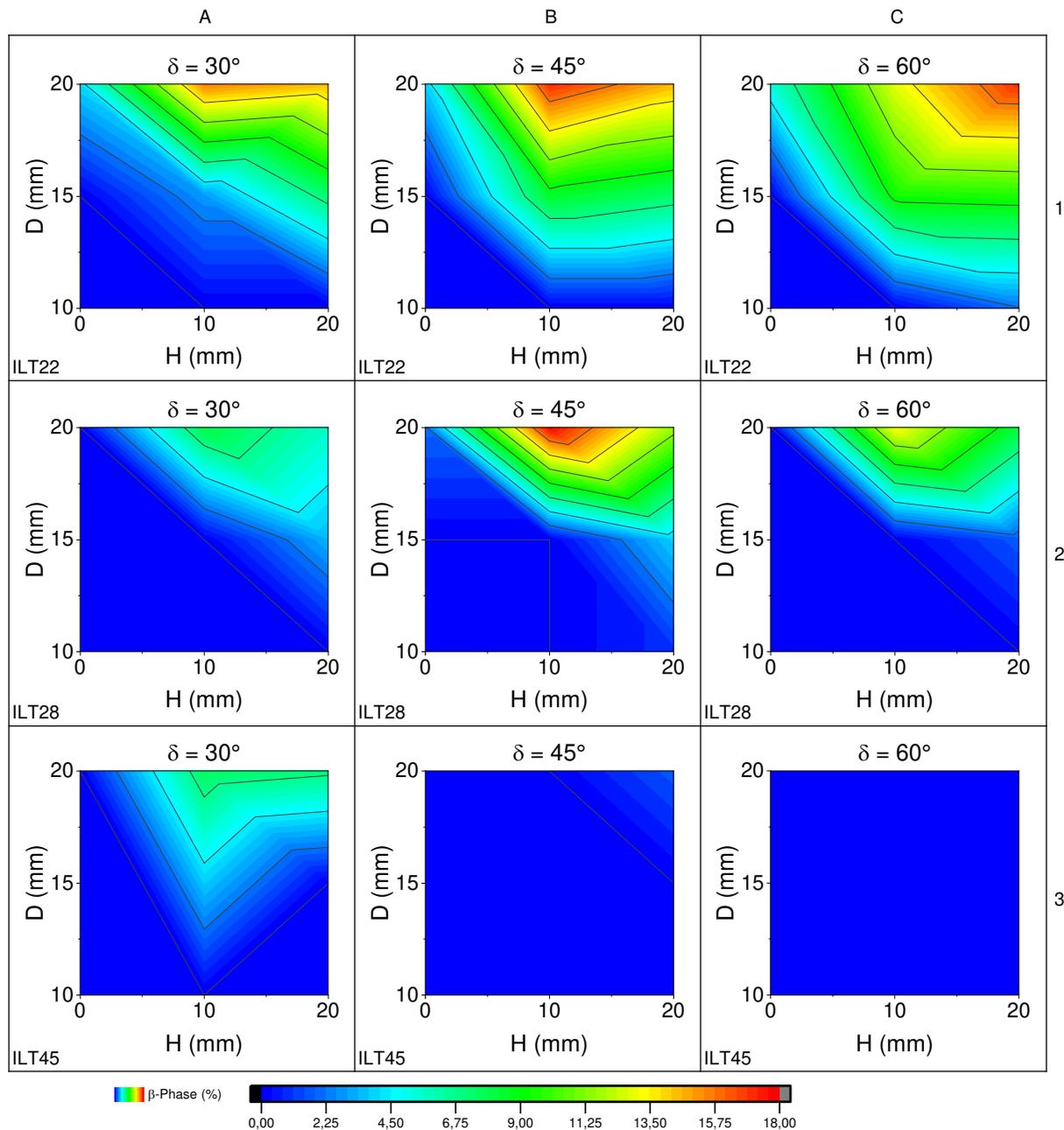


Abbildung 26 Abhängigkeit des β -Phasenanteils von den geometrischen Parametern Überhangwinkel δ , Aufsatzhöhe H und Aufsatzdurchmesser D bei variierten Schichtzwischenzeiten ILT22, ILT28 und ILT45

In den Konturdiagrammen in Abbildung 26 ist der mikroskopisch ermittelte β -Phasenanteil in % in Abhängigkeit der geometrischen Parameter D , H und δ aus Abbildung 22 für die untersuchten Schichtzwischenzeiten $t_i = 21,9$ s (ILT22), $t_i = 27,7$ s (ILT28) und $t_i = 44,6$ s (ILT45) dargestellt. Dabei ist pro Diagramm der Überhangwinkel δ konstant und der β -Phasenanteil in Abhängigkeit von D und H dargestellt. Die Farbskala des β -Phasenanteils ist für alle Diagramme in Abbildung 26 im Bereich von 0% bis 18% festgelegt.

In Abbildung 26 ist erkennbar, dass im Allgemeinen größere β -Phasenanteile bei kleineren Schichtzwischenzeiten vorhanden sind. Bei der größten Schichtzwischenzeit ILT45 wird für alle Probengeometrien mit größtem Überhangwinkel $\delta = 60^\circ$ keine β -Phase beobachtet (Abbildung 26 - C3). Die insgesamt größten β -Phasenanteile liegen im Allgemeinen für die kleinste und mittlere Schichtzwischenzeit ILT22 und ILT28 jeweils bei mittlerem Überhangwinkel $\delta = 45^\circ$, mittlerer Aufsatzhöhe $H = 10$ mm und größtem Aufsatzdurchmesser $D = 20$ mm vor (Zelle B1, B2). Eine weitere Vergrößerung der Aufsatzhöhe auf $H = 20$ mm bei gleichbleibendem δ und D erhöht den β -Phasenanteil für die meisten Fälle nicht. Eine Ausnahme bilden hier die ILT22 Proben mit $\delta = 60^\circ$ (C1), bei denen das Maximum des β -Phasenanteils bei $H = 20$ mm beobachtet wird. Bei den Proben mit größter Schichtzwischenzeit ILT45 wird das Maximum bei kleinstem Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$ beobachtet. Für alle Schichtzwischenzeiten wird festgestellt, dass der β -Phasenanteil proportional zum Aufsatzdurchmesser D ist. Außerdem gilt allgemein, dass bei Proben mit einem vorhandenen Aufsatz ($H > 0$) stets höhere β -Phasengehalte vorliegen als bei der jeweiligen Probe mit gleichem D , δ und Schichtzwischenzeit t_i ohne Aufsatz ($H = 0$).

Bei den Proben mit der kleinsten Schichtzwischenzeit ILT22 wird festgestellt, dass keine β -Phase vorliegt für Proben mit $D \leq 15$ mm und $H = 0$ mm sowie für Proben mit $H \leq 10$ mm und $D = 10$ mm. Ein im Rahmen der Untersuchungen festgestellter mittlerer Wert des β -Phasenanteils von 9 ± 2 %, sowie das erstmalige Auftreten der β -Phase liegen bei ILT22 näherungsweise mit zunehmendem δ bereits bei kleineren Aufsatzhöhen H und -durchmessern D vor. In diesem Zusammenhang ist erkennbar, dass für kleinere β -Phasenanteile < 9 % der β -Phasenanteil proportional zu δ ist.

5.1.3 Einfluss der Untersuchungsposition

Um den Einfluss der Untersuchungsposition zu bewerten wurden die in Abbildung 27 dargestellten Proben an den markierten Untersuchungspunkten P_u , P_0 und P_{ref} untersucht. P_u markiert das Ende des unteren zylindrischen Bereichs und den Beginn des Kegelstumpfs mit entsprechendem δ , wonach eine kontinuierliche Erhöhung der Schichtfläche bis Erreichen von P_0 bei einem kreisförmigen Querschnitt mit dem Aufsatzdurchmesser D erfolgt. P_{ref} markiert die oberste Stelle einer Probe, die lediglich bis zur Vollendung des dünneren zylindrischen Bereichs aufgebaut wird, um die Referenz-Mikrostruktur zu untersuchen, die vorliegt, wenn kein nachfolgendes Probenvolumen aufgebaut wird. In Abbildung 27 sind die an den Untersuchungspunkten mikroskopisch gemessenen β -Phasenanteile der untersuchten Probengeometrien dargestellt.

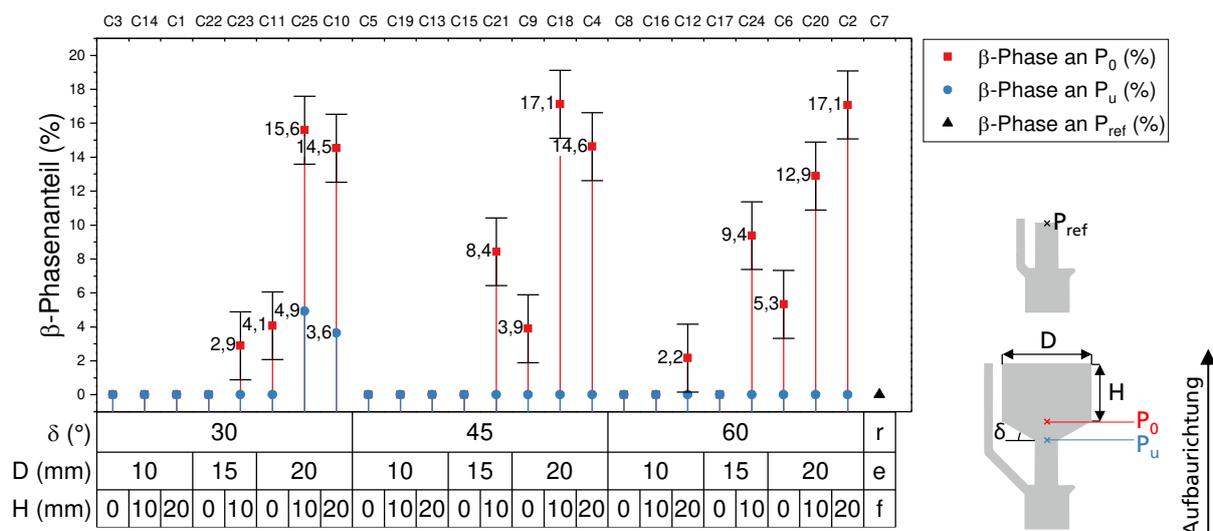


Abbildung 27 β -Phasenanteil an Untersuchungspunkten P_0 (rot), P_u (blau) und P_{ref} (schwarz) bei Variation der geometrischen Parameter D , H und δ , Fehlerangabe β -Phasenanteil gemäß 4.3.4

Die Ergebnisse in Abbildung 27 zeigen erstens, dass bei P_{ref} keine β -Phase nachweisbar ist. An Stelle P_u wurde die β -Phase nur nachgewiesen bei den Proben C25 und C10 mit kleinstem Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$, größtem Aufsatzdurchmesser $D = 20$ mm und vorhandenem Aufsatz ($H \geq 10$ mm). Dabei ist auffällig, dass für die Überhangwinkel $\delta = 45^\circ / 60^\circ$ mit jeweils gleichen

H und D trotz an Punkt P_0 vorliegenden vergleichbar hohen β -Phasenanteilen kein β an P_u auftritt. In den zwei Fällen, bei denen an Stelle P_u bereits β -Phase existent ist wird an Stelle P_0 ein mehr als dreifach höherer β -Gehalt gemessen, der größer als der gemessene β -Phasenanteil von 80% aller anderen Probengeometrien ist.

5.1.4 Einfluss unmittelbar nachfolgender Schichten

Aufgrund der Erkenntnis aus 5.1.2 und 5.1.3, dass bereits bei kleinster untersuchter Aufsatzhöhe von $H = 10 \text{ mm}$ des nachfolgend aufgebauten Volumens der maximale β -Phasenanteil vorliegt wird im Folgenden der unmittelbar angrenzende Bereich der Folgeschichten in kleinerer Schrittweite untersucht. Im Einzelnen werden Proben gemäß geometrischer Definition aus Abbildung 22 mit den in Abbildung 28-c aufgeführten geometrischen Parametern am Punkt P_0 untersucht (Abbildung 28-a), wobei die in 5.1.2 und 5.1.3 untersuchten Proben C9, C18 und C4 mit der Aufsatzhöhe von 0 mm , 10 mm und 20 mm ebenfalls berücksichtigt werden. Für alle Proben beträgt der Überhangwinkel $\delta = 45^\circ$ und der Aufsatzdurchmesser $D = 20 \text{ mm}$. Abbildung 28-b zeigt schematisch eine beispielhafte Probe mit einem Aufsatz von drei Folgeschichten oberhalb P_0 ($n_{FS} = 3$) und einem daraus resultierenden Aufsatzdurchmesser von $H = 0,18 \text{ mm}$ (Schichtdicke $D_S = 0,06 \text{ mm}$).

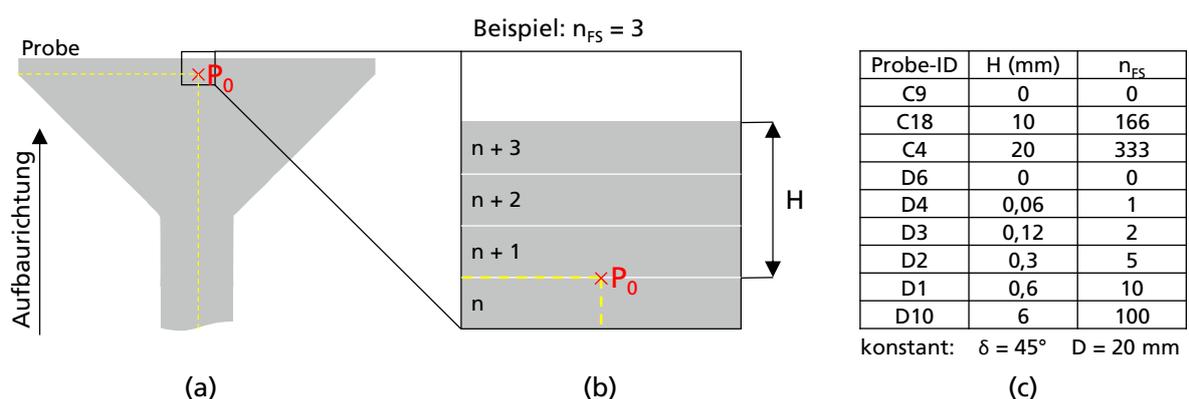


Abbildung 28 Schematische Darstellung der Probengeometrie zur Untersuchung unmittelbar nachfolgender Schichten (a) inkl. Detailansicht mit beispielhafter Abfolge von drei Folgeschichten oberhalb P_0 (b) sowie Auflistung der Geometrievarianten mit variabler Anzahl der Folgeschichten n_{FS} (c)

Zur Quantifizierung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur wurde im Folgenden der β -Phasenanteil sowie die α -Lamellenbreite untersucht, die jeweils in Abbildung 29 in Abhängigkeit zur Aufsatzhöhe H dargestellt sind. Dabei ist in Abbildung 29-a der gesamte Untersuchungsbereich der Aufsatzhöhe von $H = 0 \text{ mm}$ bis $H = 20 \text{ mm}$ dargestellt, wohingegen Abbildung 29-b den Untersuchungsbereich der unmittelbar nachfolgenden Schichten bis zu einer Aufsatzhöhe von $H = 600 \text{ }\mu\text{m}$ zeigt. Die obere horizontale Achsenbeschriftung in Abbildung 29-b stellt die Zuordnung zur Proben-ID mit den jeweiligen geometrischen Parametern gemäß Abbildung 28-c dar. Die Datenpunkte der gemessenen α -Lamellenbreite sind einzeln und als Boxplot-Diagramm dargestellt (schwarz), wobei der Boxinhalt den Bereich von 25% - 75% der Messwerte repräsentiert. Der Verlauf des Medianwertes ist ebenfalls dargestellt. Datengrundlage der α -Lamellenbreite sind jeweils 10 manuell durchgeführte Messungen der REM-Mikrostrukturaufnahmen im BSE-Modus. Die β -Phasenanteile sind als rote Datenpunkte aufgetragen mit einer Fehlerabschätzung von 2% gemäß 4.3.4.

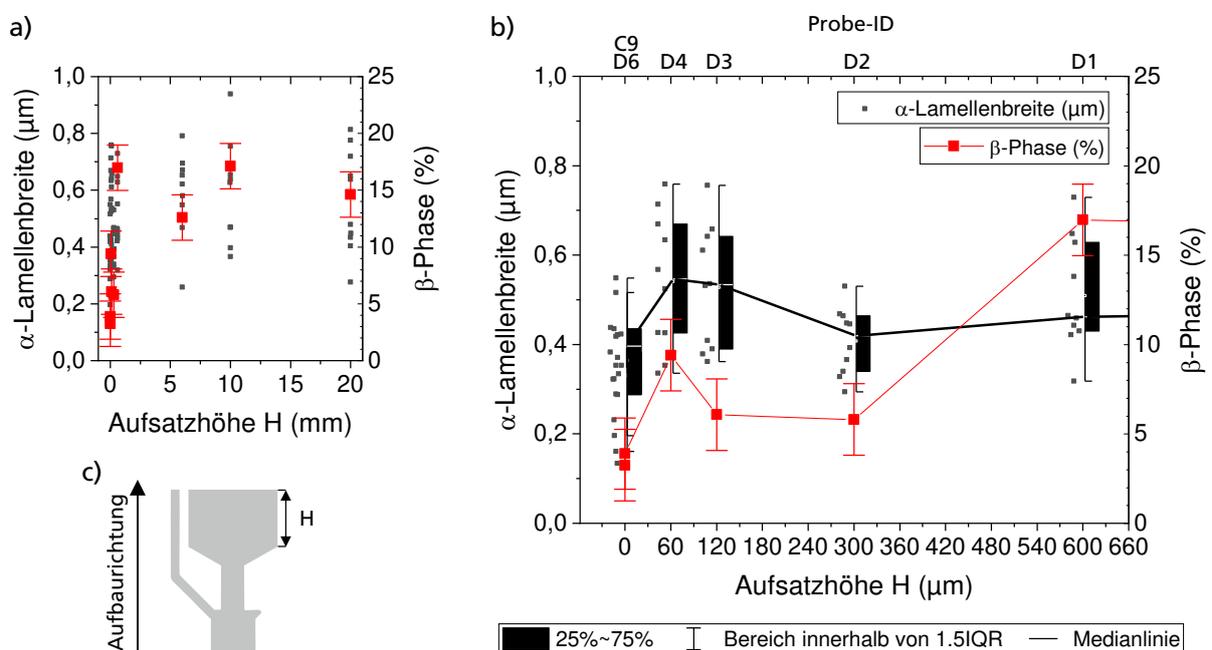


Abbildung 29 α -Lamellenbreite (schwarz) und β -Phasenanteil (rot) für Probengeometrien mit variiertem Aufsatzdurchmesser H im Bereich 0 – 20 mm (a) bzw. 0 – 600 μm (b); Schematische Darstellung der Probengeometrie (c); Fehler β -Phasenanteil in (a) und (b) gemäß 4.3.4

In Abbildung 29-b ist der Trend erkennbar, dass für unmittelbar nachfolgende Schichten der Medianwert der α -Lammellenbreite und der β -Phasenanteil bereichsweise qualitativ korrelieren. Ohne oberhalb von P_0 aufgebrauchte Folgeschichten ($H = 0$) werden jeweils die Minimalwerte erreicht. Der Median der α -Lammellenbreite und der β -Phasenanteil beider geometrisch identischen Proben C9 und D6 zeigen dabei eine hohe Übereinstimmung. Bei Vorhandensein einer Folgeschicht ($H = 60 \mu\text{m}$) steigen beide Kennwerte synchron auf ein erstes lokales Maximum an und fallen anschließend bis zur Aufsatzhöhe $H = 300 \mu\text{m}$ wieder ab. Der β -Phasenanteil steigt dabei auf $9,4 \pm 2 \%$ und fällt auf $6,1 \pm 2 \%$ zurück. Die Ausprägung dieses lokalen Maximums der β -Phase ist nur geringfügig größer als der in 4.3.4 angenommene Messfehler von 2% , sodass nicht auszuschließen ist, dass der Anstieg Resultat der Messungenauigkeit ist. Der folgende Abfall der α -Lammellenbreite ist im Vergleich zum Verlauf des β -Phasenanteils verzögert. Im weiteren Verlauf steigen α -Lammellenbreite und β -Phasenanteil wieder an, wobei die Änderung zu größeren Werten erneut bei der β -Phase schneller als bei der α -Lammellenbreite erfolgt. Für $H > 600 \mu\text{m}$ pendelt sich der Medianwert der α -Lammellenbreite im Bereich zwischen $0,4 \mu\text{m}$ und $0,6 \mu\text{m}$ ein, die β -Phase verläuft nachfolgend im Bereich zwischen $12 \pm 2 \%$ und $17 \pm 2 \%$ (Abbildung 29-a).

5.2 Geometrieinfluss auf die mechanischen Eigenschaften

Um eine erste Abschätzung für den Geometrieinfluss auf die mechanischen Eigenschaften zu erhalten wurden exemplarisch die Zugfestigkeit sowie die Ermüdungslebensdauer von Proben mit variiertem Geometrie untersucht. Dabei wurde überprüft, ob die in 5.1 identifizierten geometrieabhängigen Unterschiede der Mikrostruktur auch einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben und somit für reale Bauteilanwendungen von Bedeutung sind.

5.2.1 Einfluss auf die Zugfestigkeit

Zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die statischen mechanischen Eigenschaften wurden Zugversuche durchgeführt an Proben, die mit den geometrischen Parametern gemäß Abbildung 14 hergestellt wurden. Dabei wurden zwei geometrische Probenkategorien mittels LPBF gefertigt, Geo-a – Geo-r mit kleinem unterem Durchmesser d , Überhangwinkel δ und größerem oberem Durchmesser D sowie die Proben Geo-s – Geo-u mit identischem kleinem

unteren Durchmesser d jedoch stetigem Übergang auf den oberen Durchmesser D . Die Prüfgeometrie wurde gemäß Abbildung 14 aus den LPBF-Rohlingen extrahiert und ist für alle Probengeometrien identisch. Der Prüfdurchmesser ist am Untersuchungspunkt P_t am kleinsten und beträgt 3 mm, sodass aufgrund der maximalen Normalspannung für alle Probenvarianten an dieser Stelle die mechanische Prüfung der jeweils vorliegenden Mikrostruktur erfolgt.

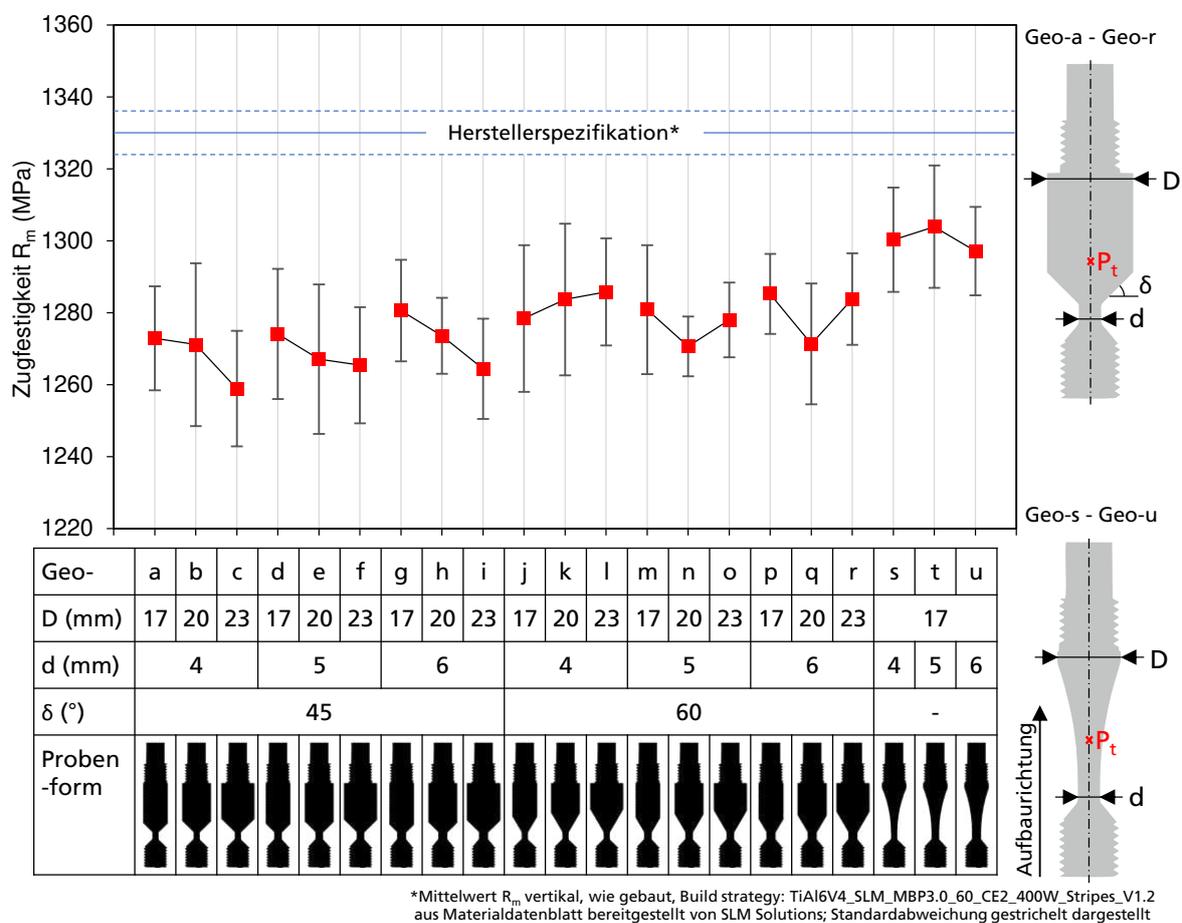


Abbildung 30 Zugfestigkeit R_m für Probengeometrien Geo-a – Geo-u bei variierten geometrischen Parametern; Herstellerspezifikation als Mittelwert (blaue Linie) mit Standardabweichung (blaue unterbrochene Linie) dargestellt

In Abbildung 30 sind die Mittelwerte und Standardabweichungen der Zugfestigkeit R_m von jeweils sechs Proben für die verschiedenen Geometrievarianten dargestellt. Die durch die Belichtungsfläche der jeweiligen Schichten vorgegebene Schichtzwischenzeit lag im Bereich des

Prüfbereichs mit einer Beschichtungszeit von 8,39 s im Bereich von $t_i = 75 \text{ s} \dots 90 \text{ s}$ (Anhang 11) und damit oberhalb der in 5.1 angewandten Schichtzwischenzeiten zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur. In Abbildung 30 ist weiterhin erkennbar, dass die Proben mit in Aufbaurichtung schneller ansteigender Belichtungsfläche (Geo-a – Geo-r) insgesamt zu geringeren Zugfestigkeiten R_m führen als die Proben mit verzögertem Flächenanstieg (Geo-s – Geo-u). Weitere Auffälligkeiten können nicht identifiziert werden, weil die lokalen Unterschiede im Bereich des Messfehlers liegen. Im Vergleich mit der Spezifikation des Anlagenherstellers SLM Solutions werden bei Verwendung des identischen LPBF-Parametersatzes insgesamt niedrigere Zugfestigkeiten erreicht.

5.2.2 Einfluss auf die Ermüdungslebensdauer

In Abbildung 31-a sind die untersuchten Probengeometrien Geo-A und Geo-B mit den in 5.1.1 dokumentierten Mikrostrukturen am Untersuchungspunkt P_m dargestellt. Abbildung 31-b zeigt die Anzahl der Bruchlastspiele für die gemäß 4.4.2 untersuchten Maximalspannungsniveaus im Bereich von $\sigma_{\max} = 500 - 900 \text{ MPa}$ bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$.

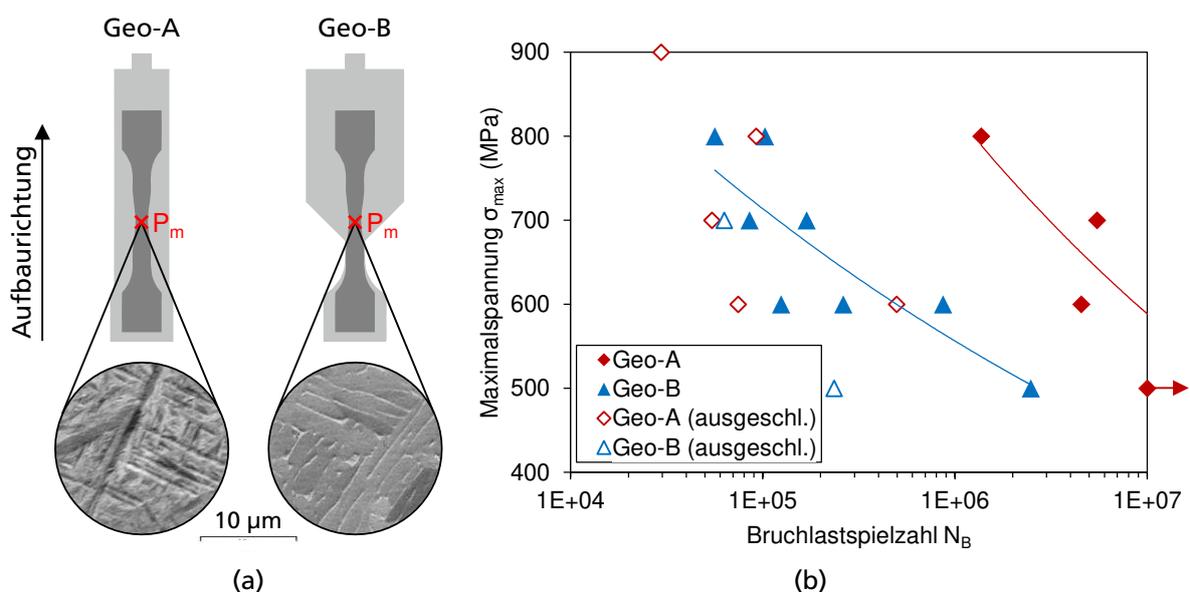


Abbildung 31 Probengeometrien Geo-A und Geo-B mit resultierenden Mikrostruktur an Untersuchungspunkt P_m (a), Maximalspannung in Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl zur Bewertung der Lebensdauer der Probengeometrien Geo-A und Geo-B (b)

In Abbildung 31-b sind vereinzelt Datenpunkte von der Generierung der Wöhlerlinie ausgeschlossen (transparente Füllung). Bei diesen Proben wurden sphärische Poren in der Bruchflächenuntersuchung an der Stelle der Rissinitiierung identifiziert (exemplarisches Beispiel in Abbildung 32-a). Daraus wurde geschlossen, dass für diese Fälle nicht die geometrieabhängige Mikrostruktur mit entsprechender Phasenverteilung geprüft wurde (wie bspw. in Abbildung 32-b), sodass die jeweilige Probe zur Bewertung der Lebensdauer ausgeschlossen wurde. In Abbildung 31-b ist erkennbar, dass Geo-A bei gleicher Maximalspannung signifikant höhere Bruchlastspielzahlen erzielt als Geo-B. Ein Einfluss thermisch induzierter Eigenspannungen auf die Ermüdungslebensdauer wird hier nicht als dominierender Faktor bewertet, da bei geometriebedingter Erhöhung des β -Phasenanteils im Allgemeinen reduzierte Eigenspannungen auftreten [9] was zu einer Verbesserung der Ermüdungslebensdauer führen würde und damit im Gegensatz zur reduzierten Lebensdauer von Geo-B steht. Die maximale Versuchsdauer von 10 Mio. Lastwechseln wurde nur bei Geo-A mit geringster Maximalspannung von 500 MPa erreicht. Weiterhin wurden mehr als doppelt so viele Proben von Geo-A als von Geo-B aufgrund von Poren als Rissinitiierung von der Auswertung ausgeschlossen.

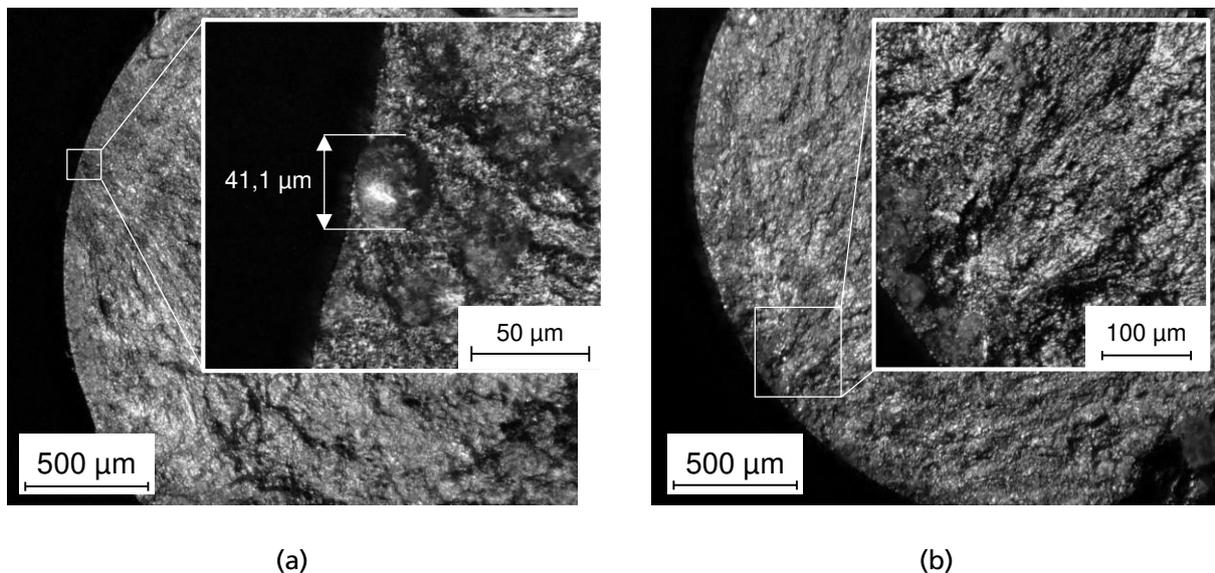


Abbildung 32 Lichtmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen einer Probe mit sphärischer Pore als Rissinitiierung (a) im Vergleich zur Bruchfläche einer Probe mit Rissinitiierung im massiven Volumenbereich (b)

Zusammenfassend wird festgestellt, dass die Geometrie sowohl einen Einfluss auf die statischen als auch auf die dynamischen mechanischen Eigenschaften von additiv mittels LPBF gefertigten Probekörpern aus Ti-6Al-4V aufweist. Proben mit in Aufbaurichtung schneller ansteigender Belichtungsflächen führen im Rahmen der Untersuchungen zu geringeren Zugfestigkeiten und einer reduzierten Ermüdungslebensdauer. Einschränkend muss festgehalten werden, dass die vorliegenden Untersuchungen aufgrund ihres stichprobenartigen Charakters lediglich zur qualitativen Charakterisierung geeignet sind. Zur quantitativen Untersuchung des Geometrieinflusses auf die mechanischen Eigenschaften sind umfangreichere nachfolgende Untersuchungen notwendig.

5.3 Simulation der thermischen Historie im LPBF-Prozess

5.3.1 Element- und Zeitschrittgröße

Die thermischen Simulationen des LPBF-Prozesses in der vorliegenden Arbeit wurden gemäß 4.5 nach dem Super-Layer-Ansatz durchgeführt, d.h. mehrere im LPBF-Prozess aufgebaute Schichten werden zu simulierten Schichten (Super-Layer) zusammengefasst. Die Höhe dieser Super-Layer bestimmt die Elementgröße der verwendeten kubischen Hexaeder und damit maßgeblich die Simulationsgenauigkeit und -dauer. Eine kleinere Elementgröße erfordert eine größere Elementanzahl, deren Berechnung mehr Zeit beansprucht aber eine feinere Ergebnisauflösung bietet. Zur Ermittlung einer hinreichend kleinen Elementgröße im Sinne einer effizienten Simulation wurde beginnend bei einer 10-fachen Super-Layer-Dicke (Elementgröße 0,6 mm bei LPBF-Schichtdicke $D_S = 0,06$ mm) die thermische Historie zweier repräsentativer Proben Geo-i und Geo-s simuliert und am Untersuchungspunkt P_t ausgewertet (Abbildung 33-a). Der Verlauf der thermischen Historien bei P_t (Abbildung 33-b) unterscheidet sich zwischen den untersuchten Geometrien deutlich. Während bei Geo-i (blau) ein sekundäres Temperaturmaximum von $T_{\text{sekMax}} \approx 600^\circ\text{C}$ bei $t_{\text{sekMax}} \approx 6.000$ s vorliegt steigt die Temperatur im zeitlichen Verlauf bei Geo-s langsamer und erreicht erst bei $t_{\text{sekMax}} \approx 11.000$ s ein betragsmäßig weniger als halb so großes sekundäres Maximum von $T_{\text{sekMax}} \approx 260^\circ\text{C}$.

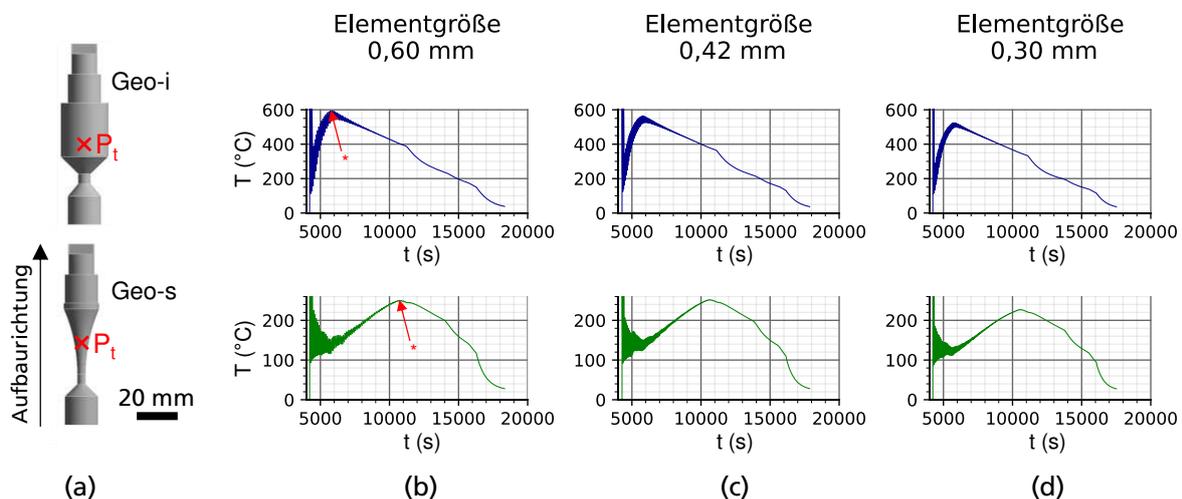


Abbildung 33 Simulierte thermische Historien der repräsentativen Probengeometrien Geo-i und Geo-s (a) bei Elementgröße von 0,6 mm (b), 0,42 mm (c) und 0,3 mm (d); „*“ markiert Zeitpunkt t_{sekMax} des sekundären Temperaturmaximums T_{sekMax} und dient als diskrete Bewertungsgröße

Die Verkleinerung der Elementgröße von 0,6 mm auf 0,42 mm und weiter auf 0,3 mm ändert den Zeitpunkt des sekundären Maximums t_{sekMax} (mit „*“ markiert) nicht signifikant, die Temperatur T_{sekMax} nimmt mit fallender Elementgröße jedoch geringfügig ab. Der qualitative Verlauf der Kurven bleibt für alle untersuchten Elementgrößen unverändert. Die Unterschiede durch Reduzierung der Elementgröße sind deutlich geringer als die Unterschiede zwischen den Geometrievarianten Geo-i und Geo-s.

Abbildung 34 zeigt für Geo-i und Geo-s die Differenz der Temperatur des sekundären Maximums ΔT_{sekMax} bei Verkleinerung der Elementgröße gemäß der Stufen 0,6 mm, 0,42 mm, 0,3 mm und 0,24 mm. Die Differenz ist mit Ausnahme der Elementverkleinerung 0,6 mm \rightarrow 0,42 mm bei Geo-s stets negativ und beträgt bei Geo-i ca. 5 % für jede Stufe. Bei Geo-s wird zunächst eine positive Differenz der sekundären Maxima beobachtet, die mit 0,6 % jedoch vernachlässigbar gering ist. In den folgenden Iterationen werden betragsmäßig deutlich größere negative Differenzen festgestellt. Eine Konvergenz von ΔT_{sekMax} kann für die betrachteten Iterationen der Elementverkleinerung weder für Geo-i noch für Geo-s beobachtet werden.

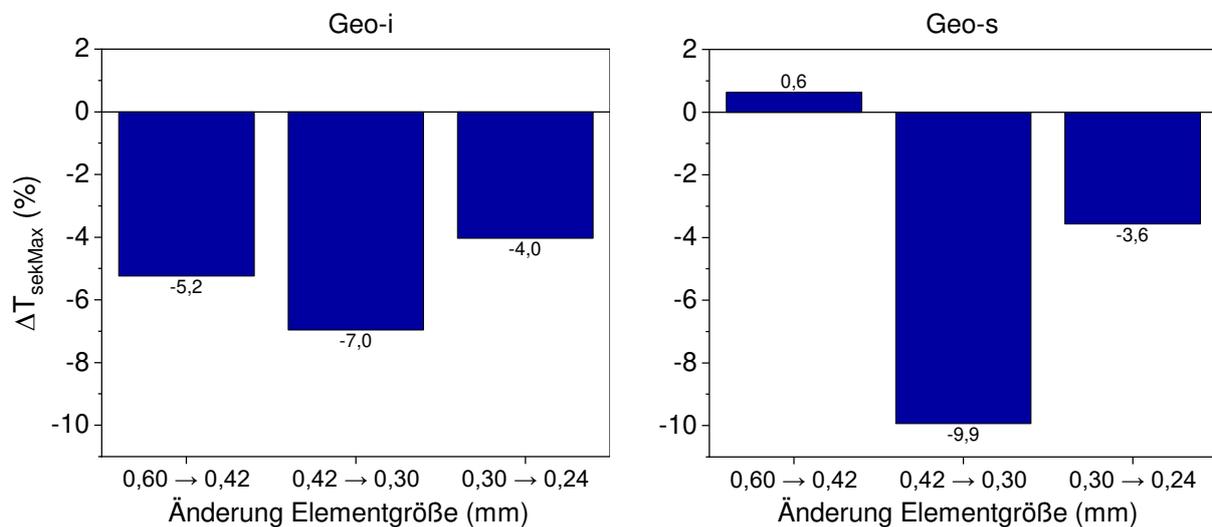


Abbildung 34 Änderungsraten der Differenz der Temperatur des sekundären Maximums ΔT_{sekMax} bei Verkleinerung der Elementgröße für Geo-i und Geo-s

Für die untersuchten Elementgrößen wurden jeweils der benötigte Speicherplatz sowie die Simulationsdauer aufgezeichnet, welche in Abbildung 35 dargestellt sind.

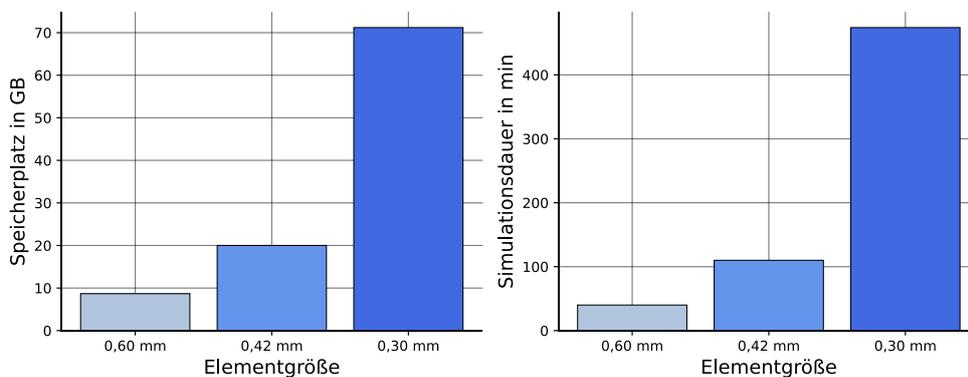


Abbildung 35 Speicherplatzbedarf und notwendige Simulationsdauer für die Elementgrößen 0,6 mm, 0,42 mm und 0,3 mm

Sowohl der Speicherplatzbedarf als auch die Simulationsdauer steigen mit kleinerer Elementgröße exponentiell an. Für eine Elementgröße von 0,3 mm wird für die Simulation der beiden Probekörper Geo-i und Geo-s ein Speicherplatzbedarf von über 70 GB benötigt, was eine Steigerung auf mehr als das Siebenfache des benötigten Speicherplatzes bei einer Elementgröße

von 0,6 mm darstellt. Die Simulationsdauer steigt bei Verkleinerung der Elementgröße noch stärker an und beträgt bei 0,3 mm mehr als das Zehnfache der Simulationsdauer im Vergleich zu 0,6 mm Elementgröße.

Gemäß 4.5.1 werden die aufgebrachten Elementschichten von der Schmelztemperatur in einer definierten Anzahl von Zwischenschritten abgekühlt bis die folgende Elementschicht aufgebracht wird. Der Einfluss der Anzahl der Zwischenschritte ist im Folgenden dargestellt. In Abbildung 36 sind die thermischen Historien für Geo-i und Geo-s bei Verwendung von 2, 5 und 10 Zwischenschritten dargestellt. Dabei fällt bei beiden Geometrien auf, dass das Streuband der Temperaturen bei 2 Zwischenschritten deutlich kleiner als bei 5 und 10 Zwischenschritten ist. Insbesondere der Anfangsbereich nach Abkühlen von Schmelztemperatur wird bei 2 Zwischenschritten weniger genau abgebildet. Der Unterschied zwischen 5 und 10 Zwischenschritten ist weitaus geringer ausgeprägt.

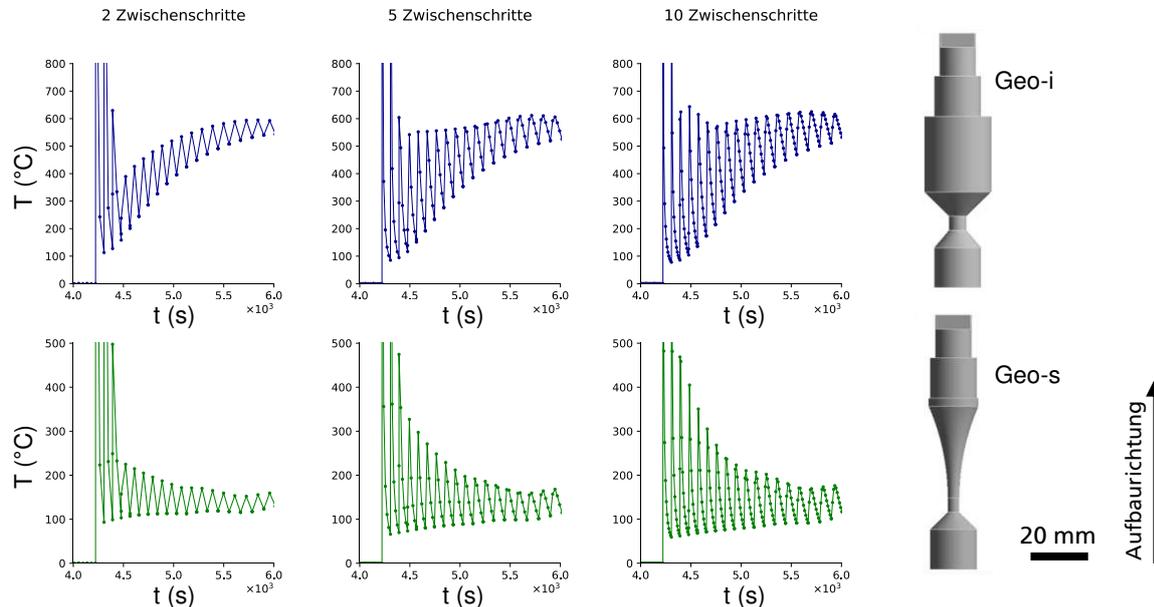


Abbildung 36 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien Geo-i und Geo-s bei Verwendung von 2, 5 bzw. 10 Zwischenschritten im Zeitraum zwischen Abkühlung von Schmelztemperatur bis Aufbringen der folgenden Super-Layer

Auf Basis der vorangegangenen Erkenntnisse kann zusammenfassend festgestellt werden, dass eine Verkleinerung der Elementgröße 0,6 mm zu einer deutlichen Steigerung des

Simulationsaufwands sowie einer Verringerung der Temperatur des sekundären Maximums führt. Die Geometrieunterschiede sind jedoch bei 0,6 mm bereits deutlich erkennbar und ausreichend genau abgebildet. Eine Verwendung von 5 Zwischenschritten stellt das Streuband der thermischen Historie genauer dar, weitere Zwischenschritte erhöhen die Genauigkeit jedoch nicht maßgeblich. Auf Basis dieser Ergebnisse wurde für alle thermischen Simulationen dieser Arbeit eine Elementgröße von 0,6 mm mit 5 Zwischenschritten ausgewählt.

5.3.2 Simulation der thermischen Historie variiert Probengeometrien

Der LPBF-Prozess der Probengeometrien gemäß Abbildung 13 wurde wie in 4.5.1 beschrieben thermisch simuliert. Abbildung 37 zeigt exemplarisch die thermische Historie der Probengeometrie C2 an Untersuchungspunkt P_0 vom Zeitpunkt der Entstehung $t = 0$ bis $t = 6500$ s mit Überhangwinkel $\delta = 60^\circ$, Aufsatzhöhe $H = 20$ mm und Aufsatzdurchmesser $D = 20$ mm. Gemäß des Super-Layer-Ansatzes wurden 10 reale Schichten im LPBF-Prozess zu einer Super-Layer zusammengefasst. Im Folgenden genannten „Schichten“ sind stets als Super-Layer zu verstehen.

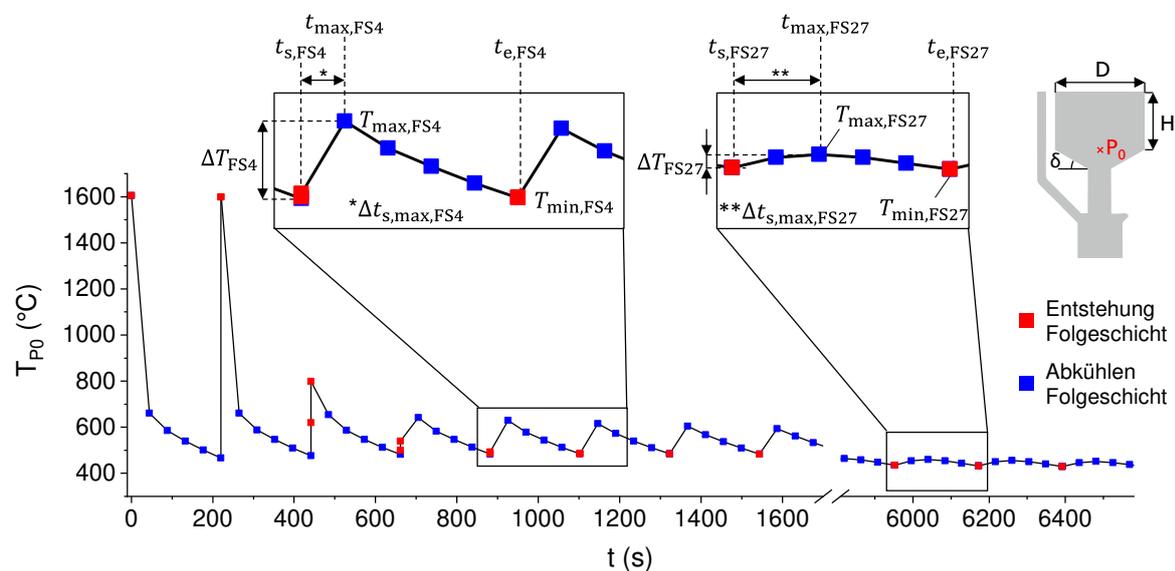


Abbildung 37 Exemplarische simulierte thermische Historie von Probe C2 mit $\delta = 60^\circ$, $H = 20$ mm und $D = 20$ mm mit für Folgeschicht 4 (FS4) und Folgeschicht 27 (FS27) gekennzeichneten Temperaturmaxima $T_{\max,FS4}$ bzw. $T_{\max,FS27}$ und Temperaturminima $T_{\min,FS4}$ bzw. $T_{\min,FS27}$ mit Temperaturamplitude ΔT_{FS4} bzw. ΔT_{FS27} sowie Zeitpunkten der Entstehung $t_{s,FS4}$ bzw. $t_{s,FS27}$ und Ende der FS $t_{e,FS4}$ bzw. $t_{e,FS27}$ sowie Zeitpunkt des Temperaturmaximums $t_{\max,FS4}$ bzw. $t_{\max,FS27}$ mit zeitlichem Versatz zur Entstehung der FS $\Delta t_{s,\max,FS4}$ bzw. $\Delta t_{s,\max,FS27}$

Der Verlauf der Temperatur T_{P_0} am Untersuchungspunkt P_0 beginnt bei Schmelztemperatur T_S (überlagerter erster und zweiter roter Datenpunkt gemäß 2 Zwischenschritten für den Aufheizvorgang) und folgt dann einer Abkühlkurve mit 5 Datenpunkten (gemäß 5 Zwischenschritten nach 5.3.1), die in Abbildung 37 blau dargestellt sind. Nachfolgend steigt T_{P_0} für zwei Lastschritte erneut auf T_S bei Aufbringung der nachfolgenden Schicht, gefolgt von 5 Datenpunkten der Abkühlkurve. Danach führt die Entstehung einer weiteren Schicht oberhalb von P_0 zu einer sichtbaren Trennung der zwei roten Datenpunkte und steigt im zweiten Datenpunkt des Aufheizvorgangs aus der Folgeschicht auf ca. $T = 800^\circ\text{C}$. Nach einer Abkühlphase ist erstmalig erkennbar, dass das nächste lokale Maximum der dritten Folgeschicht $T_{\max,FS3}$ zeitlich versetzt nach Entstehung der Folgeschicht $t_{s,FS3}$ zum Zeitpunkt des bereits stattfindenden Abkühlvorgang (blau) vorliegt. Dieser Trend setzt sich fort, sodass allgemein formuliert durch Entstehung der Folgeschicht n_{FS} die Maximaltemperatur $T_{\max,FSn}$ erst nach einem Versatz $\Delta t_{s,\max,FSn}$ erreicht wird. Für große zeitliche Abstände nachfolgender Schichten, wie exemplarisch in Folgeschicht FS27 in Abbildung 37 vergrößert sich im Vergleich zu bspw. FS4 der zeitliche Versatz $\Delta t_{s,\max,FS27}$ zwischen Entstehungszeitpunkt dieser Folgeschicht $t_{s,FS27}$ und Zeitpunkt des lokalen Maximums $t_{\max,FS27}$ und die Temperaturamplitude $\Delta T_{FS27} = 27,5^\circ\text{C}$ ist im Vergleich zu FS4 mit $\Delta T_{FS4} = 142,8^\circ\text{C}$ um mehr als 80% reduziert. Dieser Trend setzt sich fort, sodass T_{P_0} durch Folgeschichten nicht mehr signifikant verändert wird, sondern ein nahezu konstantes Temperaturniveau gehalten wird, was im Beispiel der Probengeometrie in Abbildung 37 zwischen 400°C und 500°C lokalisiert ist.

Im Folgenden werden die thermischen Historien am Untersuchungspunkt P_0 für exemplarische Probenvarianten der kleinsten Schichtzwischenzeit von $t_i = 21,9\text{ s}$ aufgeführt, weil der Geometrieinfluss in diesem Fall am stärksten ausgeprägt ist. Für die folgenden Diagramme wurde zwecks Vergleichbarkeit nicht die an die Realität angelehnte Zeit im LPBF-Prozess aus der Simulation herangezogen, sondern die vergangene Zeit seit Entstehung von P_0 , weil P_0 aufgrund unterschiedlicher Höhen in Aufbaurichtung nicht für alle Proben zum gleichen Zeitpunkt entsteht. Abbildung 38-a zeigt die thermischen Historien an der Stelle P_0 der Probenvarianten C9, C18 und C4 mit konstantem Überhangwinkel $\delta = 45^\circ$, konstantem Aufsatzdurchmesser $D = 20\text{ mm}$ sowie variiertes Aufsatzhöhe $H = 0\text{ mm}|10\text{ mm}|20\text{ mm}$. In Abbildung 38-b sind die thermischen

Historien der Probenvarianten C13, C26 und C4 gegenübergestellt, bei denen der Aufsatzdurchmesser variiert wird gemäß $D = 10\text{ mm}|15\text{ mm}|20\text{ mm}$ bei konstantem $\delta = 45^\circ$ und $H = 20\text{ mm}$.

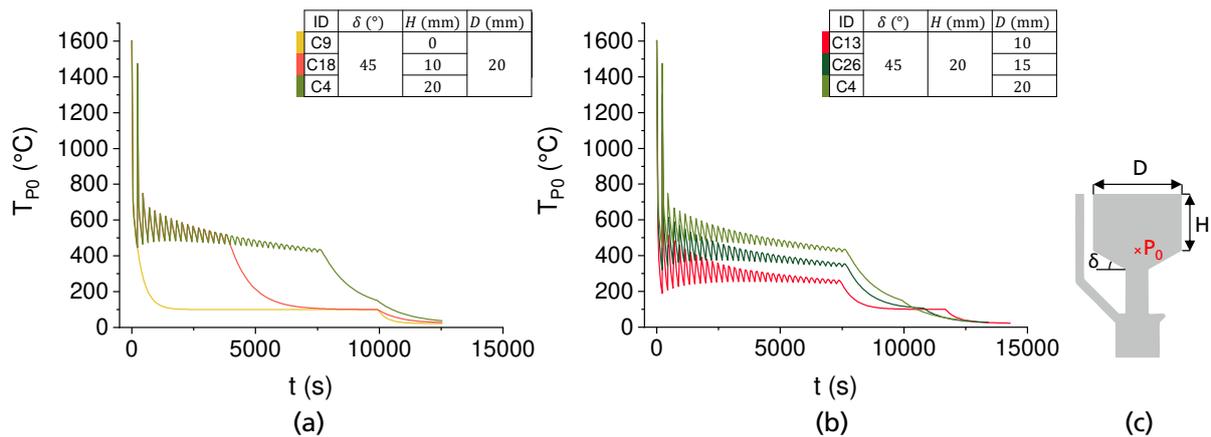


Abbildung 38 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien mit konstantem Überhangswinkel δ und Aufsatzdurchmesser D bei variiertem Aufsatzhöhe H (a) sowie konstantem δ und H bei variiertem D (b)

Im Abbildung 38-a ist erkennbar, dass Probengeometrie C4 mit der größten Aufsatzhöhe $H = 20\text{ mm}$ einen abklingenden Verlauf zeigt, der bei Entstehung der dritten Folgeschicht auf $T \approx 750^\circ\text{C}$ abfällt. Im weiteren Verlauf von C4 wird die Streuweite zwischen lokalen Minima und Maxima, induziert durch aufgebrauchte Folgeschichten, kleiner und bewegt sich in den letzten Lastschritten vor Erreichen der letzten Schicht der Probe bei $t = 7495,1\text{ s}$ im Bereich zwischen 420°C und 440°C . Nach Fertigstellung der Probe, wonach kein Eintrag thermischer Energie durch Laserstrahlung mehr stattfindet, sinkt T_{P_0} mit erhöhter Abkühlrate bis auf Raumtemperatur. Im Vergleich zu C4 folgt die thermische Historie von C9 und C18 mit reduzierter Aufsatzhöhe H bis zur Fertigstellung der jeweiligen Probe exakt dem Verlauf von C4. Die Temperatur T_{P_0} von Geometrie C9 ohne existierenden Aufsatz ($H = 0\text{ mm}$) fällt ohne weitere Erhöhung nach Entstehung von P_0 unmittelbar auf $T = 100^\circ\text{C}$ ab. C18 mit halber Aufsatzhöhe im Vergleich zu C4 fällt bei halb so großer vergangener Zeit seit Entstehung von P_0 auf 100°C ab. Für C9 und C18 wird weiterhin beobachtet, dass bei $t \approx 10000\text{ s}$ ein weiterer Abfall vorhanden ist, der bis auf Raumtemperatur fortgesetzt wird und aufgrund des Baujobende entsteht.

Im Vergleich variiert Aufsatzdurchmesser D in Abbildung 38-b ist erkennbar, dass der zuvor beschriebene Verlauf von C4 mit größtem $D = 20$ mm bei C13 und C26 mit $D = 10$ mm und $D = 15$ mm qualitativ gleich ist, mit kleinerem D jedoch als Ganzes mit nahezu gleichen Temperaturamplituden zu niedrigeren Temperaturen verschoben wird. Die thermische Historie von C26 verläuft ca. um 100°C nach unten versetzt unterhalb der thermischen Historie von C4. Geometrie C13 mit halb so großem Aufsatzdurchmesser $D = 10$ mm verglichen mit C4 ist um ca. 200°C zu niedrigeren Temperaturen verschoben.

Die Variation des Überhangwinkels δ ist in Abbildung 39-a für einen Aufsatzdurchmesser von $D = 10$ mm dargestellt und in Abbildung 39-b für $D = 20$ mm. Die Aufsatzhöhe beträgt in beiden Fällen $H = 20$ mm.

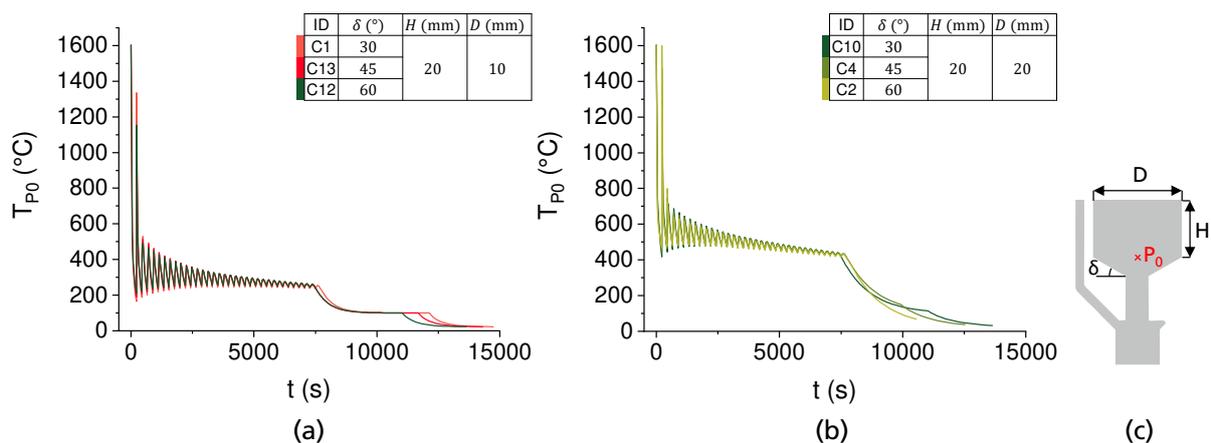


Abbildung 39 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien mit konstanter Aufsatzhöhe H und Aufsatzdurchmesser D bei variiertem Überhangwinkel δ mit $D = 10$ mm (a) bzw. $D = 20$ mm (b)

Unabhängig vom Aufsatzdurchmesser D kann festgestellt werden, dass eine Variation von δ einen im Vergleich zur Variation von D und H (Abbildung 38) deutlich geringeren Unterschied in der thermischen Historie bewirkt. Für alle in Abbildung 39 dargestellten thermischen Historien bewirkt eine Vergrößerung von δ eine leicht reduzierte Temperaturamplitude im zeitlichen Verlauf, proportional zum Aufsatzdurchmesser D .

Um den Geometrieinfluss unter dem Einfluss einer potenziell reduzierten Abkühlrate gemäß 2.2.1 unabhängig von nachfolgendem Probenvolumen zu untersuchen sind in Abbildung 40 die thermischen Historien aller C-Proben ohne Aufsatzvolumen dargestellt ($H = 0$ mm), bei denen Untersuchungspunkt P_0 in der zuletzt aufgetragenen Schicht liegt und damit nicht mehr von einer intrinsischen Wärmebehandlung beeinflussbar ist.

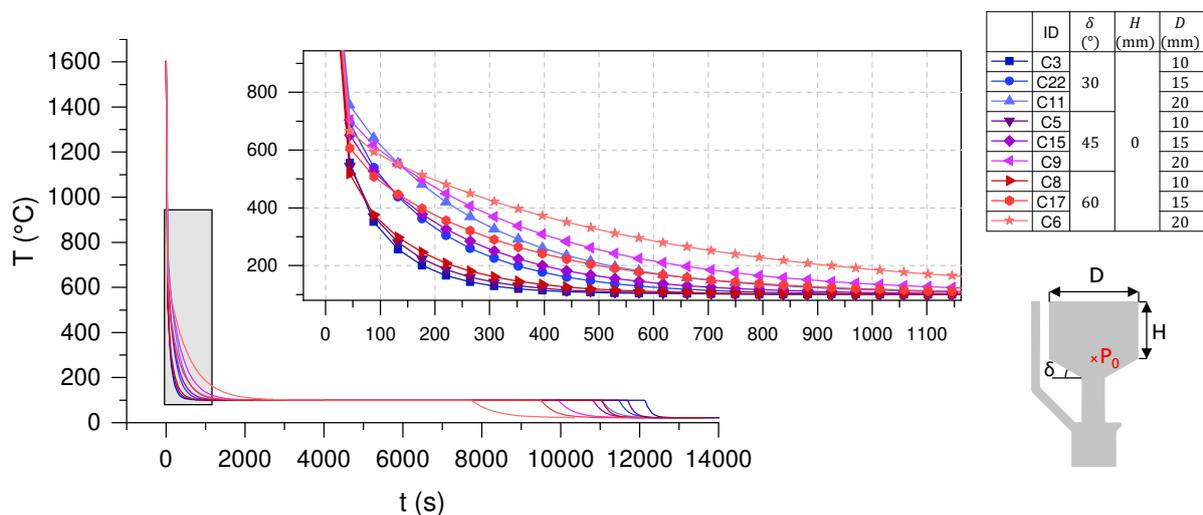


Abbildung 40 Simulierte thermische Historie der Probengeometrien ohne Aufsatz ($H = 0$) bei variiertem Überhangwinkel δ und Aufsatzdurchmesser D

In Abbildung 40 ist erkennbar, dass im Abkühlvorgang ab einer Temperatur von $T < 800^\circ\text{C}$ Unterschiede der simulierten thermischen Historien auftreten. Die Temperaturkurven verteilen sich in drei Gruppen mit jeweils drei Kurven des gleichen Aufsatzdurchmessers D . Dabei verläuft die Gruppe mit $D = 20$ mm bei den höchsten Temperaturen gefolgt von $D = 15$ mm im mittleren und $D = 10$ mm im niedrigsten Temperaturbereich. Die Gruppierung nach Aufsatzdurchmesser D ist bis zu einer Zeit von $t \approx 600$ s vorhanden und dadurch gekennzeichnet, dass bei größeren Temperaturen bzw. kleineren Zeiten die thermische Historie der jeweiligen Probengeometrie mit Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$ zunächst die höchsten Temperaturen der jeweiligen Gruppe aufweist. Mit fortschreitender Abkühlung sinkt die Temperatur der jeweiligen Probe mit Überhangwinkel $\delta = 60^\circ$ langsamer, sodass sich diese an einem Wendepunkt zur größten Temperatur der

jeweiligen Gruppe entwickelt. Der vergangene Zeitraum bis zum Auftreten dieses Wendepunkts ist proportional zum Aufsatzdurchmesser D .

Zur Untersuchung der intrinsischen Wärmebehandlung durch den Einfluss nachfolgender Schichten wurden die thermischen Historien der C-Reihe (Abbildung 13) neben dem Untersuchungspunkt P_0 zusätzlich am Punkt P_u ausgewertet (Abbildung 27). Da in 5.1.3 nur bei Proben mit Überhangwinkel von $\delta = 30^\circ$ eine Änderung der Mikrostruktur an P_u identifiziert wurde sind im Folgenden die thermischen Historien der Proben mit $\delta = 30^\circ$ an P_0 (rot) und P_u (blau) gegenübergestellt. Zur Referenz ohne den Einfluss nachfolgender Schichten ist die thermische Historie der Probe mit Untersuchungspunkt P_{ref} gemäß Abbildung 41-c dargestellt (schwarz).

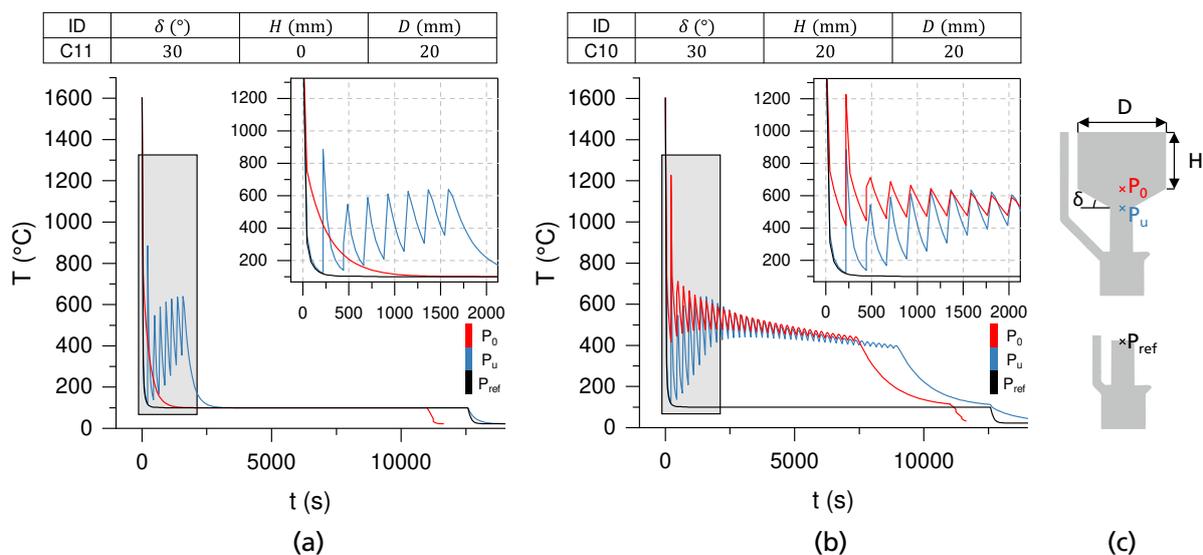


Abbildung 41 Simulierte thermische Historie der in (c) dargestellten Probengeometrien an den Untersuchungspunkten P_0 (rot) bzw. P_u (blau) mit Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$, Aufsatzdurchmesser $D = 20$ mm und Aufsatzhöhe $H = 0$ (a) bzw. $H = 20$ mm (b); Untersuchungspunkt P_{ref} als Referenz für thermische Historie ohne Folgeschichten oberhalb P_u

In Abbildung 41-a und -b ist erkennbar, dass die thermische Historie am Referenzpunkt P_{ref} nach Entstehung von P_{ref} kontinuierlich auf die als Randbedingung vorgegebene Plattformtemperatur $T_{Plattform} = 100^\circ\text{C}$ abfällt (schwarze Kurve). Die thermische Historie der Probengeometrie C11 ohne Aufsatz ($H = 0$) ist in Abbildung 41-a dargestellt. Dabei fällt die Temperatur am

Untersuchungspunkt P_0 (rote Kurve) nach Entstehung der Schicht und damit Vollendung der Probe kontinuierlich auf die in der Simulation vorgegebene Plattformtemperatur $T_{\text{Plattform}} = 100^\circ\text{C}$ ab. Die Abkühlkurve an P_u (blaue Kurve) fällt unmittelbar nach Schichtenentstehung zunächst auf $T_{\text{min,FS0}} = 121^\circ\text{C}$ und damit ein ähnliches Temperaturniveau ab, jedoch mit einer höheren Abkühlrate als an P_0 , die identisch mit der Abkühlrate an P_{ref} ist. So beträgt die Abkühlzeit an P_u auf $T_{\text{min,FS0}}$ mit $t_c = 220$ s nur ca. 24% der Abkühlzeit von P_0 auf $T = 120,5^\circ\text{C}$ mit $t_c = 926$ s. Im weiteren Verlauf der Temperatur an der Stelle P_u (blau) steigt die Temperatur in der ersten Folgeschicht FS1 oberhalb von P_u auf $T_{\text{max,FS1}} = 885,4^\circ\text{C}$ und fällt dann im Abkühlvorgang wieder ab, jedoch mit $T_{\text{min,FS1}} = 138,2^\circ\text{C}$ auf ein leicht höheres Temperaturniveau als in der vorherigen Schicht ($T_{\text{min,FS0}} = 121^\circ\text{C}$). Die Temperaturamplitude ΔT_{FSn} zwischen Maximal- und Minimaltemperatur der Folgeschichten nimmt im folgenden Verlauf ab, wobei die Maximaltemperaturen $T_{\text{max,FSn}}$ ansteigen und bei Aufbringen der letzten Folgeschicht FS7 vor Vollendung der Probe eine Temperatur von $T_{\text{max,FS7}} = 639^\circ\text{C}$ vorliegt.

Im direkten Vergleich der thermischen Historien von Probengeometrie C11 und C10 (Abbildung 41-b) mit keinem (C11) bzw. einem oberhalb von P_0 folgenden Aufsatz der Höhe $H = 20$ mm (C10) ist erkennbar, dass der Verlauf der thermischen Historie an P_u (blau) bis zum Zeitpunkt $t = 1587$ s identisch ist. Im weiteren zeitlichen Verlauf setzt sich die Verkleinerung der Temperaturamplitude fort, jedoch steigen die Maximaltemperaturen an P_u durch Aufbringen der Folgeschichten nicht wie zuvor weiter an, sondern fallen im weiteren Verlauf ab. Die Existenz des Aufsatzes oberhalb P_0 bewirkt auch Änderungen der thermischen Historie an P_0 (rote Kurve). Der Verlauf der Abkühlkurven an P_0 von C10 mit Aufsatz und C11 ohne Aufsatz sind bis zur Fertigstellung der ersten Schicht (Folgeschicht FS0) zum Zeitpunkt $t_{\text{e,FS0}} = 220$ s identisch. Bei Aufbringen der ersten Folgeschicht FS1 zum gleichen Zeitpunkt $t_{\text{s,FS1}} = t_{\text{e,FS0}} = 220$ s steigt die Temperatur von der Probe mit Aufsatz (C10) im Gegensatz zur thermischen Historie von C11 wieder an und erreicht eine Temperatur von $T_{\text{max,FS1}} = 1228^\circ\text{C}$ um nachfolgend wieder abzufallen. Im weiteren Verlauf verkleinert sich die Temperaturamplitude zunehmend.

Zur Bewertung des Einflusses unterschiedlicher Aufsatzdurchmesser D auf die thermische Historie sind in Abbildung 42 die thermischen Historien von Probengeometrie C23 und C25 mit $D =$

15 mm bzw. $D = 20$ mm bei gleichem Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$ und gleicher Aufsatzhöhe $H = 10$ mm dargestellt.

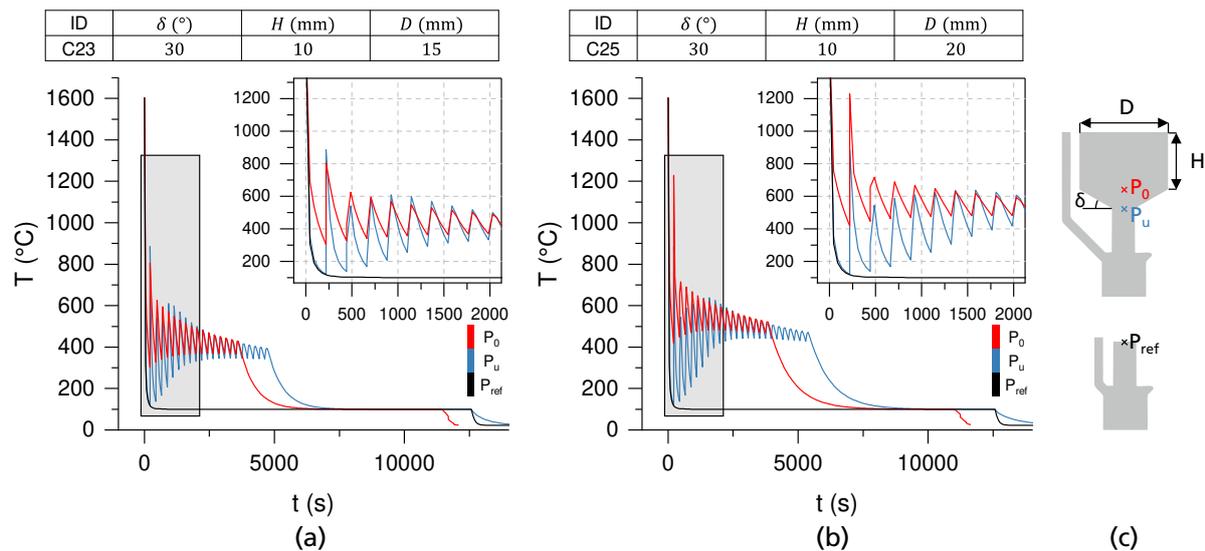


Abbildung 42 Simulierte thermische Historie der in (c) dargestellten Probengeometrien an den Untersuchungspunkten P_0 (rot) bzw. P_u (blau) mit Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$, Aufsatzhöhe $H = 10$ mm und Aufsatzdurchmesser $D = 15$ mm (a) bzw. $D = 20$ mm (b); Untersuchungspunkt P_{ref} als Referenz für thermische Historie ohne Folgeschichten oberhalb P_u

In Abbildung 42-a ist erkennbar, dass die Maximaltemperaturen der Folgeschichten an den Punkten P_0 und P_u anfangs ähnlich verlaufen, im Einzelnen an P_0 mit $T_{max,FS1} = 805,6^\circ\text{C}$, $T_{max,FS2} = 625,1^\circ\text{C}$, $T_{max,FS3} = 594,3^\circ\text{C}$ und an P_u mit $T_{max,FS1} = 885,2^\circ\text{C}$, $T_{max,FS2} = 541^\circ\text{C}$, $T_{max,FS3} = 586,7^\circ\text{C}$. Die Minimalwerte der Folgeschichten unterscheiden sich in der Form, dass bei P_0 höhere Temperaturen als bei P_u beobachtet werden. So ist die Minimaltemperatur der ersten Schicht an P_0 mit $T_{min,FS0} = 302,9^\circ\text{C}$ um den Faktor 2,5 größer als an Stelle P_u mit $T_{min,FS0} = 120,5^\circ\text{C}$. Daraus resultiert eine kleinere Temperaturamplitude an P_0 (rot), die sich im weiteren Verlauf der Temperaturamplitude von P_u annähert (blau), weil die Minimaltemperaturen an P_u ansteigen.

Bei Probengeometrie C25 mit größerem Aufsatzdurchmesser $D = 20$ mm (Abbildung 42-b) ist im Allgemeinen ein ähnlicher Verlauf der thermischen Historie wie bei $D = 15$ mm (C23) feststellbar mit näherungsweise gleichen Temperaturamplituden an P_0 und P_u . Als Unterschied der

thermischen Historie an P_0 (rote Kurve) mit $D = 20 \text{ mm}$ (C25) fällt im Vergleich zu $D = 15 \text{ mm}$ (C23) auf, dass eine Verschiebung zu höheren Temperaturen vorliegt, die initial zu einer um ca. $114,7^\circ\text{C}$ (38%) höheren Minimaltemperatur nach der ersten Schicht führt mit $T_{\text{min,FS0}} = 417,6^\circ\text{C}$ bei C25 im Vergleich zu $T_{\text{min,FS0}} = 302,9^\circ\text{C}$ bei C23. Der Trend höherer Temperaturen bei $D = 20 \text{ mm}$ (C25) setzt sich fort, sodass für Folgeschicht FS1 eine um $422,5^\circ\text{C}$ (52 %) erhöhte Maximaltemperatur $T_{\text{max,FS1}} = 1228,1^\circ\text{C}$ bei $D = 20 \text{ mm}$ im Vergleich zu $T_{\text{max,FS1}} = 805,6^\circ\text{C}$ bei $D = 15 \text{ mm}$ beobachtet wird. Für die daran anschließenden Folgeschichten $\text{FS} \geq 2$ wird bis zum Ende der thermischen Historien eine mittlere Erhöhung der Temperaturen um ca. 100°C beobachtet. Der Verlauf der thermischen Historie an P_u (blaue Kurve) ist bis einschließlich FS4 nahezu identisch. Ab FS5 werden bei $D = 20 \text{ mm}$ (C25) erstmals höhere Temperaturen beobachtet mit $T_{\text{max,FS5}} = 624,3^\circ\text{C}$ im Vergleich zu $T_{\text{max,FS5}} = 599^\circ\text{C}$ bei $D = 15 \text{ mm}$ (C23). FS5 markiert bei C23 den Zeitpunkt ab dem die Maximaltemperaturen nach vorhergegangenem stetigem Anstieg zu sinken beginnen, wohingegen bei C25 die Maximaltemperaturen in den anschließenden Folgeschichten weiter ansteigen. Der Wendepunkt zu sinkenden Maximaltemperaturen wird bei C25 erst bei FS8 und damit 661 s ($\approx 11 \text{ h}$) später als bei C23 identifiziert. Der Abfall auf die Temperatur der Bauplattform $T_{\text{plattform}} = 100^\circ\text{C}$ erfolgt bei C25 geringfügig später als bei C23 und jeweils deutlich vor dem Temperaturabfall von Probengeometrie C10 mit doppelter Aufsatzhöhe $H = 20 \text{ mm}$.

6 Interpretation und Diskussion der Ergebnisse

6.1 Wirkmechanismen des Geometrieinflusses

Im Folgenden werden die in 5.1 aufgeführten Ergebnisse zum Geometrieinfluss auf die Mikrostruktur diskutiert und in den Kontext zum Stand der Technik gestellt. Dabei werden mithilfe der bekannten Mechanismen der reduzierten Abkühlrate (2.2.1) und der intrinsischen Wärmebehandlung (2.2.2) Erklärungsansätze der geometriebedingten Mikrostrukturunterschiede aufgestellt. Über die Definition von Kennwerten werden Kriterien definiert, bei denen Mikrostrukturänderungen aufgrund charakteristischer thermischer Historien zu erwarten sind.

Um die Mechanismen reduzierte Abkühlrate und intrinsische Wärmebehandlung differenziert zu betrachten werden die in Abbildung 43 dargestellten Probengeometrien verglichen.

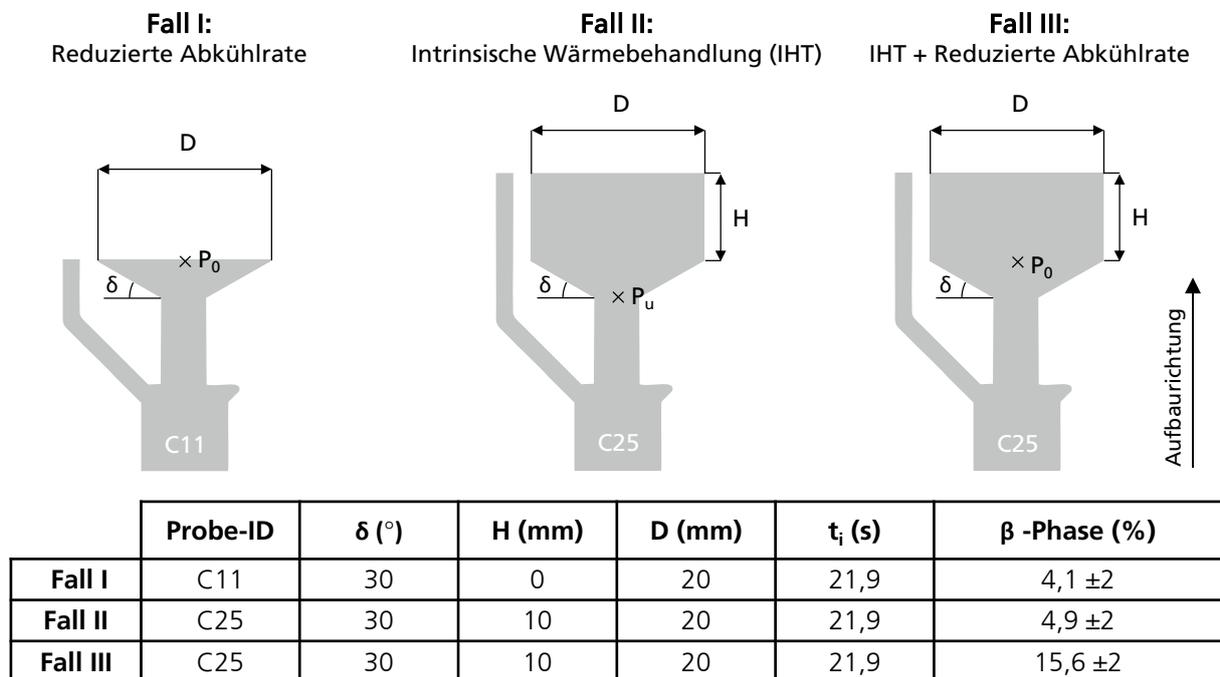


Abbildung 43 Fallunterscheidung zur Differenzierung der Wirkmechanismen des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur: Fall I zur isolierten Untersuchung der reduzierten Abkühlrate, Fall II zur isolierten Untersuchung der intrinsischen Wärmebehandlung (IHT), Fall III zur kombinierten Untersuchung der IHT und reduzierten Abkühlrate; Tabelle: Geometrische Parameter Überhangwinkel δ , Aufsatzhöhe H , Aufsatzdurchmesser D , Schichtzwischenzeit t_i und experimentell ermittelter β -Phasenanteil

Fall I: Zur isolierten Untersuchung der reduzierten Abkühlrate wird Probe-ID C11 mit Untersuchungspunkt P_0 ausgewählt. Da der Untersuchungspunkt in der obersten aufgebrachtten Schicht liegt und demzufolge keine Folgeschichten existieren, kann ein Einfluss der intrinsischen Wärmebehandlung ausgeschlossen werden. Der β -Phasenanteil beträgt für Fall I $4,1 \pm 2 \%$.

Fall II: Um den Einfluss der intrinsischen Wärmebehandlung (IHT) isoliert zu untersuchen wird Probe-ID C25 am Untersuchungspunkt P_u ausgewählt. Damit erfolgt die Auswahl an einer Stelle, an der bei erstmaliger Aufschmelzung ausschließlich martensitische α' -Phase vorliegt, was durch die Untersuchung der Referenzprobe, die nur bis zu diesem Punkt P_{ref} aufgebaut wurde nachgewiesen wurde (Abbildung 27). Die Entstehung des β -Phasenanteils von $4,9 \pm 2 \%$ kann demnach ausschließlich durch den thermischen Einfluss von nachfolgendem Probenvolumen entstehen.

Fall III: Zur Untersuchung der resultierenden Mikrostruktur unter dem Einfluss der Kombination beider Mechanismen reduzierte Abkühlrate und IHT wird mit Probe-ID C25 am Untersuchungspunkt P_0 Fall III untersucht, der bis zur Entstehung von P_0 identisch zu Fall I ist. Somit kann angenommen werden, dass bis zu diesem Zeitpunkt ebenfalls die reduzierte Abkühlrate gewirkt hat. Aufgrund des folgenden Probenvolumens mit der Aufsatzhöhe von $H = 10 \text{ mm}$ wird ein Einfluss der intrinsischen Wärmebehandlung hinzugefügt, der in einem mehr als dreifach höherem β -Phasenanteil von $15,6 \pm 2 \%$ i.V. zu Fall I resultiert.

Die in Abbildung 44 dargestellten Mikrostrukturaufnahmen zeigen das Resultat der differenzierten Mechanismen. Die Mikrostruktur von Fall I (reduzierte Abkühlrate) weist mit einem Gemisch aus Primär- α in Widmanstätten-Struktur und gerichteter Kolonien eine gute Übereinstimmung mit den Mikrostrukturaufnahmen in Abbildung 5 auf, die in [43] als Resultat der reduzierten Abkühlrate beobachtet wurden (Gegenüberstellung: Anhang 12). Detailaufnahme B zeigt die Mikrostruktur, die aus intrinsischer Wärmebehandlung (Fall II) hervorgeht. Im Vergleich zu Untersuchungen von [46–48], in denen durch Anwendung einer dem LPBF-Prozess nachfolgenden Wärmebehandlung die intrinsische Wärmebehandlung für verschiedene

Haltedauern und Temperaturen imitiert wurde liegt auch hier eine gute Übereinstimmung vor (Gegenüberstellung: Anhang 13).

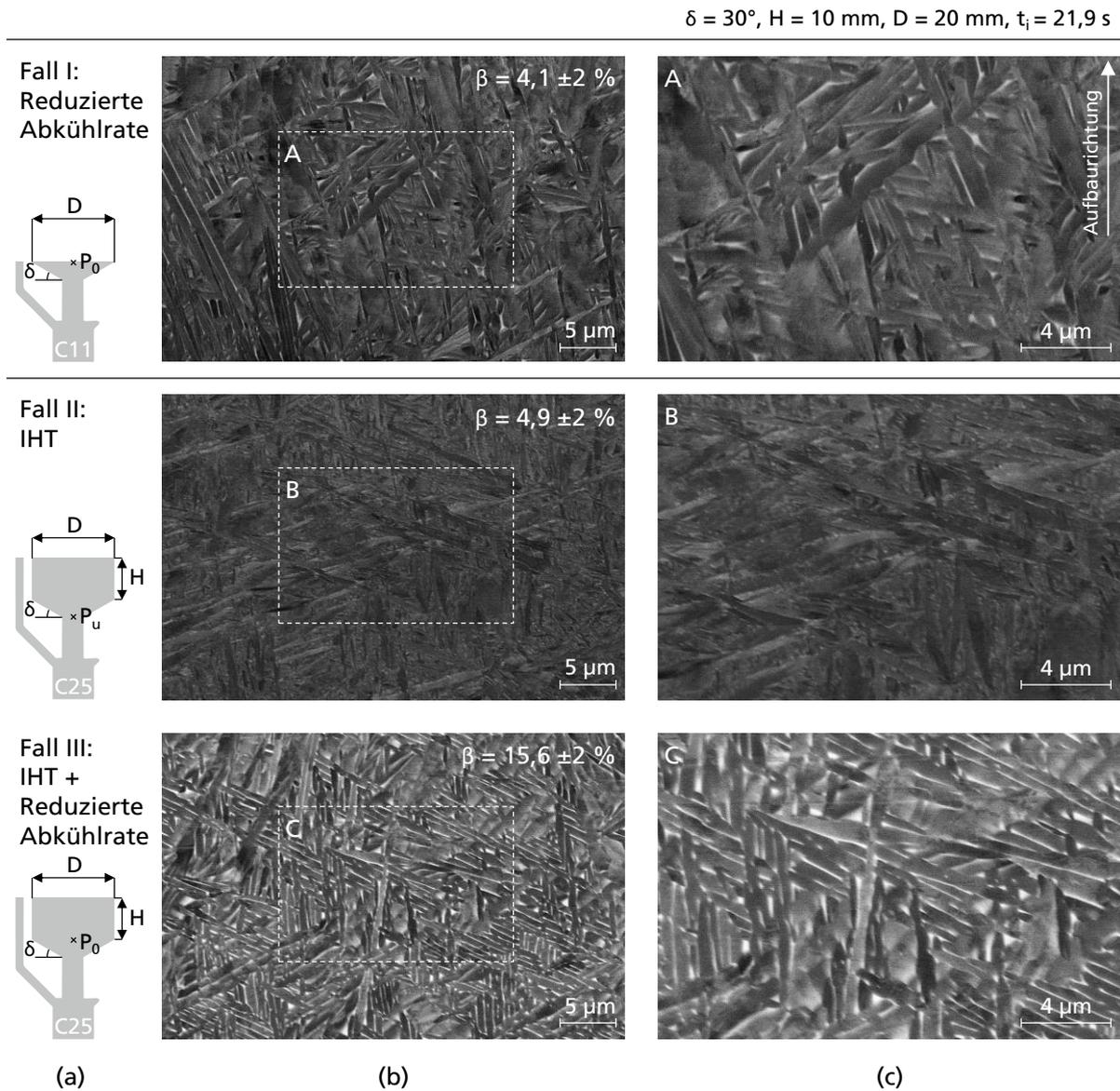


Abbildung 44 Mikrostrukturen aus REM-BSE-Aufnahmen mit variierten β -Phasenanteilen in 5.000-facher (b) bzw. 10.000-facher (c) Vergrößerung an den in (a) dargestellten Untersuchungspunkten zur Untersuchung der Mechanismen reduzierte Abkühlrate und intrinsische Wärmebehandlung (IHT)

Im Gegensatz zur Mikrostruktur, die bei reduzierter Abkühlrate entsteht (Fall I - A) ist der β -Phasenanteil bei ausschließlich vorliegender intrinsischer Wärmebehandlung (Fall II – B) zwar mit $\sim 5\%$ vergleichbar, die Morphologie der β -Phase unterscheidet sich jedoch grundlegend. Grund dafür ist, dass im Gegensatz zur intrinsischen Wärmebehandlung die β -Phase bei reduzierter Abkühlrate nicht durch Martensitdekomposition sondern unmittelbar bei Abkühlung unterhalb der β -Transustemperatur entsteht [43].

6.2 Definition von Kennwerten der Wirkmechanismen

Zur Identifizierung von Kennwerten, die als Kriterien der Mechanismen der intrinsischen Wärmebehandlung bzw. der reduzierten Abkühlrate dienen, werden die mittels Ansys Additive Workbench simulierten thermischen Historien (Abbildung 45) der Proben aus der Fallunterscheidung gemäß Abbildung 43 herangezogen. Dabei wird darauf hingewiesen, dass aufgrund der vereinfachenden Annahmen des Simulationsmodells (4.5.1) die Temperaturwerte nicht als exakte reale physikalische Werte angesehen werden dürfen.

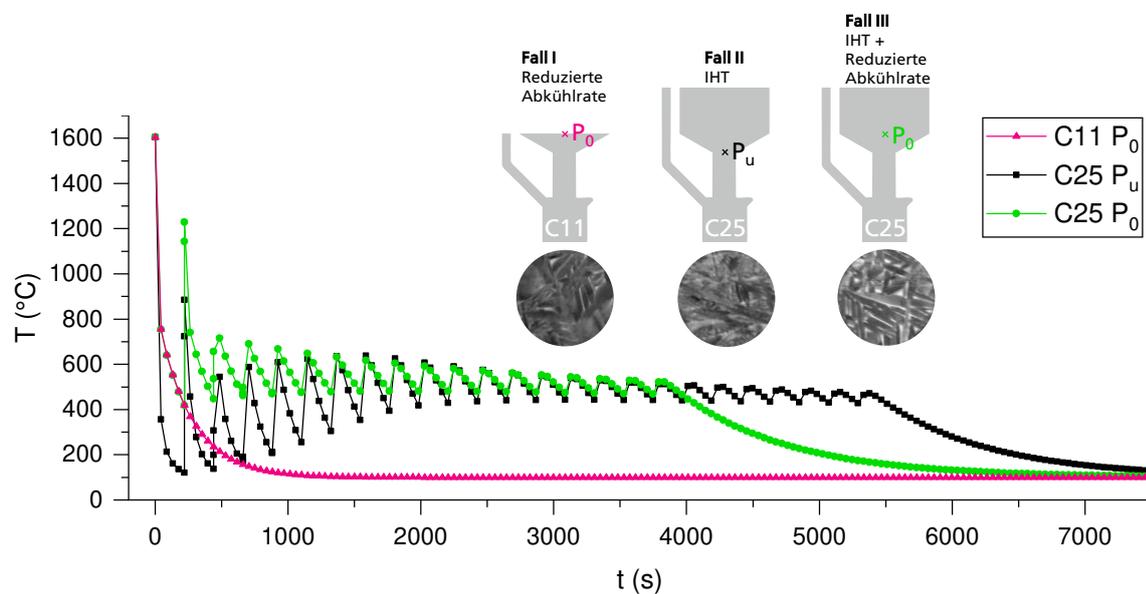
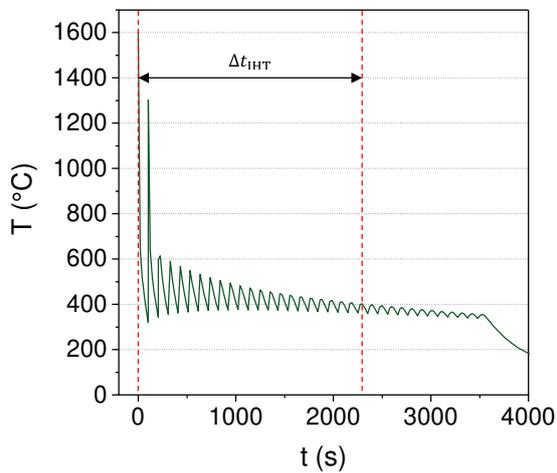


Abbildung 45 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien und Untersuchungspunkte von Fall I (reduzierte Abkühlrate), Fall II (IHT) und Fall III (IHT + reduzierte Abkühlrate)

Im Vergleich von Fall I (pinke Kurve) und Fall II (schwarze Kurve) ist in Abbildung 45 erkennbar, dass bei erstmaliger Abkühlung nach Elemententstehung die Temperatur bei Fall I deutlich langsamer abfällt als bei Fall II. Die reduzierte Abkühlrate aus Fall I kann demnach in der simulierten thermischen Historie identifiziert werden. Weiterhin ist erkennbar, dass bei Fall II (schwarz) die Minimaltemperatur bei Ende eines Schichtzyklus mit fortschreitender Zeit zunimmt. Liegt die Minimaltemperatur bei erstmaliger Abkühlung nach Entstehung der Elementschicht noch bei ca. 100°C wird ab ca. 2500 s ein Niveau von 450°C erreicht, welches näherungsweise bis zum Ende des Baujobs bei 5500 s gehalten wird. Somit ergibt sich eine Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung von ca. 50 min bei einer Minimaltemperatur von $T_{\text{IHT,min}} > 450^\circ\text{C}$. Fall III zeigt eine thermische Historie, die wie Fall I mit reduzierter Abkühlrate beginnt und daher bei initialer Abkühlung auf Minimaltemperatur auf ein höheres Niveau absinkt als Fall II. Im weiteren Verlauf bewegt sich die Minimaltemperatur von Fall III bis zum Ende des Baujobs im Bereich oberhalb 450°C woraus eine Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung von ca. 65 min resultiert.

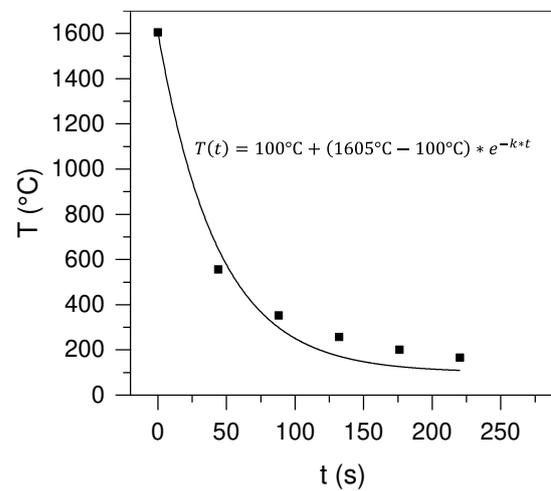
Die identifizierten Unterschiede der thermischen Historien in Abbildung 45 werden in diskrete Kennwerte überführt, die in Abbildung 46 visualisiert werden.

Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT}



(a)

Abkühlkonstante k



(b)

Abbildung 46 Schematische Darstellung der Definition der Kennwerte „Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} “ (a) und „Abkühlkonstante k “ (b)

Die **Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT}** wird definiert als das Zeitintervall zwischen dem Entstehungszeitpunkt der Elementschicht am Untersuchungspunkt und dem Zeitpunkt des letztmaligen Überschreitens der simulierten Temperaturkurve von 400°C (Abbildung 46-a). Die Auswahl der Temperatur von 400°C beruht dabei auf Untersuchungen von [46], in denen ab dieser Temperatur erstmalig Martensitdekomposition beobachtet wurde.

Zur Definition eines Kennwertes der reduzierten Abkühlrate wird die Abkühlkurve nach initialer Erstarrung (Abbildung 46-b) unter Verwendung der ersten sechs Datenpunkte mit der folgenden Fitfunktion angenähert:

$$T(t) = T_P + (T_S - T_P) * e^{-k*t} \quad 6.1$$

Mit den thermischen Randbedingungen aus 4.5.2 ergibt sich bei einer Plattformtemperatur von $T_P = 100^\circ\text{C}$ und einer Schmelztemperatur von $T_S = 1605^\circ\text{C}$ eine Temperaturfunktion gemäß Formel 6.2. Aus der Steigung dieser Fitfunktion ergibt sich die **Abkühlkonstante k** als Kennwert zur Beschreibung der reduzierten Abkühlrate.

$$T(t) = 100^{\circ}\text{C} + (1605^{\circ}\text{C} - 100^{\circ}\text{C}) * e^{-k*t}$$

6.2

6.2.1 Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT}

In 5.1.2 wurden die β -Phasenanteile in Abhängigkeit der geometrischen Probenparameter Überhangwinkel δ , Aufsatzhöhe H und Aufsatzdurchmesser D gegenübergestellt (Abbildung 26 - A1, B1, C1). Dabei fällt auf, dass nur bei Proben mit $D = 15 \text{ mm}$ das folgende Szenario erfüllt ist: Bei $H = 0$ liegt keine β -Phase vor und bei $H = 10 \text{ mm}$ liegt β -Phase vor. Bei $D = 10 \text{ mm}$ liegt sowohl bei $H = 0$ als auch bei $H = 10 \text{ mm}$ kein β vor. Bei $D = 20 \text{ mm}$ ist bei $H = 0$ bereits β -Phase vorhanden. Somit eignen sich die Proben mit $D = 15 \text{ mm}$ zur isolierten Untersuchung der intrinsischen Wärmebehandlung, die gemäß Fall II erst durch ein nachfolgendes Volumen verursacht wird. In Abbildung 47 sind die Mikrostrukturaufnahmen der Proben mit Aufsatzdurchmesser $D = 15 \text{ mm}$ bei variiertem Überhangwinkel $\delta = 30^{\circ}, 45^{\circ}, 60^{\circ}$ gegenübergestellt, jeweils ohne Aufsatz ($H = 0$) und mit Aufsatz ($H = 10 \text{ mm}$).

Bei $H = 0$ liegt für jede Probe die martensitische Mikrostruktur der α' -Phase vor, sodass gemäß [37] von einer LPBF-typischen Abkühlrate von $> 410^{\circ}\text{C/s}$ ausgegangen werden kann und damit keine reduzierte Abkühlrate vermutet wird. Das nachfolgende Probenvolumen eines Zylinders mit der Aufsatzhöhe $H = 10 \text{ mm}$ führt jeweils zur Entstehung der β -Phase, wobei die Zunahme proportional zum Überhangwinkel ist. Die Morphologie der β -Phase entspricht dabei den durch Martensitdekomposition entstehenden Mikrostrukturen aus [46–48]. Der vergleichsweise niedrige Gehalt von 2,9 % beim Überhangwinkel $\delta = 30^{\circ}$ zeigt dabei mikrostrukturelle Ähnlichkeiten zur partikelförmigen Morphologie der β -Phase, die Resultat niedrigerer Wärmebehandlungstemperaturen von ca. $400 - 600^{\circ}\text{C}$ ist (vgl. Abbildung 6). Die β -Phasenanteile von 8,4 % ($\delta = 45^{\circ}$) bzw. 9,4 % ($\delta = 60^{\circ}$) weisen im Gegensatz dazu eine lamellare Morphologie der β -Phase auf, was in höherer Übereinstimmung mit Wärmebehandlungen bei höheren Temperaturen steht (z.B. 800°C bei Haltedauer 2 h - Abbildung 6).

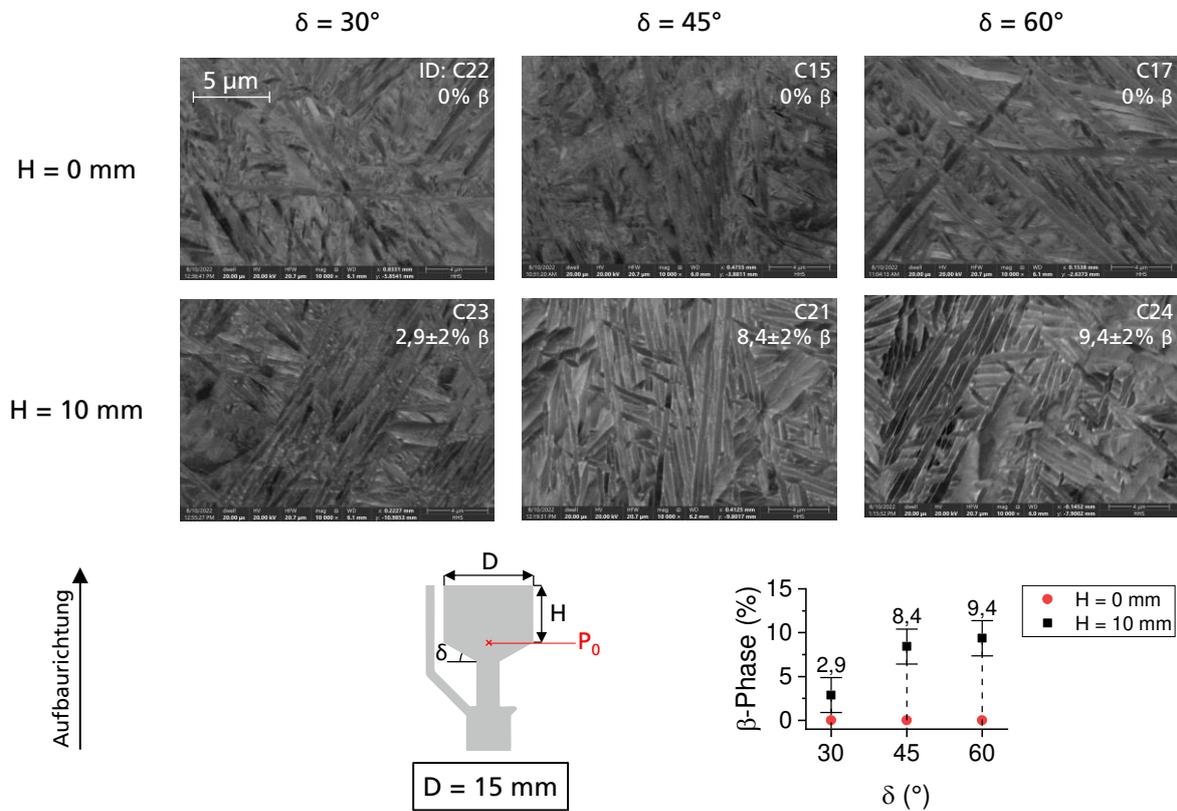


Abbildung 47 Mikrostrukturänderungen in Form eines Anstiegs des β -Phasenanteils durch nachfolgendes Volumen eines Aufsatzes mit $H = 10$ mm bei Aufsatzdurchmesser $D = 15$ mm und Überhangwinkel $\delta = 30^\circ, 45^\circ$ und 60°

Beim Vergleich der simulierten thermischen Historien (Abbildung 48-a) fällt zunächst auf, dass die Temperatur der Proben mit $H = 0$ (unterbrochene Linien) unmittelbar nach Entstehung der Elementschicht kontinuierlich abfällt. Proben mit einem Aufsatz der Höhe $H = 10$ mm folgen bei initialer Abkühlung zunächst dem Verlauf der Proben mit $H = 0$, steigen aufgrund nachfolgender Elementschichten anschließend wieder an und bewegen sich bis Baujobende im Bereich zwischen 1700 s und 1800 s auf einem erhöhten Temperaturniveau zwischen 300°C und 600°C . Abbildung 48-b zeigt den Kennwert der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} , der aus a) extrahiert wurde mit jeweils resultierenden β -Phasenanteilen. Die Datenpunkte, bei denen der β -Anstieg lediglich aufgrund von IHT vermutet wird sind in b) in gleichen Farben wie in a) codiert.

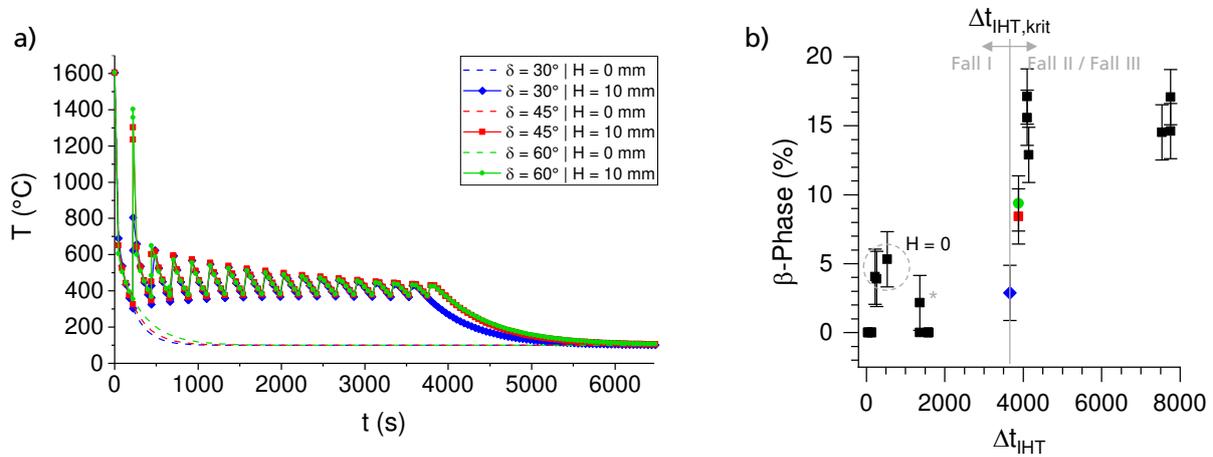


Abbildung 48 a) Gegenüberstellung der simulierten thermischen Historien der Probengeometrien ohne Aufsatz ($H = 0$) und mit Aufsatz ($H = 10\text{ mm}$) bei konstantem Aufsatzdurchmesser $D = 15\text{ mm}$ und variiertem Überhangwinkel δ ; b) β -Phasenanteil in Abhängigkeit der Haltezeit der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} (Farbcodierung identisch zu a) mit Schwellwert $\Delta t_{\text{IHT,krit}}$ zur Trennung von Fall I: β aufgrund reduzierter Abkühlrate, Fall II: β aufgrund intrinsischer Wärmebehandlung (IHT), Fall III: β aufgrund IHT und red. Abkühlrate; *Probe C12 mit $\delta = 60^{\circ}$, $H = 20\text{ mm}$, $D = 10\text{ mm}$

Aus Abbildung 48-b wird der Schwellwert der kritischen IHT-Haltezeit $\Delta t_{\text{IHT,krit}}$ gemäß Formel 6.3 definiert, bei dem gemäß Fall II eine intrinsische Wärmebehandlung erstmalig zu einem Anstieg der β -Phase führt.

$$\Delta t_{\text{IHT,krit}} = 3659\text{ s} \quad 6.3$$

Der Großteil der Datenpunkte mit $\Delta t_{\text{IHT}} < \Delta t_{\text{IHT,krit}}$, die β -Phase > 0 aufweisen, sind durch eine Aufsatzhöhe von $H = 0$ gekennzeichnet. Da bei diesen Proben eine durch nachfolgendes Volumen induzierte intrinsische Wärmebehandlung nicht erfolgen kann wird der erhöhte β -Phasenanteil mit einer reduzierten Abkühlrate (Fall I) begründet. Der in Abbildung 48-b mit „*“ markierte Datenpunkt stellt eine Besonderheit dar, da es sich hierbei um die einzige Probengeometrie (C12) handelt, bei der erst bei Aufsatzhöhe $H = 20\text{ mm}$ β -Phase vorhanden ist und bei $H = 10\text{ mm}$ noch kein β vorliegt, also ein IHT-Einfluss vermutet werden kann. In Abbildung 49 zeigt die simulierte thermische Historie von C12 (schwarze Kurve) im Vergleich zu IHT-zugeordneten Proben mit $\Delta t_{\text{IHT}} > \Delta t_{\text{IHT,krit}}$ (z.B. C24; grüne Kurve) ein reduziertes Temperaturniveau.

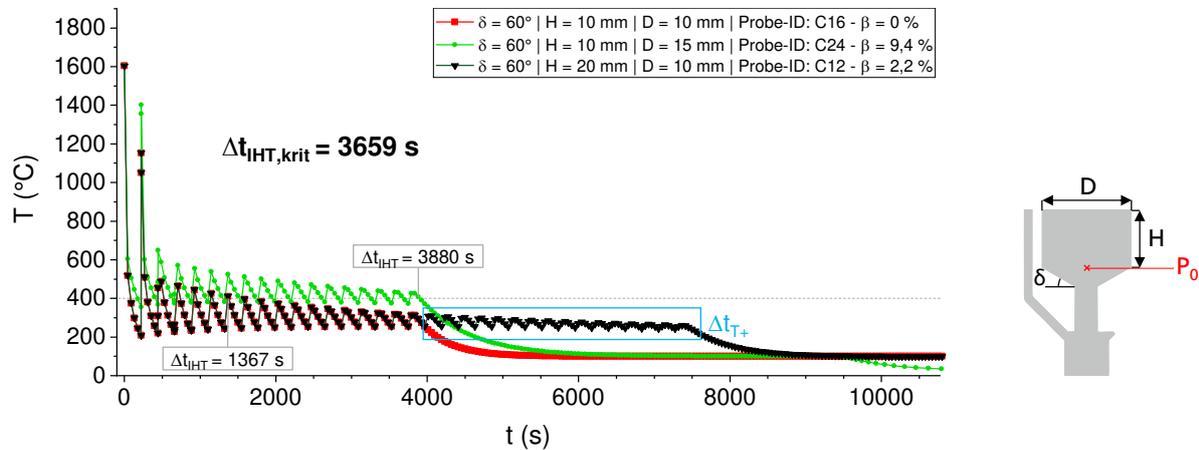


Abbildung 49 Gegenüberstellung der simulierten thermischen Historien C16, C24 und C12 mit Überhangwinkel $\delta = 60^\circ$ und variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H ; Kennzeichnung des verlängerten erhöhten Temperaturniveaus bei C12 in blau, wodurch mittels IHT β -Phase entsteht

Temperaturen von 400°C werden bei C12 bereits bei $\Delta t_{\text{IHT},\text{C12}} = 1367 \text{ s}$ unterschritten i.V. zu C24 mit $\Delta t_{\text{IHT},\text{C24}} = 3880 \text{ s}$. Zur Erklärung des dennoch vorhandenen β -Phasenanteils bei C12 wird zunächst festgestellt, dass die Zeit des erhöhten Temperaturniveaus bei C12 näherungsweise doppelt so groß i.V. zu C24 ist. Die simulierten Temperaturen werden möglicherweise niedriger modelliert als im realen LPBF-Prozess. Im Vergleich der thermischen Historien der Aufsatzhöhen $H = 10 \text{ mm}$ (C16; $\beta = 0\%$; rote Kurve) mit $H = 20 \text{ mm}$ (C12; $\beta = 2,2\%$; schwarze Kurve) bei ansonsten gleicher Geometrie wird deutlich, dass das bei C12 um $\Delta t_{\text{T}+}$ (blau) vorliegende verlängerte Temperaturniveau ab dem Zeitpunkt der Fertigstellung von C16 bei einer simulierten Temperatur $< 400^\circ\text{C}$ vorliegt. Die Tatsache, dass dieser Unterschied jedoch zu einer β -Ausscheidung über Martensitdekomposition durch intrinsische Wärmebehandlung führt zeigt die Grenzen des Simulationsmodells auf. Für diese einzelne Probengeometrie mit einem vergleichsweise geringen β -Anteil von $2,2\%$ ist der Kennwert der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} nicht anwendbar.

6.2.2 Abkühlkonstante k

Der nach Formel 6.2 definierte Kennwert der Abkühlkonstante k zur Quantifizierung der reduzierten Abkühlrate entspricht gemäß Abbildung 46-b der Steigung der Fitfunktion der ersten sechs Datenpunkte aus der thermischen Historie. Dabei wurde k nur für Probengeometrien ohne

Aufsatz ($H = 0$) untersucht, um so mit Fall I gemäß Abbildung 43 den Mechanismus der reduzierten Abkühlrate ohne den Einfluss der IHT zu untersuchen. In Abbildung 50-a sind für alle untersuchten Probengeometrien jeweils k mit Angabe des Standardfehlers SE_k , dem adjustierten Bestimmtheitsmaß R_{adj}^2 sowie dem experimentell ermittelten β -Phasenanteil angegeben. Die detaillierten Kurvenverläufe der Fitfunktion aller untersuchten Probengeometrien sind in Anhang 14 dargestellt.

In Abbildung 50-a fällt auf, dass nur für die Proben mit Aufsatzdurchmesser $D = 20$ mm ein β -Phasenanteil identifiziert wurde. In Abbildung 50-b ist die proportionale Abhängigkeit

$$k \sim \frac{1}{D} \quad 6.4$$

erkennbar. Vom Überhangwinkel δ besteht im Gegensatz dazu keine erkennbare Abhängigkeit bezüglich Abkühlkonstante k . Der β -Phasenanteil ist in Abbildung 50-c in Abhängigkeit von k dargestellt. Dabei wird mit der kritischen Abkühlkonstante k_{krit} ein Schwellwert identifiziert, bei dessen Unterschreitung β -Phase aufgrund reduzierter Abkühlrate auftritt, der gemäß Formel 6.5 definiert ist:

$$k_{\text{krit}} = 1,09 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1} \quad 6.5$$

a) Fitfunktion:
 $T(t) = 100^{\circ}\text{C} + (1605^{\circ}\text{C} - 100^{\circ}\text{C}) * e^{-k*t}$

Probe-ID	δ (°)	H (mm)	D (mm)	$k \times 10^{-2}$ (s ⁻¹)	$SE_k \times 10^{-2}$ (s ⁻¹)	R^2_{adj}	β (%)
C3	30	0	10	2,299	0,23	0,98	0
C22			15	1,387	0,20	0,92	0
C11			20	1,045	0,17	0,85	4,1 ± 2
C5	45	0	10	2,243	0,28	0,97	0
C15			15	1,421	0,24	0,89	0
C9			20	1,071	0,21	0,79	3,9 ± 2
C8	60	0	10	2,276	0,35	0,96	0
C17			15	1,466	0,30	0,85	0
C6			20	1,087	0,24	0,73	5,3 ± 2

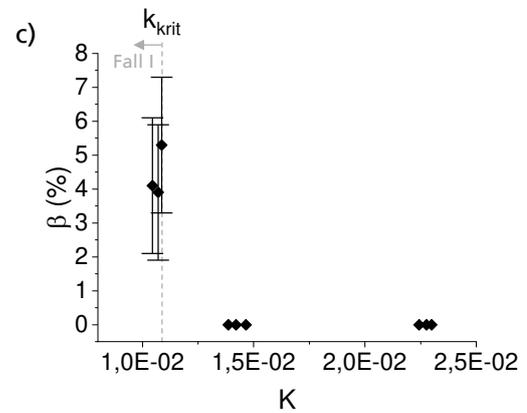
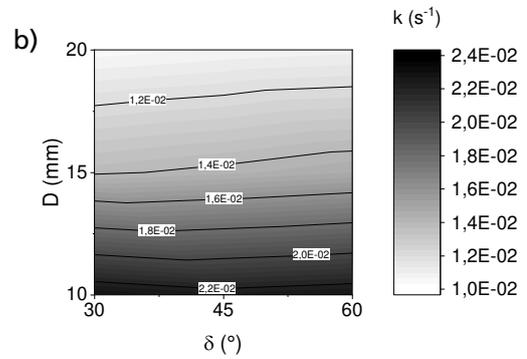
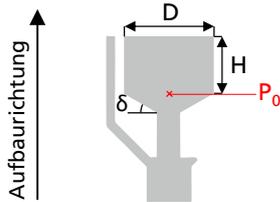


Abbildung 50 a) Abkühlkonstante k aus Fitfunktion an thermische Historie der simulierten Probengeometrien ohne Aufsatz $H = 0$, b) Abhängigkeit k von Aufsatzdurchmesser D und Überhangwinkel δ , c) Abhängigkeit β -Phasenanteil von k mit Angabe der kritischen Abkühlkonstante k_{krit}

Die resultierenden Mikrostrukturen der Proben mit $k < k_{\text{krit}}$ sind in Abbildung 51 dargestellt.

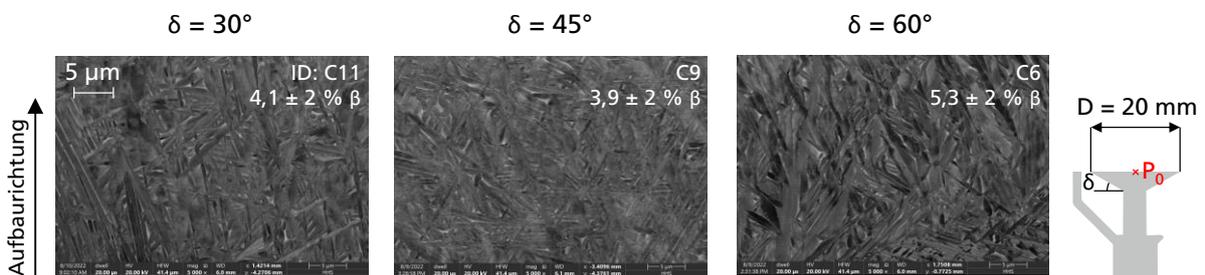


Abbildung 51 Mikrostruktur der Probengeometrien ohne Aufsatz ($H = 0$) mit Aufsatzdurchmesser $D = 20$ mm und Überhangwinkel $\delta = 30^{\circ}$, 45° und 60°

In den Mikrostrukturaufnahmen in Abbildung 51 ist lamellenförmiges Primär- α erkennbar. Damit liegt eine Übereinstimmung mit den in [43] beobachteten Mikrostrukturen vor, bei denen der Effekt der reduzierten Abkühlrate isoliert untersucht wurde. Der Kennwert der Abkühlkonstante k ist damit zur Beschreibung des Wirkmechanismus reduzierte Abkühlrate geeignet.

6.3 Einfluss der Probengeometrie

Die in 5.1.2 identifizierten Einflüsse der geometrischen Probenparameter Überhangwinkel δ , Aufsatzhöhe H und Aufsatzdurchmesser D auf den β -Phasenanteil wurden in Abbildung 26 dargestellt und werden im Folgenden diskutiert. Dabei werden die in 6.2 definierten Kennwerte zur Beschreibung der Wirkmechanismen herangezogen.

6.3.1 Geometrieparameter δ , H , D

Die größte Abhängigkeit der β -Phase wurde in 5.1.2 vom geometrischen Parameter des Aufsatzdurchmessers D festgestellt. Eine Vergrößerung von D führt bei konstanten geometrischen Parametern δ und H stets zu einem erhöhten β -Phasenanteil (mit Ausnahme einiger Probengeometrien mit hoher Schichtzwischenzeit, bei denen in keinem Fall β -Phase vorliegt). In den simulierten thermischen Historien wurden bei Variation des Überhangwinkels δ in 5.3.2 keine deutlichen Unterschiede identifiziert, sowohl bei kleinstem $D = 10 \text{ mm}$ als auch bei größtem $D = 20 \text{ mm}$ (Abbildung 39). Die Änderung des Aufsatzdurchmessers D führt hingegen zu einer signifikanten Erhöhung des Temperaturniveaus (um ca. 200°C bei $D = 20 \text{ mm}$ i.V. zu $D = 10 \text{ mm}$) in der simulierten thermischen Historie (Abbildung 38-b). Somit wird festgestellt, dass sowohl für den experimentell bestimmten β -Phasenanteil als auch für die simulierte thermische Historie der Einfluss des geometrischen Parameters D am größten ist.

In Abbildung 52-a bzw. -b sind der β -Phasenanteil in Abhängigkeit der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} bzw. in Abhängigkeit der Abkühlkonstante k dargestellt.

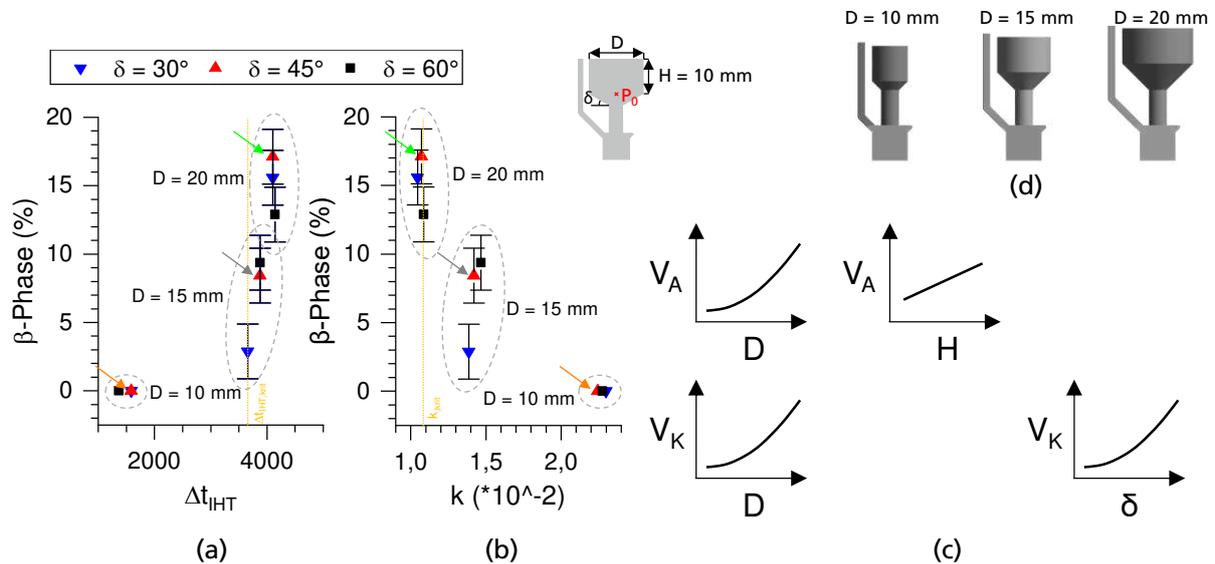


Abbildung 52 β -Phasenanteil der Proben mit Aufsatzhöhe $H = 10 \text{ mm}$ und variiertem Aufsatzdurchmesser D in Abhängigkeit der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} (a) und in Abhängigkeit der Abkühlkonstante k ; Schematische Darstellung der Ordnungen funktionaler Abhängigkeiten zwischen geometrischen Parametern und Volumens des Kegelstumpfes V_K bzw. Volumen des Aufsatzes V_A (c); CAD-Abbildung der Probengeometrien mit verändertem D (d)

Die Abkühlrate der thermischen Historie mit charakteristischer Abkühlkonstante k weit oberhalb der kritischen Abkühlkonstante k_{krit} (Abbildung 52-b) ist bei $D = 10 \text{ mm}$ jeweils am größten. Die Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} ist bei $D = 10 \text{ mm}$ jeweils am kleinsten. In Abbildung 52-d ist erkennbar, dass der Aufsatzdurchmesser D das Volumen des Kegelstumpfes V_K zwischen unterem und oberem zylindrischem Bereich sowie das Volumen des Aufsatzes V_A definiert. Mit zunehmendem D steigen sowohl V_K als auch V_A quadratisch an (Abbildung 52-c). Zwischen der Aufsatzhöhe H und Aufsatzvolumen V_A besteht hingegen nur ein einzelner Zusammenhang, der linear ist und zwischen δ und V_K ebenfalls ein einzelner Zusammenhang, der quadratisch ist. Die Kennwerte Δt_{IHT} und k spiegeln die höhere Abhängigkeit von D als von δ wider, was durch eine Gruppierung der Datenpunkte mit jeweils konstantem D erkennbar ist (Abbildung 52a/b).

Der Grund der reduzierten Abkühlrate bei vergrößertem D wird darin vermutet, dass die zum Zeitpunkt der Entstehung von P_0 bereits vorliegende höhere Temperatur im darunterliegenden Probenvolumen V_K eine geringere Temperaturdifferenz zur Schmelztemperatur aufweist. Die

Verstärkung des zweiten mikrostrukturbeeinflussenden Effekts der intrinsischen Wärmebehandlung bei Vergrößerung von D wird einerseits mit quadratisch vergrößerten Aufsatzvolumen V_A begründet, wodurch mehr Prozesswärme von aufgeschmolzenem Material über P_0 abgeführt wird. Die Vergrößerung von D bewirkt weiterhin eine quadratische Vergrößerung des von der Prozesswärme entgegengesetzt zur Aufbaurichtung durchströmten Querschnitts.

Die Tatsache, dass mit zunehmender Aufsatzhöhe H der β -Phasenanteil steigt ist damit erklärbar, dass das oberhalb von P_0 aufgebrachte Aufsatzvolumen V_A in Aufbaurichtung vergrößert wird. Damit wird die Haltedauer auf erhöhten Temperaturniveaus verlängert, die maßgeblich für die Ausprägung der intrinsische Wärmebehandlung ist [46–48].

6.3.2 Intrinsische Wärmebehandlung durch nachfolgendes Volumen

In 5.1.3 wurde der experimentell ermittelte β -Phasenanteil an verschiedenen Positionen der unterschiedlichen Probengeometrien dargestellt (Abbildung 27). Probe C7 stellt dabei eine Referenzprobe dar, bei der lediglich der untere zylindrische Bereich mit kleinerem Durchmesser gefertigt wird. Die Tatsache, dass im Untersuchungspunkt P_{ref} dieser Probe kein β -Phasenanteil, sondern ausschließlich martensitische α' -Phase vorliegt weist die Eignung von C7 als Referenzprobe nach.

Am unteren Untersuchungspunkt P_u wird nur bei Proben mit kleinstem Überhangwinkel von $\delta = 30^\circ$ ($D = 20 \text{ mm}$, $H = 10 \text{ mm} / H = 20 \text{ mm}$) ein β -Phasenanteil nachgewiesen (Abbildung 27). Als Ursache wird vermutet, dass ein kleinerer Winkel δ dazu führt, dass nachfolgendes Probenvolumen (Kegelstumpfvolumen V_K und Aufsatzvolumen V_A - Abbildung 53-a) mit dem damit verbundenen thermischen Energieeintrag zeitlich früher und räumlich näher auf P_u wirkt, als bei größeren Winkeln. In diesem Zusammenhang sei darauf hingewiesen, dass der β -Anstieg an P_u lediglich bei Proben mit oberhalb des Kegelstumpfes nachfolgenden zylindrischen Aufsatz vorliegt. Proben, die mit $H = 0$ keinen zylindrischen Aufsatz vorweisen weisen keine β -Phase an P_u auf. Daraus wird geschlussfolgert, dass das Volumen des Kegelstumpfes V_K alleine hier nicht die Martensitdekomposition bewirkt, was auch im Kontrast zum geometrischen Zusammenhang

gemäß Abbildung 52-c stände (quadratischer Anstieg von V_K mit zunehmendem δ). Lediglich das zylindrische Volumen des Aufsatzes V_A führt an P_u zu einer Entstehung der β -Phase. Bei $\delta = 30^\circ$ in geringster räumlicher und zeitlicher Distanz.

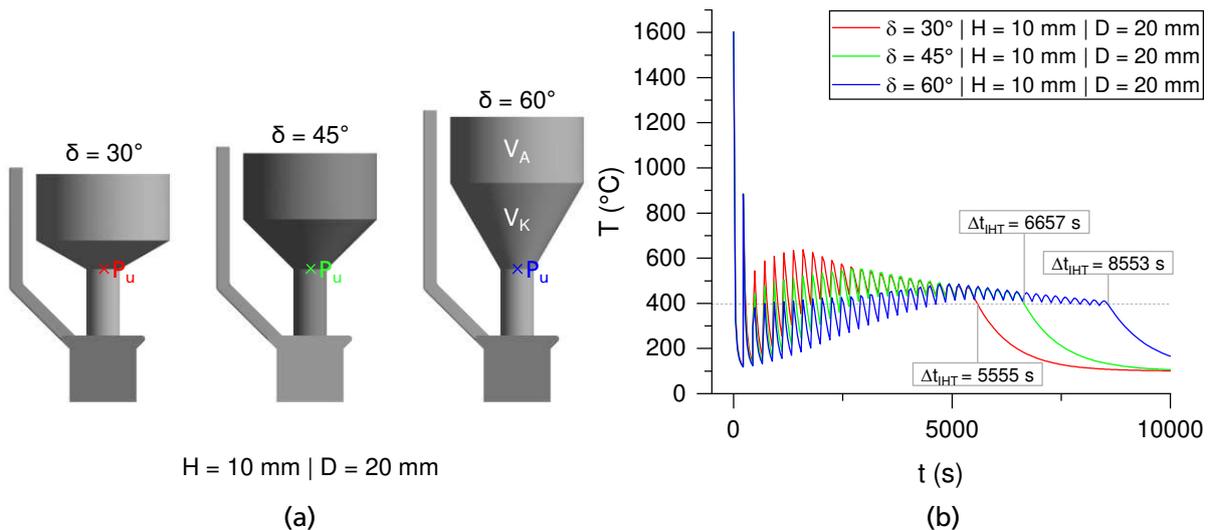


Abbildung 53 a) Schematische Probedarstellung bei variiertem Überhangwinkel δ mit Kennzeichnung des Kegelstumpfvolumen V_K und Aufsatzvolumen V_A ; b) Simulierte thermische Historie mit Kennzeichnung der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT}

Die simulierten thermischen Historien an P_u der zuvor beschriebenen Unterscheidung des Überhangwinkels δ sind in Abbildung 53-b dargestellt. Dabei ist erkennbar, dass die Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} in allen Fällen größer als die in Formel 6.5 definierte kritische Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung $\Delta t_{IHT,krit}$ ist. Die Beobachtung, dass nur bei $\delta = 30^\circ$ β -Phase vorliegt korreliert demnach nicht mit dem Kennwert Δt_{IHT} . Bei qualitativer Bewertung der thermischen Historien fällt jedoch auf, dass das maximal erreichte sekundäre Temperaturniveau nach Aufschmelzen bei $\delta = 30^\circ$ am höchsten ist. Im Gegensatz dazu verläuft die Temperatur von $\delta = 60^\circ$ niedriger, verbleibt jedoch länger auf erhöhtem Niveau i.V. zu $\delta = 30^\circ$. Unter der Annahme, dass der qualitative Verlauf der thermischen Historie im relativen Vergleich der Probengeometrien repräsentativ ist, wird festgehalten, dass im Bereich der intrinsischen Wärmebehandlung höhere Temperaturen einen größeren Effekt als längere Haltezeiten haben, was in Übereinstimmung mit [47] steht. Der Verlauf des mittleren

Überhangwinkel $\delta = 45^\circ$ stellt jeweils den Mittelwert zwischen $\delta = 30^\circ$ und $\delta = 60^\circ$ dar, was ein Indiz dafür ist, dass im Geometrieparameterraum interpoliert werden kann.

In der Darstellung der simulierten thermischen Historien von Proben mit $\delta = 30^\circ$ an P_u in Abbildung 41 verläuft die thermische Historie einer Probe mit Aufsatz ($H = 20 \text{ mm}$) und ohne Aufsatz ($H = 0$) zunächst gleich, solange die Geometrie noch identisch ist. Mit Beginn des Aufsatzes und damit der Änderung im Kurvenverlauf an P_u fällt auf, dass die Maximaltemperaturen nun mit zunehmender Zeit absinken. Die Ursache dafür wird in der Änderungsrate der Belichtungsfläche vermutet, die an dieser Stelle von ansteigenden Flächen zu konstanten Flächen wechselt. Der zunehmende Abstand der Energieeinbringung durch Folgeschichten wird im Gegensatz zum Bereich des Kegelstumpfs im folgenden Verlauf nicht mehr von ansteigenden Belichtungsflächen überkompensiert. Dieser Wendepunkt in der thermischen Historie ist auch in Abbildung 53-b erkennbar, wo jeweils beim Übergang von ansteigenden Belichtungsflächen im Kegelstumpfbereich zu konstanten Belichtungsflächen im zylindrischen Bereich ein Knick im Kurvenverlauf erkennbar ist.

6.4 Einfluss der Schichtzwischenzeit t_i

In Abbildung 26 wurde beobachtet, dass der β -Phasengehalt im Allgemeinen antiproportional zur Schichtzwischenzeiten ist, was bereits in zahlreichen Untersuchungen nachgewiesen wurde [43, 44, 49] und damit begründet werden kann, dass bei verkürzter Schichtzwischenzeit weniger Zeit zur Abkühlung zwischen zwei Schichten vorhanden ist. Im Gegensatz zu geringeren Schichtzwischenzeiten von $t_i = 21,9 \text{ s}$ und $t_i = 27,7 \text{ s}$ wird bei der größten untersuchten Schichtzwischenzeit $t_i = 44,6 \text{ s}$ lediglich ein charakteristischer Anstieg bei kleinstem Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$ beobachtet. Zusammen mit der Feststellung aus 6.3.2, dass die intrinsische Wärmebehandlung (IHT) durch nachfolgende Schichten beim kleinsten Überhangwinkel die größte Wirkung aufweist wird geschlussfolgert, dass bei größter Schichtzwischenzeit von $t_i = 44,6 \text{ s}$ der Einfluss der IHT gegenüber dem Einfluss der reduzierten Abkühlrate überwiegt. Das steht in Übereinstimmung mit [43], wo festgestellt wurde, dass für die alleinige Wirkung der reduzierten Abkühlrate Schichtzwischenzeiten $t_i \ll 44,6 \text{ s}$ notwendig sind, um für die β -Entstehung notwendige Abkühlraten von 5°C/s zu erreichen. Eine weitere These zur

größten Wirkung von IHT bei $\delta = 30^\circ$ und $t_i = 44,6$ s ist, dass bei größeren Schichtzwischenzeiten t_i weniger Wärmeanstauung aufgrund mangelnder Abkühlzeiträume entsteht, sondern der Einfluss der Wärmeleitung der neu aufgetragenen Schichten in den Vordergrund tritt. Bei kleinerem Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$ wäre demnach die Engstelle ausgeprägter als bei $\delta = 60^\circ$ über die die Prozesswärme durch Folgeschichten mittels Wärmeleitung abgeführt werden muss.

Die Tatsache, dass selbst bei vergleichsweise hoher Schichtzwischenzeit $t_i = 44,6$ s der β -Phasenanteil noch eine Abhängigkeit zur Geometrie aufweist, verdeutlicht die Relevanz des Geometrieinflusses. Insbesondere in Hinblick auf industrielle LPBF-Prozesse mit immer weiter abnehmenden Schichtzwischenzeiten durch Erhöhung der Laseranzahl aus Wirtschaftlichkeitsgründen.

6.5 Unmittelbar nachfolgende Schichten

In 5.1.2 wurde der β -Phasenanteil bei variiertem Aufsatzhöhe $H = 0$ mm, $H = 10$ mm und $H = 20$ mm untersucht. Dabei wurde festgestellt, dass eine Änderung von 10 mm auf 20 mm im Allgemeinen keine weitere Erhöhung der β -Phase bewirkt. Zur gezielten Untersuchung des Bereichs zwischen $H = 0$ und $H = 10$ mm wurde daher in 5.1.4 der Einfluss der unmittelbar nachfolgenden Schichten oberhalb Untersuchungspunkt P_0 betrachtet. Dabei ist aufgefallen (Abbildung 29), dass sowohl β -Phasenanteil als auch α -Lamellenbreite bei Proben mit einer Folgeschicht $H = 60$ μm zunächst ansteigen. Bei Proben, die durch zwei Folgeschichten gekennzeichnet sind ($H = 120$ μm) sinkt β -Phase und α -Lamellenbreite an P_0 jedoch wieder und erst bei Proben mit zehn Folgeschichten oberhalb P_0 ($H = 600$ μm) werden erneut erhöhte Werte beobachtet, die mit weiter zunehmendem H nicht weiter ansteigen.

In Abbildung 54 sind jeweils für keine (FS0), eine (FS1) und zwei Folgeschichten (FS2) die erwarteten thermischen Historien schematisch dargestellt. Auf der Temperaturachse sind jeweils die Schmelztemperatur T_S , β -Transustemperatur T_β , Martensitstarttemperatur M_S sowie Plattformtemperatur T_P markiert. Zeitpunkt t_1 markiert die Entstehung der Schicht, in der P_0 liegt, t_i markieren jeweils die Zeitpunkte des Beginns der Folgeschicht $i - 1$. Für jede Anzahl untersuchter Folgeschichten wird β -Phase identifiziert. Aus [10, 36–39] ist bekannt, dass die im

LPBF-Prozess üblicherweise vorliegenden Abkühlraten ($> 410^\circ\text{C/s}$) zu martensitischer α' -Phase führen. In [43] wurde durch Anpassung der Prozessparameter eine reduzierte Abkühlrate im Bereich von 5°C/s realisiert und so β -Phase in der Mikrostruktur erwirkt, deren Morphologie gleich wie die in dieser Arbeit beobachtete Mikrostruktur ist (Abbildung 54, detaillierte Gegenüberstellung in 6.1). In Abbildung 4-b ist nach [43] der relevante Temperaturbereich gekennzeichnet, in welchem die für die Entstehung der β -Phase relevante reduzierte Abkühlrate wirksam ist. Abbildung 4-a visualisiert, dass bei Vorhandensein der reduzierten Abkühlrate ein erhöhtes Temperaturniveau über einen Zeitraum von mehreren aufgetragenen Schichten vorliegt. Die Abkühlrate, die den β -Phasenanteil der gefertigten Probe definiert ist demnach jene des letzten Abkühlzyklus von oberhalb T_β .

Folgender Erklärungsansatz des beschriebenen charakteristischen Verlaufs der β -Phase und α -Lamellenbreite in Abhängigkeit der Anzahl von Folgeschichten wird aufgestellt:

Die in dieser Arbeit variierenden β -Phasenanteile für FS0, FS1 und FS2 entstehen, weil die Abkühlraten im relevanten Temperaturbereich für FS0, FS1 und FS2 variieren. Für FS0 erfolgt die Abkühlung stetig auf Plattformtemperatur T_p , weil die Probe mit Entstehung der Schicht, in der P_0 lokalisiert ist vollständig aufgebaut ist. Die Abkühlrate ist dabei aufgrund der angestauten Wärme durch Aufbau des unterhalb liegenden Kegelstumpfes soweit reduziert, dass β -Phase entsteht. Der thermische Einfluss durch eine Folgeschicht (FS1) führt zu einem Anstieg der Temperatur auf oberhalb T_β (Abbildung 54-b). Die prognostizierte Abkühlrate für FS1 ist im relativen Vergleich zur Abkühlrate bei FS0 reduziert. Die Vermutung, dass die niedrigste Abkühlrate bei FS1 vorliegt wird damit gestützt, dass die räumliche und zeitliche Distanz der Folgeschicht zu P_0 möglicherweise klein genug ist, um i.V. zu FS0 das Temperaturniveau des umliegenden Probenbereichs zu erhöhen und damit die Temperaturdifferenz zu T_S zu verkleinern.

Bei FS2 (Abbildung 54-c) wird ebenfalls eine Temperatur höher als T_β angenommen, was auch in [42] (Abbildung 3-a) gezeigt wird. Allerdings ist der thermische Einfluss der zweiten Folgeschicht auf P_0 zeitlich und räumlich weiter entfernt als bei FS1, womit das Verhältnis zwischen zusätzlich

eingebrachter und abgeführter Wärme wieder kleiner als im Fall von FS1 angenommen wird. Die Abkühlrate wird so wieder vergrößert, was einen reduzierten β -Phasenanteil zur Folge hat.

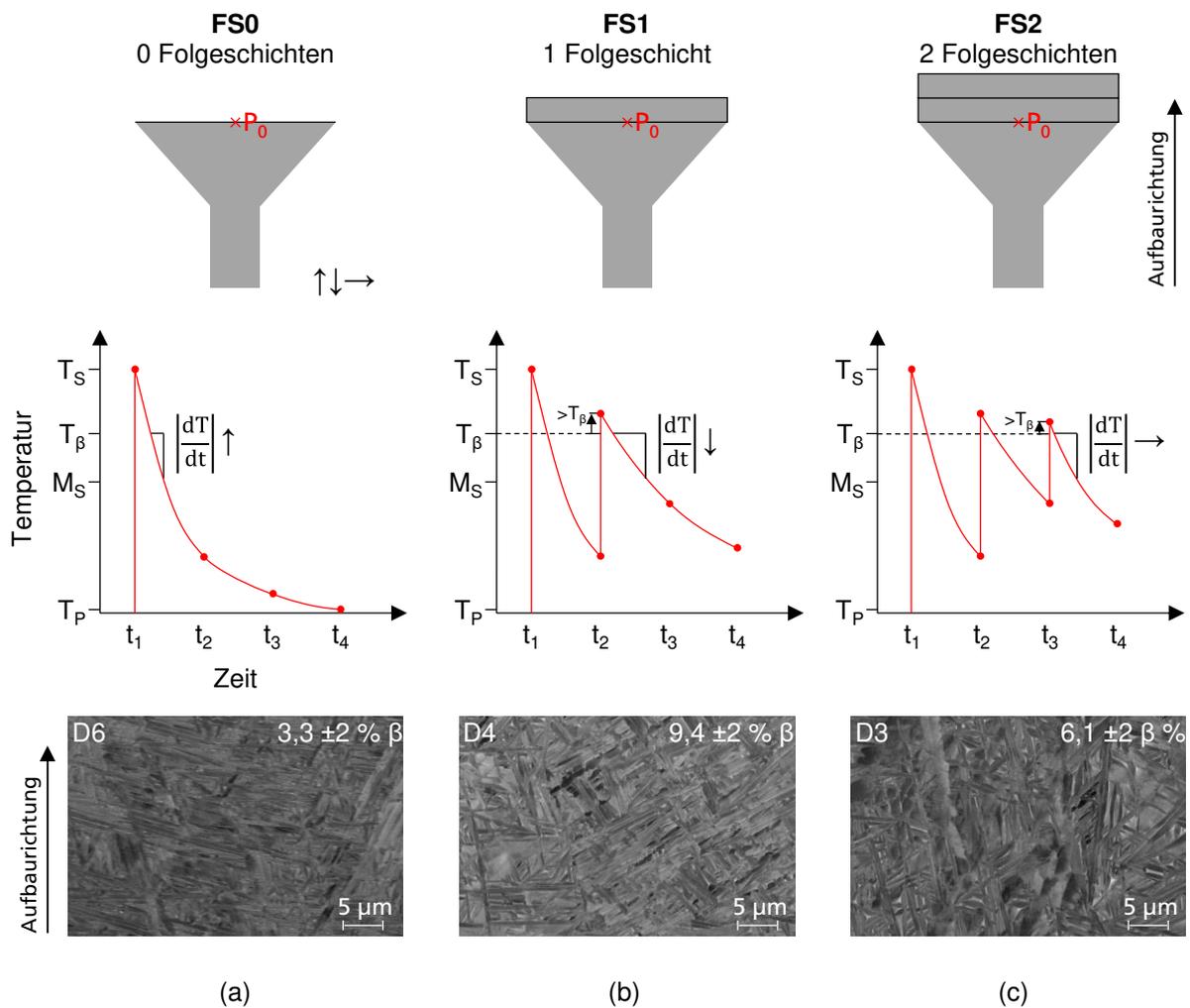


Abbildung 54 Schematische Darstellung der Probengeometrie und der thermischen Historie sowie Mikrostrukturaufnahme an P_0 mit Angabe des β -Phasenanteils für keine (a), eine (b) und zwei Folgeschichten (c)

Der zweite Anstieg der β -Phase und der α -Lamellenbreite in Abbildung 29 ab einer Aufsatzhöhe von $H = 600 \mu\text{m}$ (zehn Folgeschichten) wird mit dem Effekt der intrinsischen Wärmebehandlung (IHT) erklärt, der in 2.2.2 beschrieben ist und den Einfluss der reduzierten Abkühlrate zu einer

Erhöhung der β -Phase ergänzt. Diese Aussage wird damit gestützt, dass neben einer absoluten Temperaturerhöhung auch eine Haltedauer erforderlich ist, damit IHT eine Wirkung in Form der Martensitdekomposition entfalten kann [46–48]. Je höher der Aufsatz (H), desto länger wirkt die erhöhte Temperatur auf P_0 , was in 6.2.1 in Form des Kennwerts Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} beschrieben ist. Weiterhin wurde in [59] gezeigt, dass bzgl. IHT die Erhöhung der Temperatur aufgrund ansteigender Schichtflächen verzögert mit der Geometrieänderung erfolgt, was mit dem beschriebenen verzögerten Wirkeintritt der IHT auf P_0 korreliert.

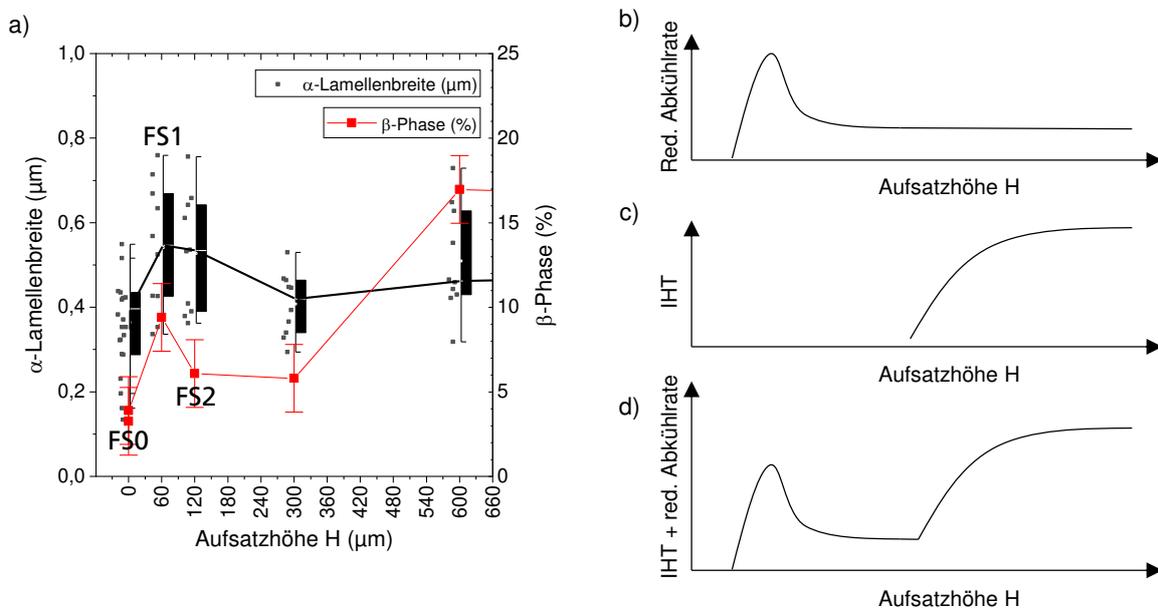


Abbildung 55 β -Phasenanteil und α -Lamellenbreite für Proben ohne Folgeschicht (FS0, mit einer (FS1) bzw. zwei (FS2) Folgeschichten (a); Schematische Darstellung der in Abhängigkeit der Aufsatzhöhe H qualitativ abgeschätzte Effektgröße der Wirkmechanismen reduzierte Abkühlrate (b), intrinsische Wärmebehandlung (c) sowie Superposition beider Effekte (d)

Abbildung 55 zeigt in Anlehnung an die Fallunterscheidung aus 6.1 qualitativ die erwartete Effektgröße der b) reduzierten Abkühlrate (Fall I) der c) intrinsischen Wärmebehandlung (Fall II) sowie der d) Kombination aus intrinsischer Wärmebehandlung und reduzierter Abkühlrate mittels Superposition (Fall III). Der Kurvenverlauf müsste dabei in Folgeuntersuchungen validiert bzw. angepasst werden und dient lediglich zur Visualisierung des Erklärungsansatzes der überlagerten Effekte.

6.6 Geometrieinfluss auf die mechanischen Eigenschaften

Um eine erste Abschätzung des Geometrieinflusses auf die mechanischen Eigenschaften zu erhalten wurden in 5.2 die Zugfestigkeit und die Ermüdungslebensdauer von variierten Probengeometrien untersucht. Im Vergleich der Probengeometrien nach dem Kriterium der Zugfestigkeit R_m (5.2.1) war eine Reduzierung bei jenen Proben erkennbar, die durch einen schnellere Flächenänderungsrate in Aufbaurichtung gekennzeichnet waren (Abbildung 30). Das korreliert mit den Ergebnissen zur Untersuchung der Mikrostruktur (5.1), weil durch größere Flächenänderungsraten die Wirkmechanismen der reduzierten Abkühlrate bzw. der intrinsischen Wärmebehandlung entstehen oder verstärkt werden. Auf diese Weise entsteht eine $\alpha+\beta$ -Mikrostruktur anstatt der üblichen martensitischen α' -Phase. Die reduzierte Festigkeit bei $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung i.V. zu α' deckt sich dabei mit den Beobachtungen in [40, 41, 46, 76, 77]. Der Geometrieeffekt ist trotz deutlich größerer Schichtzwischenzeiten ($t_i = 75 \text{ s} \dots 90 \text{ s}$) als in den Untersuchungen zum Geometrieinfluss auf die Mikrostruktur (5.1) in Form der Änderung von R_m erkennbar.

In 5.2.2 wurde der Geometrieinfluss auf die Ermüdungslebensdauer untersucht. Dabei wurde bei Probengeometrie Geo-A mit α' -Mikrostruktur eine höhere Ermüdungslebensdauer beobachtet als bei Probengeometrie Geo-B mit $\alpha+\beta$ -Phasenverteilung (Abbildung 31), was damit erklärt werden kann, dass die martensitische α' -Phase Versetzungsbewegungen behindert [41]. In Untersuchungen der Bruchflächen (Abbildung 32) wurde festgestellt, dass vereinzelt die Rissinitiierung des Ermüdungsbruchs von sphärischen Poren ausgeht. In diesen Fällen erfolgte das Probenversagen aufgrund von Porosität und kann daher nicht zur Charakterisierung der Mikrostruktur von Geo-A bzw. Geo-B mit α' bzw. $\alpha+\beta$ herangezogen werden. Auffällig ist, dass der Großteil dieser von der Auswertung ausgeschlossenen Proben trotz vergleichbarer Probengesamtzahl verstärkt bei Geo-A mit α' vorliegt. Porosität reduziert die Dauerfestigkeit [78–80], wird bei Geo-A jedoch nicht in erhöhtem Maße i.V. zu Geo-B erwartet, weil geringerer Wärmeeintrag (Geo-A) eher zu verringerter Porosität führt. Umgekehrt kann davon ausgegangen werden, dass bei Geo-B mindestens gleich viel Porosität wie bei Geo-A vorhanden ist. Die Häufung der Probenanzahl bei Geo-A, die aufgrund Rissinitiierung an Poren versagen wird darin vermutet,

dass die Festigkeitsreduzierung durch Porosität bei Geo-B unwirksam ist, weil die Festigkeitsreduzierung durch die $\alpha+\beta$ -Mikrostruktur betragsmäßig größer und daher der alleinige Einfluss ist.

6.7 Korrelation der thermischen Historie mit den Werkstoffeigenschaften

Um den Geometrieinfluss auf die Eigenschaften von mittels LPBF gefertigtem Ti-6Al-4V vorhersagbar zu machen werden für die untersuchten Probengeometrien die simulierten thermischen Historien mit dem experimentell ermittelten β -Phasenanteil und der Zugfestigkeit R_m korreliert. Wie in Formel 6.6 angegeben und in Abbildung 56 visualisiert, wurde mit den in 4.5.4 genannten Softwarelösungen das Integral der thermischen Historie für den gesamten Zeitraum des LPBF-Baujobs von t_{Jobstart} bis t_{Jobende} in n_p Partitionen der Breite ΔT_p unterteilt.

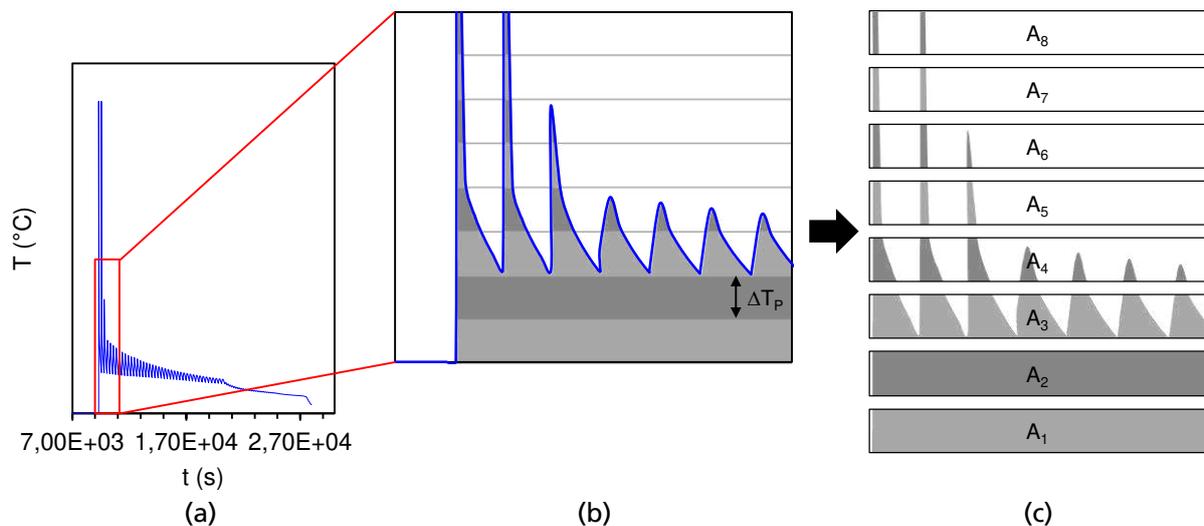


Abbildung 56 Schematische Darstellung des Ansatzes: Streifenflächen der thermischen Historie, visualisiert an exemplarischer thermischer Historie (a), Aufteilung des Integrals in Partitionen der Breite ΔT_p (b) und Darstellung der Partitionen A_1 bis A_8 (c)

Die Partitionen der thermischen Historie A_i dienen als unabhängige Variablen der Korrelation mit den abhängigen Variablen β -Phasenanteil und R_m . Die Flächenberechnung von A_i auf Basis der simulierten thermischen Historien aller Probengeometrien erfolgte dabei nach dem in Anhang 15 dargestellten Programmcode.

$$\int_{t_{\text{Jobstart}}}^{t_{\text{Jobende}}} T dt = \sum_{k=1}^{n_p} A_i \quad 6.6$$

Zur Korrelation der Partitionen der thermischen Historie A_i mit dem β -Phasenanteil bzw. der Zugfestigkeit R_m wurde eine multiple lineare Regression durchgeführt. Dabei wurde die abhängige Variable β -Phasenanteil bzw. Zugfestigkeit R_m nach Formel 6.7 als vorhergesagte Größe \hat{y} jeweils in linearen Zusammenhang mit den Partitionen der thermischen Historie A_i der zugehörigen simulierten Probengeometrie gesetzt.

$$\hat{y} = C + \sum_{i=1}^{n_p} b_i * A_i \quad 6.7$$

Die Datengrundlage zur Vorhersage der β -Phase sind die simulierten thermischen Historien sowie experimentell ermittelten β -Phasenanteile am Untersuchungspunkt P_0 der Proben C1 – C25 (Abbildung 13). Probengeometrien, bei denen im Experiment kein β -Phasenanteil, sondern ausschließlich martensitische α' -Phase identifiziert wurde sind von der Regression ausgeschlossen. Datengrundlage zur Vorhersage der Zugfestigkeit R_m sind die simulierten thermischen Historien sowie das im Zugversuch ermittelte R_m der Proben Geo-a – Geo-u (Abbildung 14 / Tabelle 1). Die Werte der Partitionen der thermischen Historie A_i sind gemäß Formel 6.7 jeweils mit zugehörigen Gewichtungsfaktoren b_i versehen, damit die Tatsache berücksichtigt wird, dass mit zunehmenden Temperaturen der Einfluss auf die Mikrostruktur steigt.

Die Anwendung der multiplen linearen Regression zur Vorhersage der β -Phase ergibt bei Verwendung der Partitionen von A_4 bis A_{13} und damit einem berücksichtigten Temperaturbereich von 150°C bis 650°C ($\Delta T_p = 50^\circ\text{C}$) die größte Übereinstimmung zwischen Experiment und Vorhersage im Vergleich aller möglichen Kombinationen aus A_i . Der vorhergesagte β -Phasenanteil berechnet sich demnach gemäß Formel 6.8 (b_i jeweils mit drei signifikanten Dezimalstellen, vollständige Werte in Anhang 16-a).

$$\hat{\beta} = (9,05 + 0,0599 * A_4 - 0,35 * A_5 + 0,574 * A_6 - 0,311 * A_7 + 0,0325 * A_8 - 0,00802 * A_9 + 0,00782 * A_{10} - 0,0149 * A_{11} + 0,0241 * A_{12} - 0,0164 * A_{13}) \% \quad 6.8$$

In Abbildung 57-a sind der experimentell bestimmte β -Phasenanteil dem nach Formel 6.8 berechneten Wert gegenübergestellt. Das korrigierte Bestimmtheitsmaß der Korrelation des β -Phasenanteils mit den Partitionen der thermischen Historie beträgt $R_{\text{adj}}^2 = 99,79\%$ und der Standardfehler der Regression liegt bei einem β -Phasenanteil von $SE = 0,26\%$. In Abbildung 57 sind Standardfehler der Regression und der abgeschätzte Fehler der experimentellen Bestimmung der β -Phase aus 4.3.4 als Fehlerbalken dargestellt. Mit $p = 0,18\%$ kann von einem statistisch signifikanten Zusammenhang ausgegangen werden.

Zur Vorhersage der Zugfestigkeit R_m wurde die beste Vorhersage bei Verwendung der Partitionen A_8 bis A_{14} erreicht, also einem berücksichtigten Temperaturbereich von 350°C bis 700°C ($\Delta T_p = 50^\circ\text{C}$). Mit korrigiertem Bestimmtheitsmaß von $R_{\text{adj}}^2 = 89,55\%$, Standardfehler $SE = 3,795\text{ MPa}$ sowie $p = 1,28 * 10^{-4}\%$ kann hier ebenfalls von einem statistisch signifikanten Zusammenhang ausgegangen werden, der in Abbildung 57-b dargestellt ist.

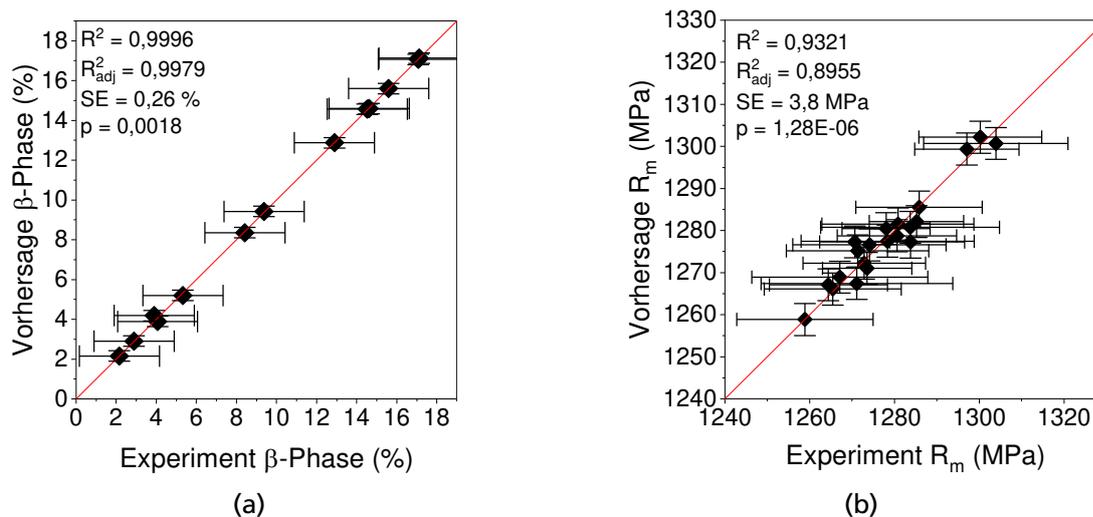


Abbildung 57 Vergleich des experimentell ermittelten β -Phasenanteils mit der Vorhersage nach Regressionsfunktion für den β -Phasenanteil (a) bzw. die Zugfestigkeit R_m (b)

Die vorhergesagte Zugfestigkeit berechnet sich nach Formel 6.9 (b_i jeweils mit drei signifikanten Dezimalstellen, vollständige Werte in Anhang 16-b).

$$\widehat{R}_m = (1016,97 + 0,003383 * A_8 - 0,00713 * A_9 - 0,0577 * A_{10} + 0,0007747 * A_{11} - 0,01227 * A_{12} - 0,377 * A_{13} + 0,5728 * A_{14}) \text{ MPa} \quad 6.9$$

Die identifizierten Abweichungen zwischen vorhergesagtem und experimentell β -Phasenanteil bzw. dem Mittelwert der Zugfestigkeit R_m zeigen, dass der gewählte Ansatz einer multiplen linearen Regression vielversprechend ist. Mit den simulierten thermischen Historien, die nach dem vereinfachten Super-Layer-Prinzip (4.5.1) ermittelt werden, liegt ein Datensatztyp vor, der um ein Vielfaches schneller verfügbar ist als alternative LPBF-Prozesssimulation wie Phasenfeldmodelle, zelluläre Automaten oder kombinierte ICME-Ansätze (2.4). Nach notwendiger Validierung anhand weiterer Probengeometrien in zukünftigen Untersuchungen wird sich somit erstmalig die Möglichkeit eröffnen, die Werkstoffeigenschaften ganzer Bauteile aus Ti-6Al-4V simulativ abzuschätzen.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Das additive Fertigungsverfahren Laser Powder Bed Fusion (LPBF) erlaubt die Herstellung von geometrisch hochkomplexen Strukturen aus metallischen Werkstoffen. Mit der Titanlegierung Ti-6Al-4V können unter Nutzung der hohen Designfreiheit Leichtbauanwendungen mittels LPBF realisiert werden, die mit konventionellen Fertigungsverfahren nicht herstellbar sind.

Die Mikrostruktur und damit auch die mechanischen Eigenschaften LPBF-gefertigter Bauteile werden von den thermischen Bedingungen im Verlauf des additiven Aufbauprozesses (thermische Historie) definiert, die wiederum von der örtlichen Bauteilgeometrie abhängig sind. Komplexe Bauteile weisen demzufolge örtlich inhomogene Werkstoffeigenschaften auf, was im Konflikt dazu steht, dass Materialcharakterisierungen oftmals anhand geometrisch primitiver Körper durchgeführt werden.

In der vorliegenden Arbeit wird der Geometrieinfluss auf die Werkstoffeigenschaften beim LPBF von Ti-6Al-4V umfassend untersucht. Dabei wird mit dem β -Phasenanteil eine repräsentative Bewertungsgröße der Mikrostruktur zur Quantifizierung eingesetzt, die einerseits abhängig von der thermischen Historie ist und andererseits die mechanischen Eigenschaften definiert. Untersuchungen der α -Lamellenbreite, Zugfestigkeit und Ermüdungslebensdauer mit geringerem Probenumfang ergänzen die Charakterisierung der geometrieabhängigen Eigenschaften.

Als Ursache für Mikrostrukturänderungen aufgrund lokal inhomogener thermischer Historie beim LPBF von Ti-6Al-4V werden zwei Wirkmechanismen beschrieben: Erstens die **intrinsische Wärmebehandlung** (IHT), also der thermische Einfluss der Folgeschichten oberhalb des untersuchten Probenbereichs und zweitens die **reduzierte Abkühlrate** bei Entstehung des untersuchten Bereichs und in den unmittelbar nachfolgenden thermischen Zyklen der angrenzenden Folgeschichten. Die Wirkmechanismen werden mithilfe einer Fallunterscheidung jeweils einzeln anhand von Proben untersucht, die jeweils ohne Einwirkung des anderen Wirkmechanismus gefertigt werden. Gegenüberstellungen der β -Morphologie mit der Literatur bestätigen dabei jeweils die einzelnen Wirkmechanismen.

Um die thermischen Historien der variierten Probengeometrien zu bestimmen, werden thermische finite-Elemente-Simulationen des LPBF-Prozesses mit dem vereinfachten Super-Layer-Ansatz durchgeführt, bei dem mehrere reale Schichten zu einer simulierten Schicht zusammengefasst werden. Zur Charakterisierung der Wirkmechanismen werden zwei Kennwerte definiert, die anhand der simulierten thermischen Historien ermittelt werden: Die Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} als Kriterium der intrinsischen Wärmebehandlung sowie die Abkühlkonstante k als Kriterium der reduzierten Abkühlrate. Der Kennwert Δt_{IHT} ist für den Großteil der untersuchten Probengeometrien geeignet, um das Auftreten von IHT vorherzusagen. Eine Ausnahme stellt die Probengeometrie mit Erhöhung der oberhalb des Untersuchungspunktes aufgebauten Aufsatzhöhe von $H = 10 \text{ mm}$ auf $H = 20 \text{ mm}$ dar: Δt_{IHT} wird bei der Probe mit $H = 20 \text{ mm}$ nicht verändert, weil die i.V. zu $H = 10 \text{ mm}$ zeitlich länger andauernden Temperaturzyklen unterhalb des definierten Schwellwerts von $T = 400^\circ\text{C}$ liegen. Dennoch wird eine Erhöhung des β -Phasenanteils im Experiment beobachtet, was auf Ungenauigkeiten in der simulierten thermischen Historie zurückgeführt wird und die Grenzen des Super-Layer-Ansatzes aufzeigt. Zur Bewertung der reduzierten Abkühlrate eignet sich k für alle Probengeometrien, um das Vorhandensein der β -Phase vorherzusagen.

Die Schichtzwischenzeit stellt das Zeitintervall dar, welches zwischen zwei aufeinanderfolgenden Schichten vergeht und von der Anzahl der zu belichtenden Proben mit jeweiligen Belichtungsflächen sowie anderen Maschinenebenzeiten definiert wird. In dieser Arbeit wurde festgestellt, dass bei Reduzierung der Schichtzwischenzeit der Geometrieinfluss stärker wird. Der Wirkmechanismus der reduzierten Abkühlrate wird dabei nur bei Schichtzwischenzeiten $< 28 \text{ s}$ beobachtet, wohingegen die intrinsische Wärmebehandlung auch noch bei erhöhten Schichtzwischenzeiten von ca. 45 s identifiziert wird.

Zur Untersuchung des thermischen Einflusses von angrenzenden Folgeschichten oberhalb des Untersuchungspunktes wurden Proben mit variiertem Anzahl von Folgeschichten analysiert. Dabei wurde ein lokales Maximum des β -Phasenanteils und der α -Lamellenbreite bei Proben mit einer einzelnen Folgeschicht oberhalb des Untersuchungspunktes identifiziert. Diese Beobachtung wurde damit erklärt, dass bei einer Folgeschicht die Abkühlrate im relevanten Temperaturbereich

ab β -Transustemperatur am stärksten reduziert ist. Die beobachtete Morphologie der α -Lamellen bestätigt dabei die Dominanz der reduzierten Abkühlrate gegenüber der intrinsischen Wärmebehandlung. Ab einer Aufsatzhöhe von $H = 600 \mu\text{m}$ (zehn Folgeschichten) wird ein erneuter Anstieg des β -Phasenanteils und der α -Lamellenbreite identifiziert, was mit dem beginnenden Einfluss der intrinsischen Wärmebehandlung begründet wird.

Auch auf die mechanischen Eigenschaften ist ein Geometrieinfluss vorhanden. Proben mit schnellerem Anstieg der Belichtungsflächen in Aufbaurichtung sind durch einen Festigkeitsabfall sowohl unter statischer (Zugfestigkeit) als auch unter dynamischer Belastung (Ermüdungslebensdauer) gekennzeichnet. Dabei ist der Geometrieinfluss auf die Zugfestigkeit selbst bei hohen Schichtzwischenzeiten von $> 75 \text{ s}$ vorhanden.

Um den Geometrieinfluss vorhersagbar zu machen, wurde für die variierten Probengeometrien mittels multipler linearer Regression ein Korrelationsmodell zwischen dem β -Phasenanteil bzw. der Zugfestigkeit und den simulierten thermischen Historien aufgestellt. Die thermische Historie wurde dabei in Form von Partitionen der integrierten Zeit-Temperatur-Kurve diskretisiert. Ein korrigiertes Bestimmtheitsmaß von $R_{\text{adj}}^2 = 99,8 \%$ für die Vorhersage des β -Phasenanteils bzw. von $R_{\text{adj}}^2 = 89,6 \%$ für die Vorhersage der Zugfestigkeit zeigen das Potenzial des Ansatzes auf.

Zusammenfassend wird festgestellt, dass in der vorliegenden Arbeit zum einen das Verständnis über die Wirkmechanismen des Geometrieinflusses beim LPBF gesteigert wurde. Weiterhin wurde erstmalig gezeigt, wie auf Bauteilebene anwendbare Simulationen eingesetzt werden können, um relevante Mikrostruktureigenschaften im LPBF von Ti-6Al-4V vorherzusagen.

Zukünftige Untersuchungen sollten mit einer Validierung des Vorhersagemodells an komplexen Bauteilgeometrien beginnen. Dazu sollte eine Bauteilgeometrie mit experimentell gemessenem orts aufgelöstem β -Phasenanteil mit dem vorhergesagten β -Phasenanteil auf Basis der simulierten thermischen Historie verglichen werden. Sollte die Abweichung größer als die Summe aus statistischer Unsicherheit und Messfehler sein, so sollten weitere Probengeometrien zur

Ausweitung der Datenbasis charakterisiert werden und in das Regressionsmodell einfließen. Des Weiteren gilt zu überprüfen, wie robust das Modell in Bezug auf Änderungen der LPBF-Prozessparameter (z.B. Laserleistung) ist, da diese in der Simulation unberücksichtigt bleiben.

Zur Überprüfung der aufgestellten Hypothese, dass bei einer einzelnen Folgeschicht der Wirkmechanismus der reduzierten Abkühlrate als Geometrieinfluss den größten Einfluss auf die Mikrostruktur aufweist, sind ebenfalls weitere Untersuchungen notwendig. Dabei ist die in dieser Arbeit eingesetzte Simulation des LPBF-Prozesses nach Super-Layer-Ansatz nicht anwendbar, weil keine einzelnen Schichten in der Simulation aufgelöst werden. Zunächst müsste mittels chemischer Ätzung an Querschliffen die Eindringtiefe des Schmelzbades gemessen werden, um so die Anzahl der real umgeschmolzenen Schichten zu identifizieren. Sollte bei der Probe mit drei Folgeschichten (FS3) erkennbar sein, dass das Schmelzbad tiefer als $3 * D_S = 180 \mu\text{m}$ ist, kann ein Nachweis des Erklärungsansatzes mittels experimenteller Thermographie-Aufnahmen im LPBF-Prozess erbracht werden. Der Vergleich der thermischen Emission bei FS0, FS1 und FS2 wäre geeignet, die variierenden Abkühlraten qualitativ zu unterscheiden. Sollte die Schmelzbadtiefe $< 3 * D_S = 180 \mu\text{m}$ sein so wären mögliche Lösungsansätze zur Überprüfung des Erklärungsansatzes für die ersten drei Schichten entweder in-situ Temperaturmessungen innerhalb der Probe an P_0 im LPBF-Prozess oder in-situ Messungen der Phasenverteilung mittels Röntgenbeugung im LPBF-Prozess.

In Bezug auf die Kompensation des Effektes im LPBF-Prozess könnte für zukünftige LPBF-Maschinengenerationen durch Kopplung der thermographischen Prozessbeobachtung mit der Maschinensteuerung ein Mechanismus zur gezielten Einstellung des β -Phasenanteils entwickelt werden, indem die lokale Abkühlrate bspw. über die Einstellung der Laserleistung geregelt wird.

Zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften sollte zunächst ein Probenprogramm bei geringerer Schichtzwischenzeit untersucht werden, um den Geometrieinfluss durch stärkere Effekte besser charakterisieren zu können. Weitere mechanische Eigenschaften zur Bewertung des Verformungsverhaltens (z.B. Bruchdehnung) sowie technisch relevanter Festigkeitskennwerte (z.B. Dehngrenze) sollten ebenfalls in Betracht gezogen werden.

Die Charakterisierung des Geometrieinflusses beim LPBF von Ti-6Al-4V sollte auf weitere Werkstoffe ausgeweitet werden. Legierungen mit vergleichsweise hohen Wärmeleitfähigkeiten (z.B. Aluminium- oder Kupferlegierungen) wären dabei von besonderem Interesse. Für diese Legierungen wird vermutet, dass die in dieser Arbeit beschriebenen Effekte der intrinsischen Wärmebehandlung und reduzierten Abkühlrate in ihrer Ausprägung unterschiedlich i.V. zu Titanlegierungen sind. Die Funktion der intrinsischen Wärmebehandlung ist nur gewährleistet, wenn erstens die eingebrachte Prozesswärme über Wärmeleitung durch die Probe am Untersuchungspunkt ankommt, d.h. eine minimale Wärmeleitfähigkeit mindestens gewährleistet wird. Zweitens kann die intrinsische Wärmebehandlung nur wirken, wenn die Wärmeleitfähigkeit ausreichend klein ist, um einen Wärmestau in der Probe zu induzieren (unter der Annahme, dass die Plattformtemperatur zu gering ist, um mikrostrukturelle Änderungen hervorzurufen). Die Untersuchung hoher Plattformtemperaturen bei Werkstoffen hoher Wärmeleitfähigkeit könnte eine Prozessführung erlauben, die den Geometrieinfluss minimiert.

Literaturverzeichnis

- [1] LENTON, Timothy M. ; XU, Chi ; ABRAMS, Jesse F. ; GHADIALI, Ashish ; LORIANI, Sina ; SAKSCHEWSKI, Boris ; ZIMM, Caroline ; EBI, Kristie L. ; DUNN, Robert R. ; SVENNING, Jens-Christian ; SCHEFFER, Marten: *Quantifying the human cost of global warming*. In: *Nature Sustainability* (2023)
- [2] BLAKEY-MILNER, Byron ; GRADL, Paul ; SNEDDEN, Glen ; BROOKS, Michael ; PITOT, Jean ; LOPEZ, Elena ; LEARY, Martin ; BERTO, Filippo ; DU PLESSIS, Anton: *Metal additive manufacturing in aerospace: A review*. In: *Materials & Design* 209 (2021), S. 110008
- [3] WYCISK, Eric ; HASKAMP, Freerik ; SCHMIDT-LEHR, Matthias ; MUNSCH, Maximilian: *Sustainability of Metal Additive Manufacturing : Analysis of the CO2 footprint along the Additive Manufacturing process chain*. In: *AM Power Insights* (2022), Nr. 10
- [4] QUARKS.DE: *CO2 in Zahlen – was ist viel, was ist wenig?* URL <https://www.quarks.de/umwelt/klimawandel/co2-in-zahlen-was-ist-viel-was-ist-wenig/> – Überprüfungsdatum 2022-12-17
- [5] PETERS, Manfred (Hrsg.): *Titan und Titanlegierungen*. [3., völlig neu bearb. Aufl.], 3. Nachdr. Weinheim : Wiley-VCH, 2010
- [6] ASM: *ASM Aerospace Specification Metals Inc.* URL <https://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=mtp641>
- [7] MATWEB: *Aluminum 360.0-F Die Casting Alloy*. URL <https://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=46cc3a20683748718693cbb6039bec68&ckck=1> – Überprüfungsdatum 2023-06-07
- [8] PEDERSON, Robert: *Microstructure and phase transformation of Ti-6Al-4V* – Überprüfungsdatum 2019-09-16
- [9] BARRIOBERO-VILA, Pere ; ARTZT, Katia ; STARK, Andreas ; SCHELL, Norbert ; SIGGEL, Martin ; GUSSONE, Joachim ; KLEINERT, Jan ; KITSCHKE, Wolfgang ; REQUENA, Guillermo ; HAUBRICH, Jan: *Mapping the geometry of Ti-6Al-4V: From martensite decomposition to localized spheroidization during selective laser melting*. In: *Scripta Materialia* 182 (2020), S. 48–52 – Überprüfungsdatum 2020-04-28
- [10] LIU, Shunyu ; SHIN, Yung C.: *Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review*. In: *Materials & Design* 164 (2019), S. 107552 – Überprüfungsdatum 2019-07-16
- [11] KÖRNER, Carolin ; MARKL, Matthias ; KOEPF, Johannes A.: *Modeling and Simulation of Microstructure Evolution for Additive Manufacturing of Metals: A Critical Review*. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 51 (2020), Nr. 10, S. 4970–4983 – Überprüfungsdatum 2021-03-01

- [12] DIN EN ISO/ASTM 52911-1:2020-05, *Additive Fertigung_- Konstruktion_- Teil_1: Laserbasierte Pulverbettfusion von Metallen (ISO/ASTM 52911-1:2019); Deutsche Fassung EN_ISO/ASTM 52911-1:2019*
- [13] BERROCAL, Laura ; FERNÁNDEZ, Rosario ; GONZÁLEZ, Sergio ; PERIÑÁN, Antonio ; TUDELA, Santos ; VILANOVA, Jorge ; RUBIO, Luis ; MARTÍN MÁRQUEZ, Jose Manuel ; GUERRERO, Javier ; LASAGNI, Fernando: *Topology optimization and additive manufacturing for aerospace components*. In: *Progress in Additive Manufacturing* 4 (2019), Nr. 2, S. 83–95
- [14] MANTOVANI, S. ; CAMPO, G. A. ; GIACALONE, M.: *Steering column support topology optimization including lattice structure for metal additive manufacturing*. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* (2020), 0954440622094712
- [15] MERULLA, Andrea ; GATTO, Andrea ; BASSOLI, Elena ; MUNTEANU, Sorin Ion ; GHEORGHIU, Bogdan ; POP, Mihai Alin ; BEDO, Tibor ; MUNTEANU, Daniel: *Weight reduction by topology optimization of an engine subframe mount, designed for additive manufacturing production*. In: *Materials Today: Proceedings* 19 (2019), S. 1014–1018 – Überprüfungsdatum 2020-09-29
- [16] ORME, Melissa ; MADERA, Ivan ; GSCHWEITL, Michael ; FERRARI, Michael: *Topology Optimization for Additive Manufacturing as an Enabler for Light Weight Flight Hardware*. In: *Designs* 2 (2018), Nr. 4, S. 51 – Überprüfungsdatum 2020-09-29
- [17] PANESAR, Ajit ; ABDI, Meisam ; HICKMAN, Duncan ; ASHCROFT, Ian: *Strategies for functionally graded lattice structures derived using topology optimisation for Additive Manufacturing*. In: *Additive Manufacturing* 19 (2018), S. 81–94
- [18] PARTHASARATHY, Jayanthi ; STARLY, Binil ; RAMAN, Shivakumar: *A design for the additive manufacture of functionally graded porous structures with tailored mechanical properties for biomedical applications*. In: *Journal of Manufacturing Processes* 13 (2011), Nr. 2, S. 160–170 – Überprüfungsdatum 2019-05-08
- [19] GRADL, Paul: *Intro to Additive Manufacturing for Propulsion Systems*. 2018
- [20] XIE, Guanlin ; DONG, Yongjia ; ZHOU, Jing ; SHENG, Zhongqi: *Topology optimization design of hydraulic valve blocks for additive manufacturing*. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science* 234 (2020), Nr. 10, S. 1899–1912
- [21] ALSHARE, Aiman A. ; CALZONE, Federico ; MUZZUPAPPA, Maurizio: *Hydraulic manifold design via additive manufacturing optimized with CFD and fluid-structure interaction simulations*. In: *Rapid Prototyping Journal* 25 (2019), Nr. 9, S. 1516–1524
- [22] TAN, Chaolin ; DI WANG ; MA, Wenyong ; CHEN, Yaorong ; CHEN, Shijin ; YANG, Yongqiang ; ZHOU, Kesong: *Design and additive manufacturing of novel conformal cooling molds*. In: *Materials & Design* 196 (2020), S. 109147
- [23] WOHLERS, Terry ; CAMPBELL, Robert Ian ; DIEGEL, Olaf ; KOWEN, Joseph ; MOSTOW, Noah ; FIDAN, Ismail: *Wohlers report 2022 : 3D printing and additive manufacturing : global state*

- of the industry. BOURELL, David L. (Hrsg.); VAN RENSBURG, Jenny (Hrsg.). Fort Collins, Colo., Washington, DC : WOHLERS Associates; ASTM International, 2022
- [24] SINGAMNENI, Sarat ; LV, Yifan ; HEWITT, Andrew ; CHALK, Rodger ; THOMAS, Wayne ; JORDISON, David: *Additive Manufacturing for the Aircraft Industry: A Review*. In: *Journal of Aeronautics & Aerospace Engineering* 2019 (2019)
- [25] ZHOU, Xin ; LI, Kailun ; ZHANG, Dandan ; LIU, Xihe ; MA, Jing ; LIU, Wei ; SHEN, Zhijian: *Textures formed in a CoCrMo alloy by selective laser melting*. In: *Journal of Alloys and Compounds* 631 (2015), S. 153–164. URL <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.096>
- [26] LI, Ruidi ; WANG, Minbo ; YUAN, Tiechui ; SONG, Bo ; CHEN, Chao ; ZHOU, Kechao ; CAO, Peng: *Selective laser melting of a novel Sc and Zr modified Al-6.2 Mg alloy: Processing, microstructure, and properties*. In: *Powder Technology* 319 (2017), S. 117–128
- [27] RAGHAVAN, S. ; ZHANG, Baicheng ; WANG, Pei ; SUN, Chen-Nan ; NAI, Mui Ling Sharon ; LI, Tao ; WEI, Jun: *Effect of different heat treatments on the microstructure and mechanical properties in selective laser melted INCONEL 718 alloy*. In: *Materials and Manufacturing Processes* 32 (2017), Nr. 14, S. 1588–1595
- [28] SIMONELLI, Marco ; TSE, Yau Yau ; TUCK, Chris: *On the Texture Formation of Selective Laser Melted Ti-6Al-4V*. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 45 (2014), Nr. 6, S. 2863–2872
- [29] MERCELIS, Peter ; KRUTH, Jean-Pierre: *Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting*. In: *Rapid Prototyping Journal* 12 (2006), Nr. 5, S. 254–265
- [30] LI, Yingli ; ZHOU, Kun ; TAN, Pengfei ; TOR, Shu Beng ; CHUA, Chee Kai ; LEONG, Kah Fai: *Modeling temperature and residual stress fields in selective laser melting*. In: *International Journal of Mechanical Sciences* 136 (2018), S. 24–35
- [31] SIMSON, Thomas ; EMMEL, Andreas ; DWARS, Anja ; BÖHM, Juliane: *Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting*. In: *Additive Manufacturing* 17 (2017), S. 183–189
- [32] YADROITSEV, Igor ; YADROITSAVA, Ina: *Evaluation of residual stress in stainless steel 316L and Ti6Al4V samples produced by selective laser melting*. In: *Virtual and Physical Prototyping* 10 (2015), Nr. 2, S. 67–76
- [33] MEINERS, Wilhelm: *Direktes selektives Laser Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe*. Dissertation. 1999
- [34] GUO, Qilin ; ZHAO, Cang ; QU, Minglei ; XIONG, Lianghua ; ESCANO, Luis I. ; HOJJATZADEH, S. Mohammad H. ; PARAB, Niranjana D. ; FEZZAA, Kamel ; EVERHART, Wes ; SUN, Tao ; CHEN, Lianyi: *In-situ characterization and quantification of melt pool variation under constant input energy density in laser powder bed fusion additive manufacturing process*. In: *Additive Manufacturing* 28 (2019), S. 600–609
- [35] ZHAO, Ruixin ; CHEN, Chaoyue ; WANG, Wei ; CAO, Tingwei ; SHUAI, Sansan ; XU, Songzhe ; HU, Tao ; LIAO, Hanlin ; WANG, Jiang ; REN, Zhongming: *On the role of volumetric energy*

- density in the microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion Ti-6Al-4V alloy.* In: *Additive Manufacturing* 51 (2022), S. 102605
- [36] AHMED, T. ; RACK, H. J.: *Phase transformations during cooling in $\alpha+\beta$ titanium alloys.* In: *Materials Science and Engineering: A* 243 (1998), 1-2, S. 206–211
- [37] ZHAO, Cang ; FEZZAA, Kamel ; CUNNINGHAM, Ross W. ; WEN, Haidan ; CARLO, Francesco de ; CHEN, Lianyi ; ROLLETT, Anthony D. ; SUN, Tao: *Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction.* In: *Scientific reports* 7 (2017), Nr. 1, S. 3602 – Überprüfungsdatum 2021-01-19
- [38] THUIS, Lore ; VERHAEGHE, Frederik ; CRAEGHS, Tom ; VAN HUMBEECK, Jan ; KRUTH, Jean-Pierre: *A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V.* In: *Acta Materialia* 58 (2010), Nr. 9, S. 3303–3312 – Überprüfungsdatum 2019-10-01
- [39] VANMEENSEL, Kim ; LIETAERT, Karel ; VRANCKEN, Bey ; DADBAKSH, Sasan ; LI, Xiaopeng ; KRUTH, Jean-Pierre ; KRAKHMALOV, Pavel ; YADROITSEV, Igor ; VAN HUMBEECK, Jan: *Additively manufactured metals for medical applications.* In: *Additive Manufacturing* : Elsevier, 2018, S. 261–309
- [40] LÜTJERING, G.: *Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys.* In: *Materials Science and Engineering: A* 243 (1998), 1-2, S. 32–45
- [41] RAFI, H. K. ; KARTHIK, N. V. ; GONG, Haijun ; STARR, Thomas L. ; STUCKER, Brent E.: *Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting.* In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 22 (2013), Nr. 12, S. 3872–3883
- [42] CHEN, Ming ; SIMONELLI, Marco ; VAN PETEGEM, Steven ; YAU TSE, Yau ; SIN TING CHANG, Cynthia ; GRAZYNA MAKOWSKA, Malgorzata ; FERREIRA SANCHEZ, Dario ; MOENS-VAN SWYGENHOVEN, Helena: *A quantitative study of thermal cycling along the build direction of Ti-6Al-4V produced by laser powder bed fusion.* In: *Materials & Design* 225 (2023), S. 111458
- [43] CHEN, J. ; FABIJANIC, D. ; ZHANG, T. ; LUI, E. W. ; BRANDT, M. ; XU, W.: *Deciphering the transformation pathway in laser powder-bed fusion additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy.* In: *Additive Manufacturing* 58 (2022), S. 103041
- [44] LUI, E. W. ; XU, W. ; PATERAS, A. ; QIAN, M. ; BRANDT, M.: *New Development in Selective Laser Melting of Ti-6Al-4V: A Wider Processing Window for the Achievement of Fully Lamellar $\alpha + \beta$ Microstructures.* In: *JOM* 69 (2017), Nr. 12, S. 2679–2683 – Überprüfungsdatum 2019-08-21
- [45] BARRIOBERO-VILA, Pere ; GUSSONE, Joachim ; HAUBRICH, Jan ; SANDLÖBES, Stefanie ; DA SILVA, Julio Cesar ; CLOETENS, Peter ; SCHELL, Norbert ; REQUENA, Guillermo: *Inducing Stable $\alpha + \beta$ Microstructures during Selective Laser Melting of Ti-6Al-4V Using Intensified Intrinsic Heat Treatments.* In: *Materials (Basel, Switzerland)* 10 (2017), Nr. 3 – Überprüfungsdatum 2019-08-21

- [46] XU, W. ; BRANDT, M. ; SUN, S. ; ELAMBASSERIL, J. ; LIU, Q. ; LATHAM, K. ; XIA, K. ; QIAN, M.: *Additive manufacturing of strong and ductile Ti–6Al–4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition*. In: *Acta Materialia* 85 (2015), S. 74–84
- [47] CAO, Sheng ; HU, Qiaodan ; HUANG, Aijun ; CHEN, Zhuoer ; SUN, Ming ; ZHANG, Jiahua ; FU, Chenxi ; JIA, Qingbo ; LIM, Chao Voon Samuel ; BOYER, Rodney R. ; YANG, Yi ; WU, Xinhua: *Static coarsening behaviour of lamellar microstructure in selective laser melted Ti–6Al–4V*. In: *Journal of Materials Science & Technology* 35 (2019), Nr. 8, S. 1578–1586
- [48] TER HAAR, Gerrit Matthys ; BECKER, Thorsten Hermann: *Low temperature stress relief and martensitic decomposition in selective laser melting produced Ti6Al4V*. In: *Material Design & Processing Communications* 3 (2021), Nr. 1
- [49] XU, W. ; LUI, E. W. ; PATERAS, A. ; QIAN, M. ; BRANDT, M.: *In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance*. In: *Acta Materialia* 125 (2017), S. 390–400
- [50] NOVOTNÝ, Ladislav ; BÉREŠ, Miloslav ; CARPENTIERI, Bruno: *Effect of interlayer time interval on residual stress distribution in Ti6Al4V alloy manufactured by laser powder bed fusion*. In: *Science and Technology of Welding and Joining* 28 (2023), Nr. 6, S. 514–524
- [51] DENLINGER, Erik R. ; HEIGEL, Jarred C. ; MICHALERIS, Pan ; PALMER, T. A.: *Effect of inter-layer dwell time on distortion and residual stress in additive manufacturing of titanium and nickel alloys*. In: *Journal of Materials Processing Technology* 215 (2015), S. 123–131. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013614002891> – Überprüfungsdatum 2023-07-10
- [52] PROMOPPATUM, Patcharapit ; YAO, Shi-Chune ; PISTORIUS, P. Chris ; ROLLETT, Anthony D. ; COUTTS, Peter J. ; LIA, Frederick ; MARTUKANITZ, Richard: *Numerical modeling and experimental validation of thermal history and microstructure for additive manufacturing of an Inconel 718 product*. In: *Progress in Additive Manufacturing* 3 (2018), 1-2, S. 15–32 – Überprüfungsdatum 2020-12-02
- [53] WALKER, Joseph R.: *Multi-Sensor Approach to Determine the Effect of Geometry on Microstructure in Additive Manufacturing*. 2019
- [54] SHRESTHA, Rakish ; SHAMSAEI, Nima ; SEIFI, Mohsen ; PHAN, Nam: *An investigation into specimen property to part performance relationships for laser beam powder bed fusion additive manufacturing*. *Additive Manufacturing*, 29, 100807. In: *Additive Manufacturing* 29 (2019), S. 100807
- [55] DAMON, James ; KOCH, Robin ; KAISER, Daniel ; GRAF, Gregor ; DIETRICH, Stefan ; SCHULZE, Volker: *Process development and impact of intrinsic heat treatment on the mechanical performance of selective laser melted AISI 4140*. In: *Additive Manufacturing* 28 (2019), S. 275–284
- [56] CHAHAL, Vedant ; TAYLOR, Robert M.: *A review of geometric sensitivities in laser metal 3D printing*. In: *Virtual and Physical Prototyping* 15 (2020), Nr. 2, S. 227–241

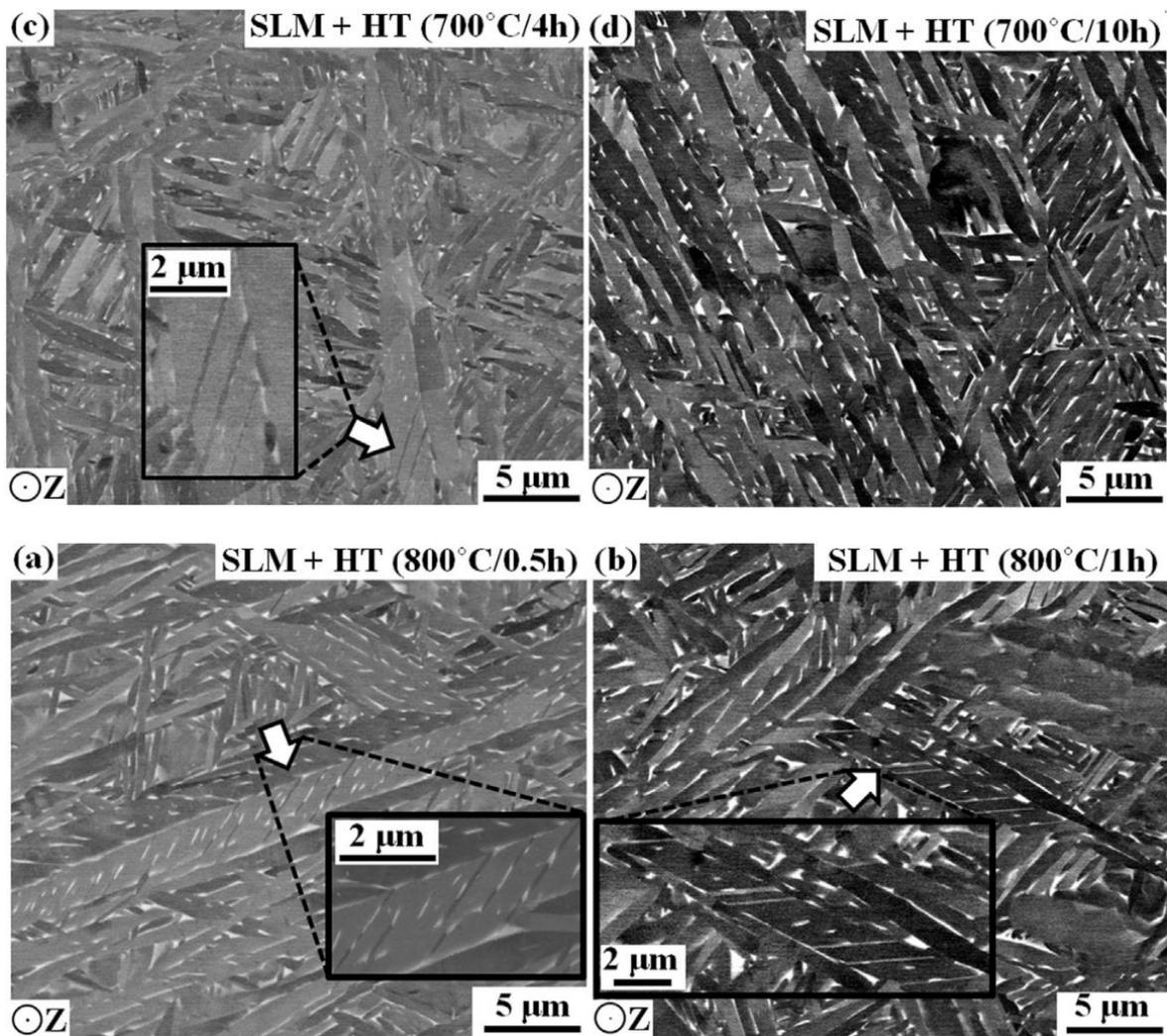
- [57] ANSYS: *ANSYS Mechanical Datenbank: Materialien für Additive Manufacturing : Version 2020 R2*. 2020
- [58] LIANG, Huixin ; XIE, Deqiao ; MAO, Yuyi ; SHI, Jianping ; WANG, Changjiang ; SHEN, Lida ; TIAN, Zongjun: *The Size Effect on Forming Quality of Ti-6Al-4V Solid Struts Fabricated via Laser Powder Bed Fusion*. In: *Metals* 9 (2019), Nr. 4, S. 416 – Überprüfungsdatum 2020-10-04
- [59] NAHR, Florian ; RASCH, Michael ; BURKHARDT, Christian ; RENNER, Jakob ; BAUMGÄRTNER, Benjamin ; HAUSOTTE, Tino ; KÖRNER, Carolin ; STEINMANN, Paul ; MERGHEIM, Julia ; SCHMIDT, Michael ; MARKL, Matthias: *Geometrical Influence on Material Properties for Ti6Al4V Parts in Powder Bed Fusion*. In: *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 7 (2023), Nr. 3, S. 82
- [60] HOOPER, Paul A.: *Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion*. In: *Additive Manufacturing* 22 (2018), S. 548–559 – Überprüfungsdatum 2021-01-12
- [61] LIU, Dehao ; WANG, Yan: *Mesoscale multi-physics simulation of rapid solidification of Ti-6Al-4V alloy*. In: *Additive Manufacturing* 25 (2019), S. 551–562 – Überprüfungsdatum 2021-03-01
- [62] KELLER, Nils: *Verzugsminimierung bei selektiven Laserschmelzverfahren durch Multi-Skalen-Simulation*. 2016
- [63] ZINOVIEVA, O. ; ZINOVIEV, A. ; PLOSHIKHIN, V.: *Three-dimensional modeling of the microstructure evolution during metal additive manufacturing*. In: *Computational Materials Science* 141 (2018), S. 207–220 – Überprüfungsdatum 2021-03-01
- [64] HASHEMI, Seyed Mahdi ; PARVIZI, Soroush ; BAGHBANJAVID, Haniyeh ; TAN, Alvin T. L. ; NEMATOLLAHI, Mohammadreza ; RAMAZANI, Ali ; FANG, Nicholas X. ; ELAHINIA, Mohammad: *Computational modelling of process–structure–property–performance relationships in metal additive manufacturing: a review*. In: *International Materials Reviews* 67 (2022), Nr. 1, S. 1–46
- [65] ZHANG, Yi ; HE, Junyan: *Additive Manufacturing Material Behavior Prediction - A Simulation Based ICME Approach* (2023)
- [66] WEI, H. L. ; MUKHERJEE, T. ; ZHANG, W. ; ZUBACK, J. S. ; KNAPP, G. L. ; DE, A. ; DEBROY, T.: *Mechanistic models for additive manufacturing of metallic components*. In: *Progress in Materials Science* 116 (2021), S. 100703 – Überprüfungsdatum 2021-02-24
- [67] HONG, Kyung-Min ; SHIN, Yung C.: *Analysis of microstructure and mechanical properties change in laser welding of Ti6Al4V with a multiphysics prediction model*. In: *Journal of Materials Processing Technology* 237 (2016), S. 420–429 – Überprüfungsdatum 2019-07-30
- [68] SIENIAWSKI, Jan (Hrsg.); ZIAJA, Waldemar (Hrsg.): *Titanium alloys - advances in properties control*. Rijeka, Croatia : InTech, 2014

- [69] NITZLER, Jonas ; MEIER, Christoph ; MÜLLER, Kei W. ; WALL, Wolfgang A. ; HODGE, N. E.: *A novel physics-based and data-supported microstructure model for part-scale simulation of laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V*. In: *Advanced Modeling and Simulation in Engineering Sciences* 8 (2021), Nr. 1
- [70] LEICHT, Alexander ; KLEMENT, Uta ; HRYHA, Eduard: *Effect of build geometry on the microstructural development of 316L parts produced by additive manufacturing*. *Materials Characterization*, 143, 137-143. In: *Materials Characterization* 143 (2018), S. 137–143
- [71] SLM SOLUTIONS: *NXG XII 600*. URL <https://www.slm-pushing-the-limits.com/specs> – Überprüfungsdatum 2023-08-10
- [72] *Trainable Weka Segmentation*. URL <https://imagej.net/plugins/tws/>
- [73] *ImageJ : Image Processing and Analysis in Java*. URL <https://imagej.net/ij/>
- [74] ANSYS: *Ansys Workbench Additive Manufacturing Analysis Guide 2021R2*. 2021
- [75] MOHR, Gunther ; ALTENBURG, Simon J. ; HILGENBERG, Kai: *Effects of inter layer time and build height on resulting properties of 316L stainless steel processed by laser powder bed fusion*. In: *Additive Manufacturing* 32 (2020), S. 101080 – Überprüfungsdatum 2020-05-14
- [76] XU, W. ; SUN, S. ; ELAMBASSERIL, J. ; LIU, Q. ; BRANDT, M. ; QIAN, M.: *Ti-6Al-4V Additively Manufactured by Selective Laser Melting with Superior Mechanical Properties*. In: *JOM* 67 (2015), Nr. 3, S. 668–673
- [77] SIENIAWSKI, J. ; ZIAJA, W. ; KUBIAK, K. ; MOTYK, M.: *Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Two-Phase Titanium Alloys*. In: SIENIAWSKI, Jan; ZIAJA, Waldemar (Hrsg.): *Titanium alloys - advances in properties control*. Rijeka, Croatia : InTech, 2014
- [78] GÜNTHER, J. ; KREWERTH, D. ; LIPPMANN, T. ; LEUDERS, S. ; TRÖSTER, T. ; WEIDNER, A. ; BIERMANN, H. ; NIENDORF, T.: *Fatigue life of additively manufactured Ti-6Al-4V in the very high cycle fatigue regime*. In: *International Journal of Fatigue* 94 (2017), S. 236–245 – Überprüfungsdatum 2019-08-05
- [79] KASPEROVICH, Galina ; HAUSMANN, Joachim: *Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting*. In: *Journal of Materials Processing Technology* 220 (2015), S. 202–214 – Überprüfungsdatum 2019-10-02
- [80] MASUO, Hiroshige ; TANAKA, Yuzo ; MOROKOSHI, Shotaro ; YAGURA, Hajime ; UCHIDA, Tetsuya ; YAMAMOTO, Yasuhiro ; MURAKAMI, Yukitaka: *Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing*. In: *International Journal of Fatigue* 117 (2018), S. 163–179 – Überprüfungsdatum 2019-08-01

Anhang

Anhang 1:

Cao, Sheng, et al. – 2019 "Static coarsening behaviour of lamellar microstructure in selective laser melted Ti-6Al-4V."



Anhang 2:



Test Certificate

Customer : Fraunhofer - Institut Fur Lasertechnik
Sales Order N° : SO004325
Customer PO N° : 031/296168/710

Customer Reference : C00113

Product Code : LPW-Ti64GD5-AAOK

Batch N° : UK85238

Revision : 0

Quantity : 100 Kg

Published Date : 10/Dec/2019

CHEMICAL ANALYSIS

		Units	Min	Max	Result	Approved
N	Nitrogen	weight %	0	0.05	0.01	Pass
Ti	Titanium	weight %	Balance	-	Balance	Pass
OET	Others Total	weight %	0	0.4	<0.4	Pass
OE	Others Each	weight %	0	0.1	<0.1	Pass
V	Vanadium	weight %	3.5	4.5	4.0	Pass
Al	Aluminium	weight %	5.50	6.75	6.19	Pass
O	Oxygen	weight %	0	0.20	0.09	Pass
Fe	Iron	weight %	0	0.4	<0.1	Pass
H	Hydrogen	weight %	0	0.015	0.002	Pass
C	Carbon	weight %	0	0.08	0.01	Pass

SIEVE ANALYSIS

	Units	Min	Max	Result	Approved
+45 µm	weight %	Info Only	-	0.22	Pass

LASER SIZE DIFFRACTION - ASTM B822

	Units	Min	Max	Result	Approved
Dv (10)	µm	-	-	21	Pass
Dv (50)	µm	-	-	31	Pass
Dv (90)	µm	-	-	45	Pass

Anhang 3:



3765 La Vérendrye, suite 110, Boisbriand, Quebec, Canada, J7H 1R8
 Tel. (+1) 450.434-1004; Fax: (+1) 450-434-1200
 www.advancedpowders.com

F-062a Rev.1
 1.5.0
 Page 1 of 1

MATERIAL CERTIFICATE No: MC-22-0553

Customer:	Fraunhofer Institut für Lasertechnik, Steinbachstr. 15, 52074 Aachen, Germany	Laboratory No:	LIMS_01, 03 to 05
Purchase Order:	152420	Internal Order:	GEA88212 Rev. 2
Material Description:	Ti-6Al-4V Grade 5 Powder	Lot #:	222-G2049
Size:	15-45 µm	Quantity:	50 Kg
Specification:	ASTM F2924		

Item	Unit	Min. limit	Max. limit	Measured Value	Specification	Testing Method	Status
POWDER COMPOSITION							
Al	Wt. %	5.50	6.75	6.24	ASTM F2924-14	ASTM E2371-21	Conforming
V	Wt. %	3.50	4.50	4.05	ASTM F2924-14	ASTM E2371-21	Conforming
Fe	Wt. %	-	0.30	0.20	ASTM F2924-14	ASTM E2371-21	Conforming
O	Wt. %	-	0.20	0.18	ASTM F2924-14	ASTM E1409-13	Conforming
C	Wt. %	-	0.08	0.01	ASTM F2924-14	ASTM E1941-10 (R2016)	Conforming
N	Wt. %	-	0.05	0.01	ASTM F2924-14	ASTM E1409-13	Conforming
H	Wt. %	-	0.015	0.003	ASTM F2924-14	Based on ASTM E1447-09 (R2016)	Conforming
Y	Wt. %	-	0.005	< 0.001	ASTM F2924-14	ASTM E2371-21	Conforming
Other Each	Wt. %	-	0.10	< 0.10	ASTM F2924-14	ASTM E2371-21	Conforming
Other Total	Wt. %	-	0.40	< 0.40	ASTM F2924-14	ASTM E2371-21	Conforming
Ti	Wt. %	Balance	Balance	Balance	ASTM F2924-14	-	-
PARTICLE SIZE DISTRIBUTION							
> 63 µm	Wt. %	-	-	0.0	-	ASTM B214-16	NA
> 45 µm	Wt. %	-	-	0.8	-	ASTM B214-16	NA
< 45 µm	Wt. %	-	-	99.2	-	ASTM B214-16	NA
D10	µm	-	-	23	-	ASTM B822-20*	NA
D50	µm	-	-	34	-	ASTM B822-20*	NA
D90	µm	-	-	45	-	ASTM B822-20*	NA
< 15 µm	Vol. %	-	-	1	-	ASTM B822-20*	NA
FLOW RATE							
FR Hall	s/50g	-	-	33	-	ASTM B213-20	NA
DENSITY							
AD Hall	g/cm ³	-	-	2.54	-	ASTM B212-21	NA

* Particle size distribution as per ASTM B822 (Coulter® LS Particle Size Analyzer)

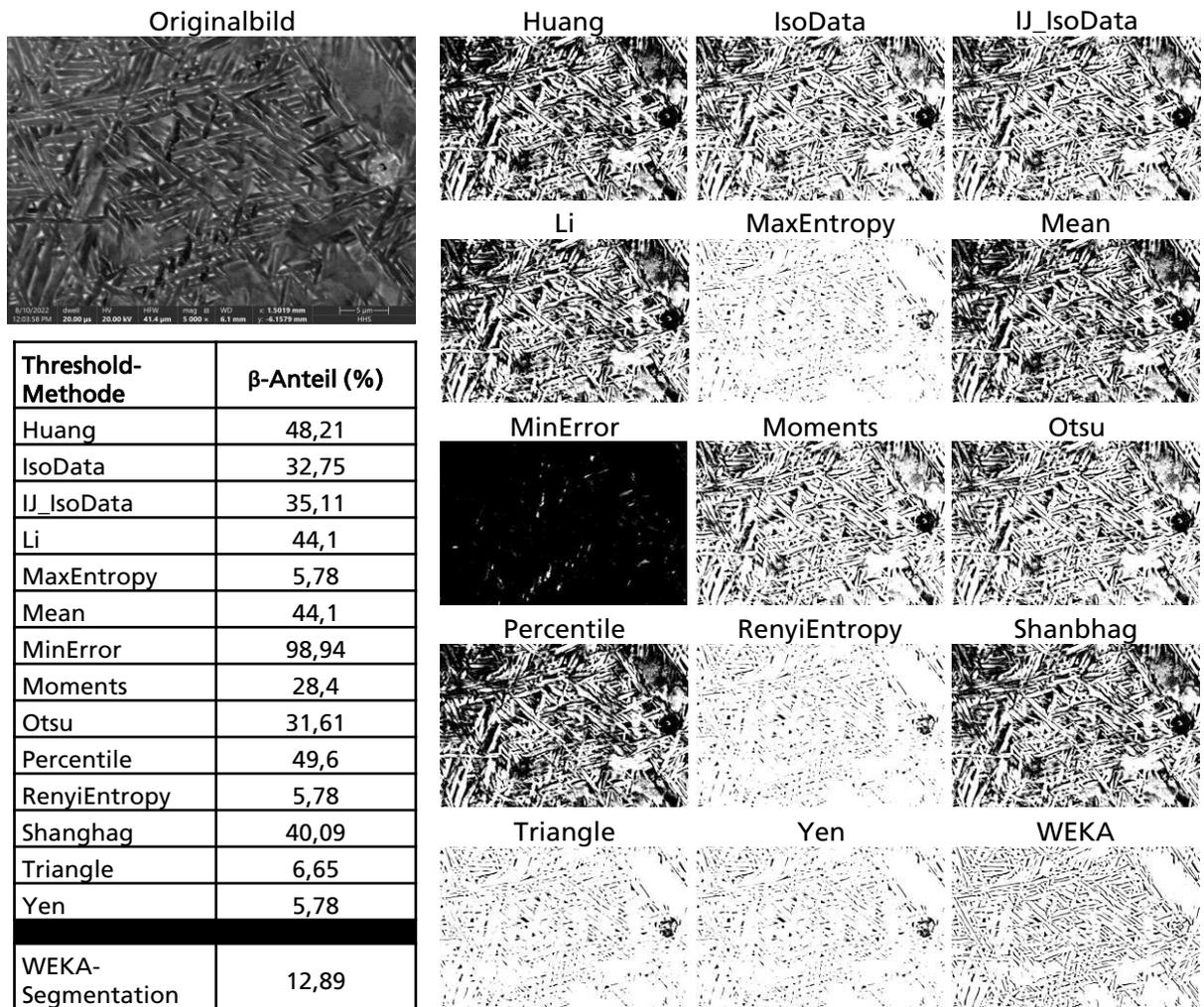
Chemical analysis laboratory: AP&C (241 Allée du Golf, St-Eustache, QC, Canada, J7R 0L5). Report 22-02756
Analysis were done by AP&C at their location and reported results are rounded following ASTM E29.
We hereby certify that the above values conform to the requirements of Purchase Order 152420.

2022-05-26
 Date

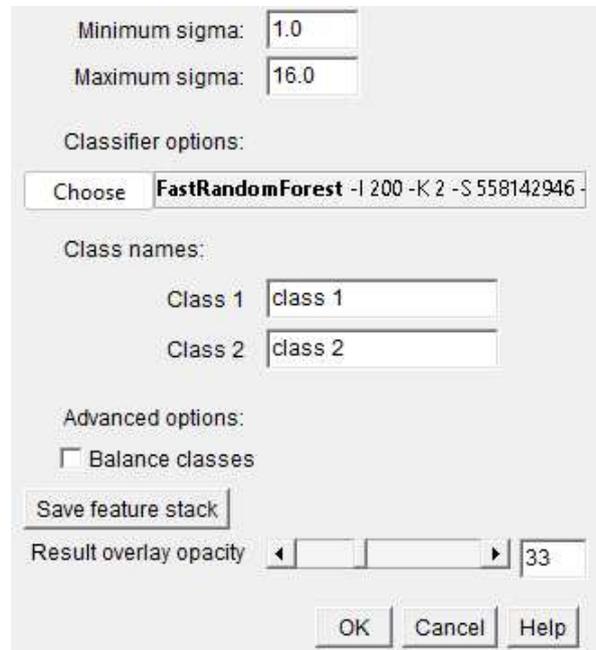
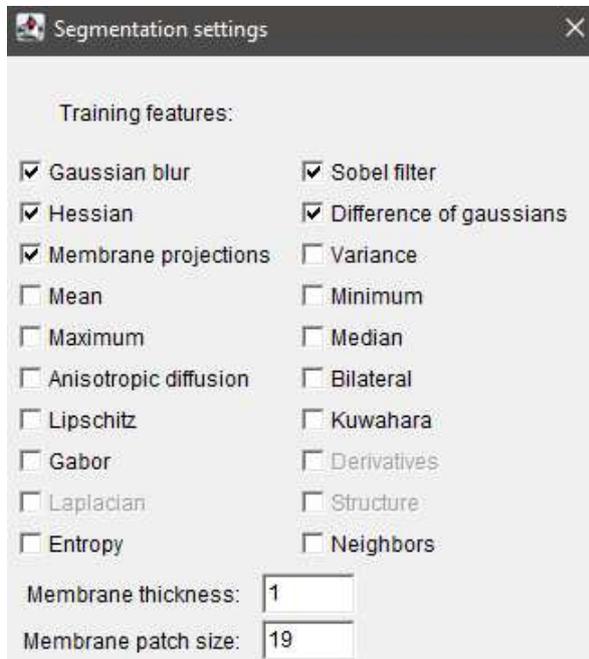
Quality Leader

AP&C submits this certification as the confidential property of the client. It shall not be reproduced except in full, without the written approval of Quality department of AP&C. The recording of false, fictitious, or fraudulent statements or entries on the certificate may be punished as a felony under federal law.

Anhang 4:

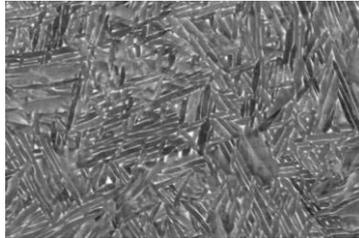


Anhang 5:



Anhang 6:

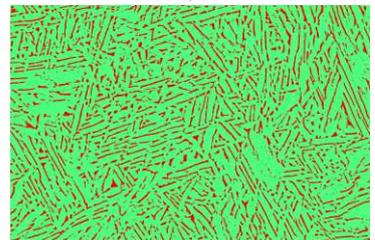
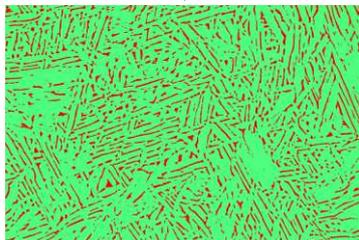
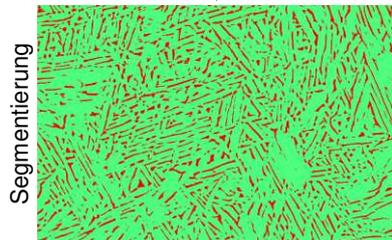
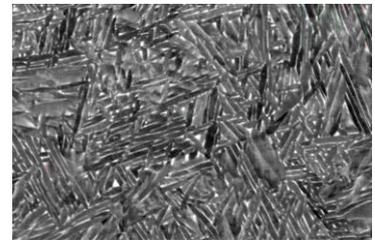
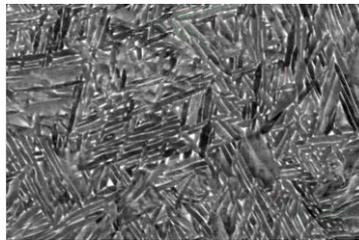
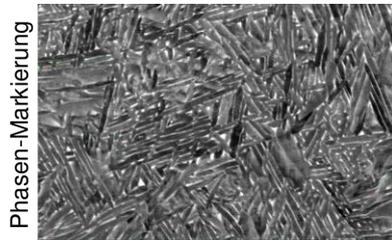
C18_P0



Messung 1

Messung 2

Messung 3



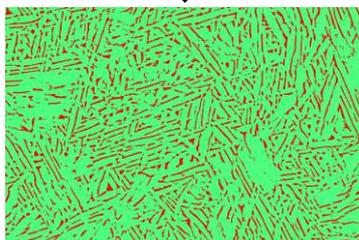
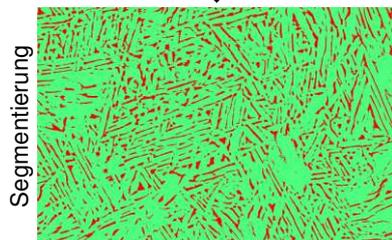
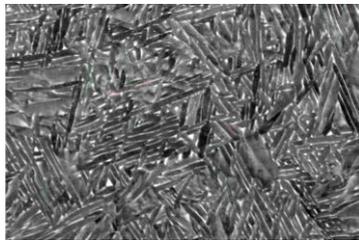
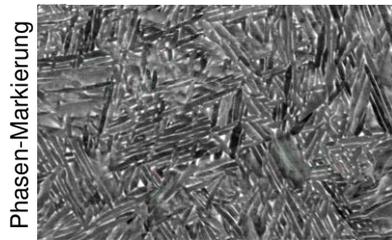
15,7 % β

15,2 % β

17,8 % β

Messung 4

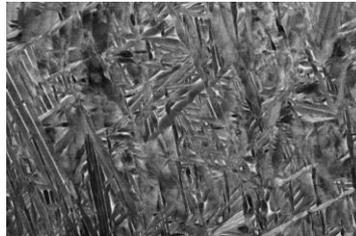
Messung 5



16,3 % β

16,8 % β

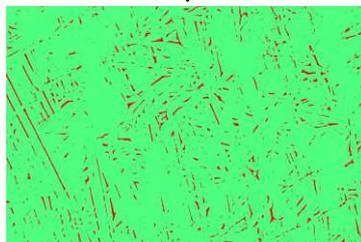
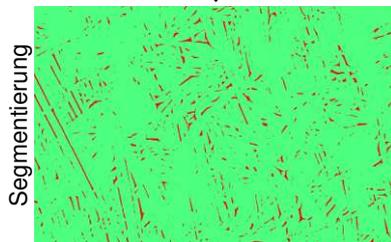
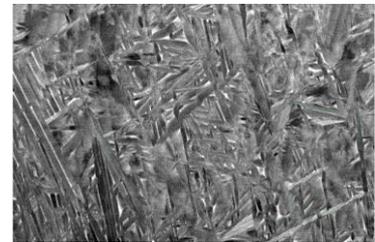
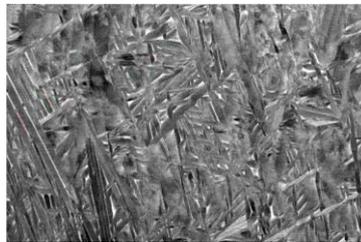
C11_P0



Messung 1

Messung 2

Messung 3



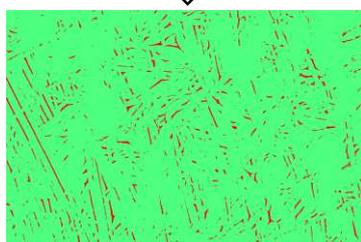
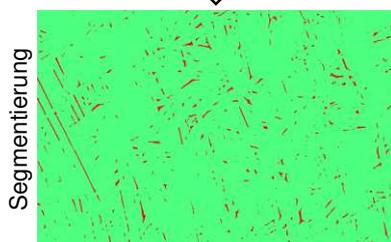
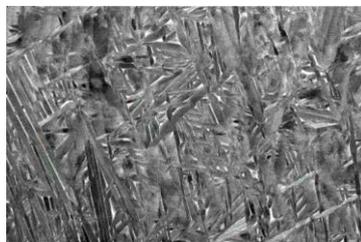
4,3 % β

4,7 % β

3,2 % β

Messung 4

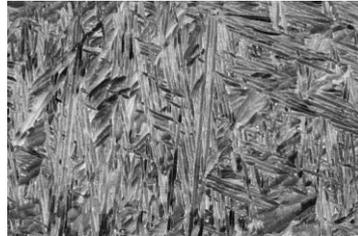
Messung 5



2,7 % β

4,4 % β

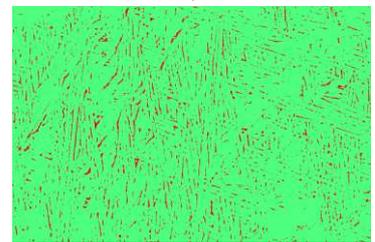
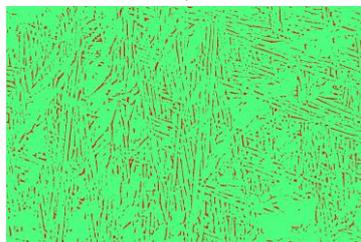
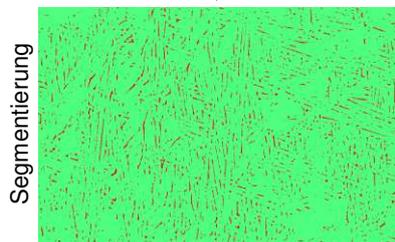
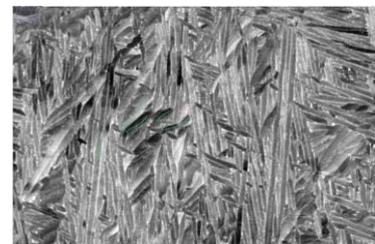
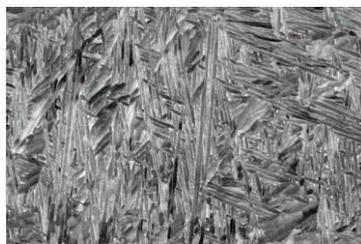
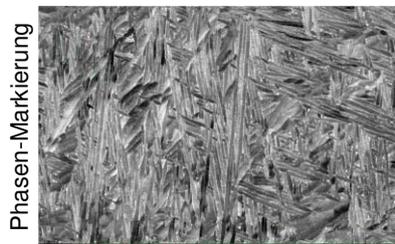
C21_P0



Messung 1

Messung 2

Messung 3



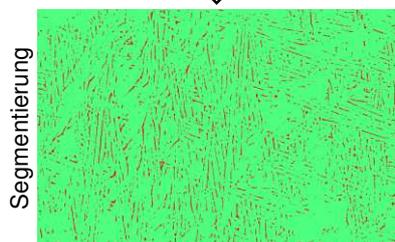
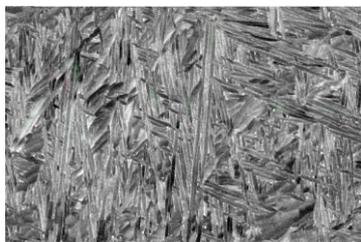
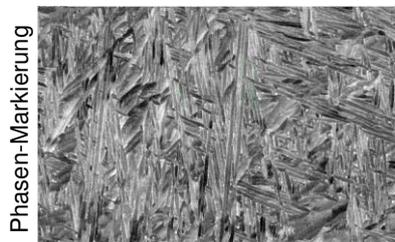
5,5 % β

9,3 % β

6,0 % β

Messung 4

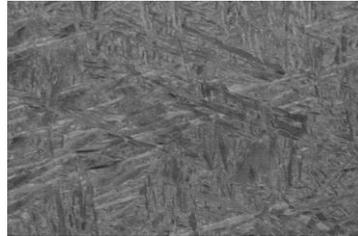
Messung 5



6,4 % β

10,7 % β

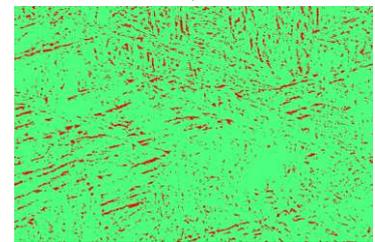
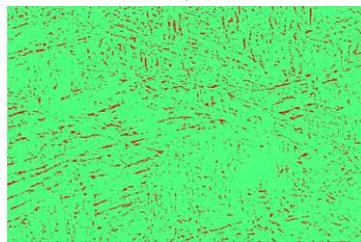
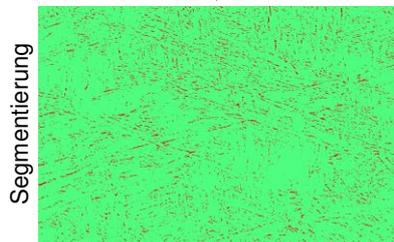
C25_Pu



Messung 1

Messung 2

Messung 3



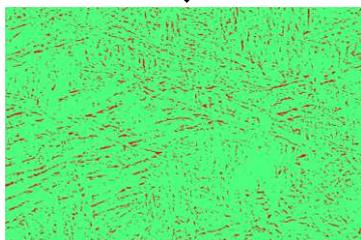
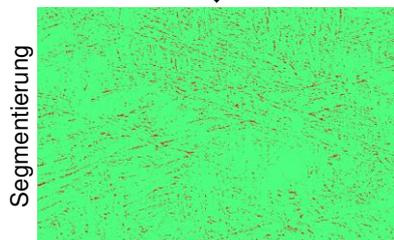
5,7 % β

7,3 % β

9,2 % β

Messung 4

Messung 5



5,4 % β

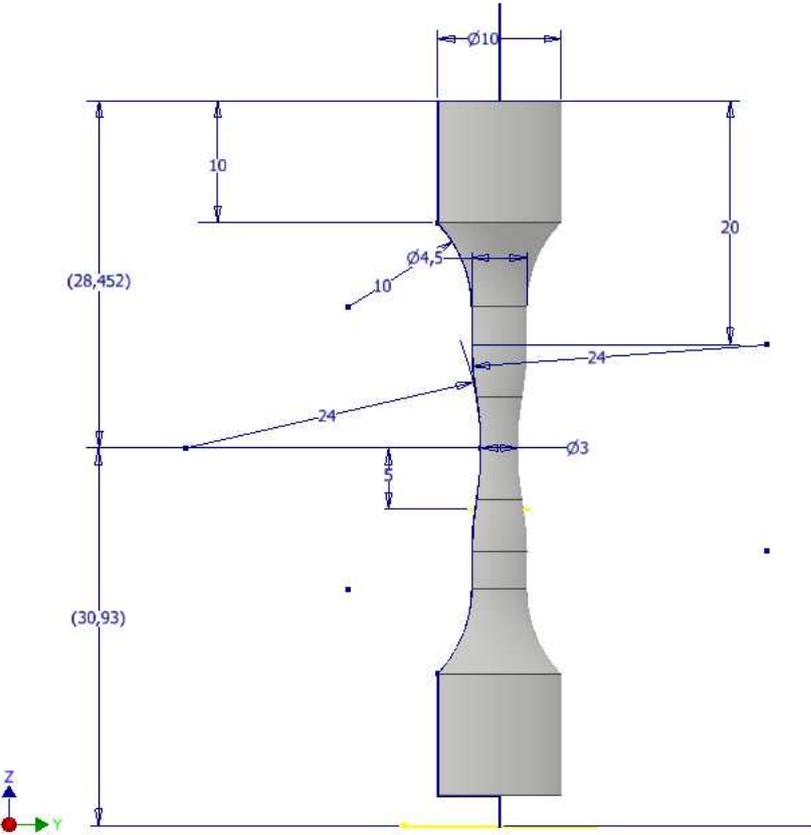
7,7 % β

Anhang 7:

Build Strategies

Comment	Ti_SIM_MBPS_O_00_CE2_400W_Stripes_V1.2	/Comment/Section			
-Build Strategy Comment	The border scanning speed is increased.	/Comment/Section/BuildStrategy/Comment			
PreSlicing	Origin	/PreSlicing			
---Scaling	1,0016	/PreSlicing/Scaling			
---Scale Center	1,0012	/PreSlicing/Scaling/ScaleCenter			
---Scale X	1,0011	/PreSlicing/Scaling/X			
---Scale Y	1,0011	/PreSlicing/Scaling/Y			
---Scale Z		/PreSlicing/Scaling/Z			
Slicing	0,06 mm	/Slicing			
---Slice Thickness		/Slicing/SliceThickness			
---Fixing Options		/Slicing/Fixing			
---Gap Fill		/Slicing/Fixing/GapFill			
---Enable Gap Fill	True	/Slicing/Fixing/GapFill/Enabled			
---Maximal Gap Size	0,2 mm	/Slicing/Fixing/GapFill/MaxGapSize			
---Unify Slices		/Slicing/Fixing/Unify			
---Enable Unify Slices	True	/Slicing/Fixing/Unify/Enabled			
---Optimization Options		/Slicing/Fixing			
---Contour Filter	False	/Slicing/Fixing/ContourFilter			
---Enable Contour Filter		/Slicing/Fixing/ContourFilter/Enabled			
---Min. Length closed outer Contours	0,1 mm	/Slicing/Fixing/ContourFilter/Min.LengthOuterClosed			
---Min. Length closed inner Contours	0,1 mm	/Slicing/Fixing/ContourFilter/Min.LengthInnerClosed			
---Min. Length open Contours		/Slicing/Fixing/ContourFilter/Min.LengthOpen			
---Pit Reduction		/Slicing/Fixing/PitReduction			
---Enable Pit Reduction	False	/Slicing/Fixing/PitReduction/Enabled			
---Tolerance	0,05 mm	/Slicing/Fixing/PitReduction/Tolerance			
Hatching		/Hatching			
---Up Skin	True	/Hatching/UpSkin			
---Enable Up Skin		/Hatching/UpSkin/Enabled			
---Tolerance	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Tolerance			
---Up Skin Recoating		/Hatching/UpSkin/Recoating			
---Enable Up Skin Recoating	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Enabled			
---Minimal Up Skin Recoating Area		/Hatching/UpSkin/Recoating/Area.Threshold			
---Enable Minimal Up Skin Recoating Area	0 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Area.Threshold/Enabled			
---Width		/Hatching/UpSkin/Recoating/Width			
---Borders		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders			
---Enable Up Skin Border	True	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/Enabled			
---Offset	0 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/Offset			
---Border Distance	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/Distance			
---Inside Out	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/InsideOut			
---Total Fill	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/TotalFill			
---Hatching		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/Hatching			
---Hatch Offset (Fill Pattern Offset)	0 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/HatchOffset			
---Hatch Distance	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/HatchDistance			
---Reduce Jumps	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/ReduceJumps			
---Filter Length	0 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength			
---Angle	0 degree	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Angle			
---Pattern		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern			
---Enable Fill Pattern	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Enabled			
---Fill Pattern Type	Stripes	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Type			
---Stripe Parameters		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters			
---Stripe Length	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Length			
---Stripe Offset	0,025 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Offset			
---Shift Factor	1	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/ShiftFactor			
---Enable Vector Merging	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/MergeVectors			
---Merge Length	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/MergeLength			
---Optimize Jumps	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/OptimizeJumps			
---Chess Parameters		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters			
---Number of Vectors	10	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/NumVectors			
---Field Offset	0,025 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FieldOffset			
---Shift Factor	1	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ShiftFactor			
---Minimal Field Size	1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/MinimalSize			
---Enable Proximity Filter	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ProximityFilter/Enabled			
---Proximity Filter Factor		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ProximityFilter/Factor			
---Field Output Order	SpiralOut	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FieldOutputOrder			
---Rotation		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/Rotation			
---Proximity Filter Factor	0,5	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ProximityFilter/Factor			
---Field Output Order	SpiralOut	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FieldOutputOrder			
---Enable Up Skin Remelting	True	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/EnableUpSkinRemelting			
---Minimal Up Skin Remelting Area		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/MinimalUpSkinRemeltingArea			
---Enable Minimal Up Skin Remelting Area	True	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/EnableMinimalUpSkinRemeltingArea			
---Width	2,8 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/Width			
---Borders		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/Borders			
---Enable Up Skin Border	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/EnableUpSkinBorder			
---Offset	0 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/Offset			
---Border Distance	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/BorderDistance			
---Total Fill	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/TotalFill			
---Inside Out	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/InsideOut			
---Hatching		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/Hatching			
---Hatch Offset (Fill Pattern Offset)	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/HatchOffset			
---Hatch Distance	0,1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/HatchDistance			
---Reduce Jumps	True	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ReduceJumps			
---Filter Length	0,05 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength			
---Angle	0 degree	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Angle			
---Pattern		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern			
---Enable Fill Pattern	True	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Enabled			
---Fill Pattern Type	Stripes	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Type			
---Stripe Parameters		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters			
---Stripe Length	15 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Length			
---Stripe Offset	0 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Offset			
---Shift Factor	66	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/ShiftFactor			
---Enable Vector Merging	True	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/MergeVectors			
---Merge Length	2 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/MergeLength			
---Optimize Jumps	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/OptimizeJumps			
---Chess Parameters		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters			
---Number of Vectors	10	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/NumVectors			
---Field Offset	0,025 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FieldOffset			
---Shift Factor	66	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ShiftFactor			
---Minimal Field Size	1 mm	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/MinimalSize			
---Enable Proximity Filter	False	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ProximityFilter/Enabled			
---Proximity Filter Factor	0,5	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/ProximityFilter/Factor			
---Field Output Order	SpiralOut	/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FieldOutputOrder			
---Rotation		/Hatching/UpSkin/Recoating/Borders/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/FilterLength/Pattern/Stripes/Parameters/Chess/Parameters/Rotation			

Anhang 8:



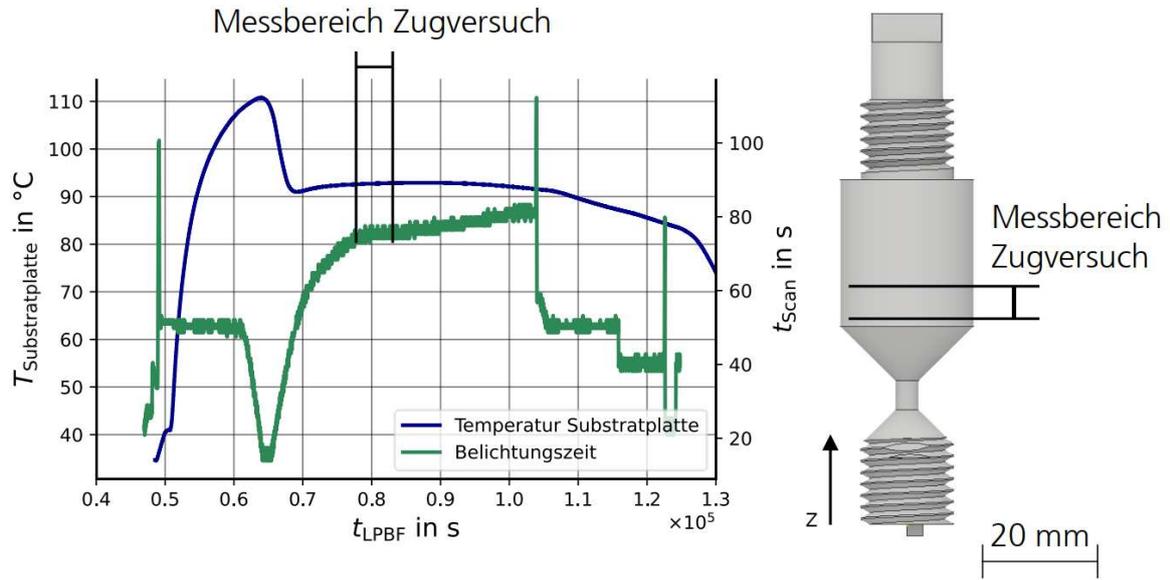
Anhang 9:

Kategorie	Parameter	Wert
Material	Zuordnung	Ti-6Al-4V
	Nichtlineare Effekte	Ja
	Berücksichtigung der thermischen Dehnungen	Ja
AM Process Build Settings	Elementgröße Bauteil	0,6 mm
	Elementgröße Substratplatte	10 mm
	Additiver Prozess	Powder Bed Fusion
	Inherent Strain	Nein
	Schichtdicke	0,06 mm
	Spurabstand	1000 mm
	Scan-Geschwindigkeit	1000 mm/s
	Haltezeit	21,9 s
	Haltezeiten-Faktor	1
	Anzahl Wärmequellen	1
	Vorheizungstemperatur	100°C
	Gas-/Pulvertemperatur	Vorheiztemperatur
	Gas-Konvektionskoeffizient	1e-5 W/mm ² *C
	Pulver-Konvektionskoeffizient	1e-5 W/mm ² *C
	Raumtemperatur	22°C
	Netzschichthöhe	Programmgesteuert
	Layer Height	0,59989 mm
	Analysis Settings	Substeps zur Wärmeeinbringung
Substeps zwischen Erwärmung		5
Zeitintegration		Ein
Abkühlzeit		Programmgesteuert
Aufzubauende Schichten		Alle
Build Boundary Conditions	Zuweisung	Oberfläche virtuelle Substratplatte
	Definition	Typ: Temperatur, Größe: 100°C
Cooldown Boundary Conditions	Zuweisung	Oberfläche virtuelle Substratplatte
	Definition	Typ: Temperatur, Größe: 22°C

Anhang 10:

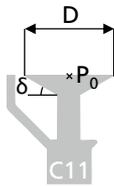
Kategorie	Parameter	Wert
Material	Zuordnung	Ti-6Al-4V
	Nichtlineare Effekte	Ja
	Berücksichtigung der thermischen Dehnungen	Ja
AM Process Build Settings	Elementgröße Bauteil und Support	0,6 mm
	Elementgröße Substratplatte	5 mm
	Additiver Prozess	Powder Bed Fusion
	Inherent Strain	Nein
	Schichtdicke	0,06 mm
	Spurabstand	0,12 mm
	Scan-Geschwindigkeit	1100 mm/s
	Haltezeit	8,39 s
	Haltezeiten-Faktor	2
	Anzahl Wärmequellen	2
	Vorheizungstemperatur	28°C
	Gas-/Pulvertemperatur	Vorheiztemperatur
	Gas-Konvektionskoeffizient	1e-5 W/mm ² *C
	Pulver-Konvektionskoeffizient	1e-5 W/mm ² *C
	Raumtemperatur	22°C
	Netzschichthöhe	Programmgesteuert
	Layer Height	0,6 mm
Analysis Settings	Substeps zur Wärmeeinbringung	2
	Substeps zwischen Erwärmung	5
	Zeitintegration	Ein
	Abkühlzeit	Programmgesteuert
	Aufzubauende Schichten	Alle
Build Boundary Conditions	Zuweisung	Oberfläche virtuelle Substratplatte
	Definition	Typ: Temperatur, Größe: 90°C
Cooldown Boundary Conditions	Zuweisung	Oberfläche virtuelle Substratplatte
	Definition	Typ: Temperatur, Größe: 22°C

Anhang 11:

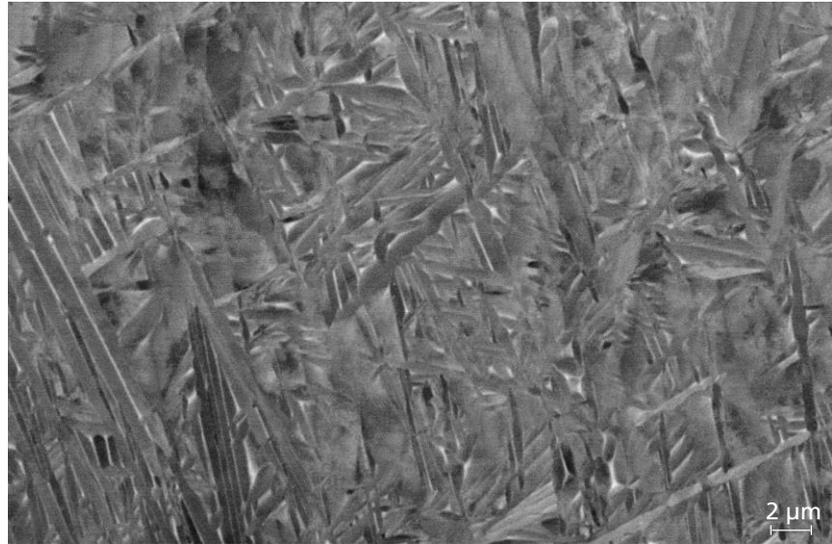


Anhang 12:

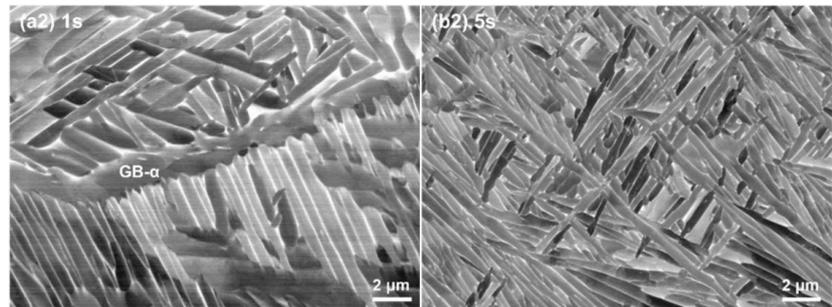
Mechanismus:
Reduzierte Abkühlrate



$\delta = 30^\circ$, $D = 20 \text{ mm}$,
 $t_i = 21,9 \text{ s}$

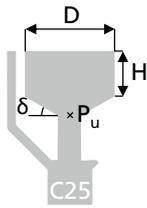


Chen, J., et al. - 2022 "Deciphering the transformation pathway in laser powder-bed fusion additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy.":

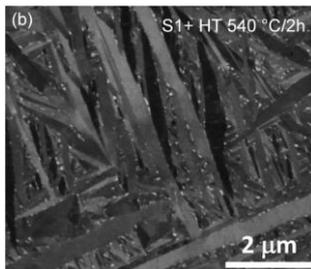


Anhang 13:

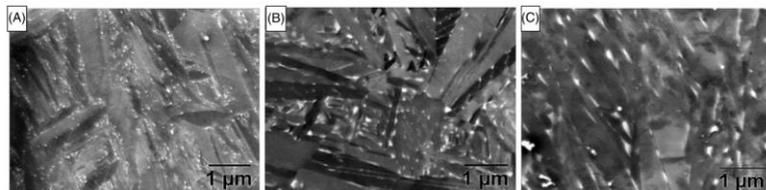
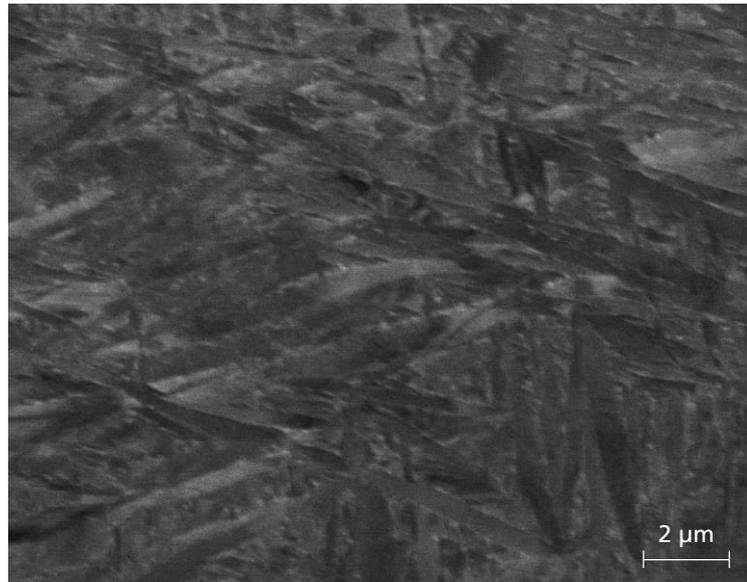
Mechanismus:
Intrinsische Wärmebehandlung
(IHT)



$\delta = 30^\circ$, $H = 10 \text{ mm}$,
 $D = 20 \text{ mm}$, $t_i = 21,9 \text{ s}$

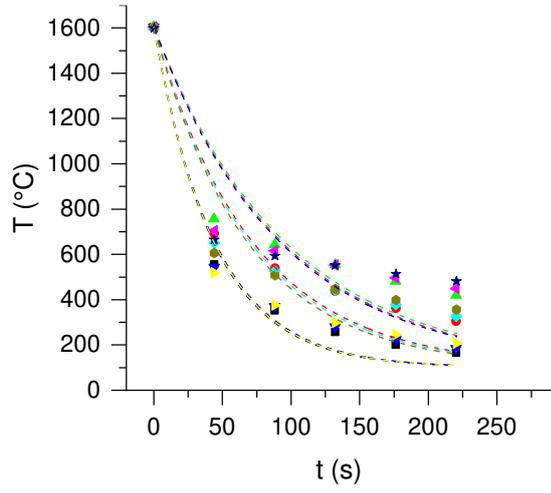


Xu, Wei, et al. – 2015
"Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition."



Ter Haar et al. – 2021 "Low temperature stress relief and martensitic decomposition in selective laser melting produced Ti6Al4V."

Anhang 14:



Probengeometrie					Fitfunktion: $T(t) = 100^{\circ}\text{C} + (1605^{\circ}\text{C} - 100^{\circ}\text{C}) * e^{-k*t}$				
(a)	ID	δ (°)	H (mm)	D (mm)	(b)	$k \times 10^{-2}$ (s ⁻¹)	$SE_k \times 10^{-3}$ (s ⁻¹)	R_{adj}^2	β (%)
	C3			10		2,299	2,32	0,9823	0
	C22		30	15		1,387	2,03	0,91935	0
	C11			20		1,045	1,72	0,84957	4,1
	C5			10		2,243	2,8	0,971	0
	C15		45	15	0	1,421	2,44	0,88977	0
	C9			20		1,071	2,05	0,79354	3,9
	C8			10		2,276	3,5	0,95574	0
	C17		60	15		1,466	2,95	0,84959	0
	C6			20		1,087	2,35	0,73237	5,3

Anhang 15:

```
# -*- coding: utf-8 -*-
"""
Spyder Editor

Dies ist eine temporäre Skriptdatei.
"""

import numpy as np #Importiere Numpy für arrays
import os #importiere os Modul
#import pandas as pd

"""-----"""

#Parameter definieren
T_max = 2000 # maximale Temperatur in °C
T_min = 0 # minimale Temperatur in °C
n_Streifen = 40 # Anzahl der zu berechnenden Streifenflächen
Streifenbreite = (T_max - T_min)/n_Streifen # Temperaturdifferenz eines Streifens
Spalte = 1 # (0=SimulationStepTime, 1=T_min, 2=T_max, 3=T_mw)
if Spalte == 1:
    Temperaturauswahl = "T_min"
elif Spalte == 2:
    Temperaturauswahl = "T_max"
elif Spalte == 3:
    Temperaturauswahl = "T_mw"

"""-----"""

#Öffne Textdatei
directory = r"VERZEICHNIS" #Ordner mit rohdaten aus ansys
os.chdir(directory)
"""-----"""

#Iteriere über alle .txt Dateien im definierten Ordner
for filename in os.listdir(directory):
    if filename.endswith(".txt"): #prüft, ob Datei mit .txt endet
        print(os.path.join(directory, filename)) # Gibt aktuell geöffnete Datei aus, nur für kontrolle
        txtFile = open(filename, "r") # Öffnet die Datei im Modus "read"
        dateiName = os.path.basename(txtFile.name) # Speichert den Namen der offenen Datei als Variable "dateiName"
        simDaten = [i.strip('\n').split('\t') for i in open(filename)] #Trenne Daten mit Tabulator

        """-----"""

        arr = np.array(simDaten) #Definiere Liste als Array mit numpy. Werte sind str, keine float oder int.

        #Lösche erste und letzte Spalte (Step und leere Spalte) und erste Zeile
        arr = np.delete(arr, 0, 0) #lösche erste zeile

        arr = np.char.replace(arr, ',', '.') #Dezimaltrennung von "," zu "." ändern. Wird für Umwandlung der Werte von str zu int benötigt
        #print(arr) #Überprüfung des arrays arr
        temperaturMatrix = arr.astype(np.float) #str Werte aus arr in float konvertieren
        txtFile.close()

        """-----"""

        k = 1 #Laufvariable für die kommende while Schleife
        f = open(Temperaturauswahl+"_Flaechen_"+dateiName, "a")
        f.write("Nr. Streifen" + "\t" + "delta T" + "\t" + "Streifenfläche" + "\n")
        f.close()
        #Streifengrenzen festlegen in while Schleife
        while k <= n_Streifen:
            T_o = k*Streifenbreite #obere Streifengrenze
            T_u = T_o - Streifenbreite #untere Streifengrenze
            Zeile = 0
            Teilflaechen = [] #Liste erstellen in der das Ergebnis jedes for loops gespeichert wird. Wird vor jedem for loop geleert
            anzahlZeilen = len(temperaturMatrix) #Speichert die Anzahl der Zeilen in der Variable anzahlZeilen
```

```

for Temperatur in range(0,anzahlZeilen-1):
    T_1 = temperaturMatrix[Zeile,Spalte] #Temperatur 1 aus dem array
    T_2 = temperaturMatrix[Zeile+1,Spalte] #Temperatur 2 aus dem array
    t_1 = temperaturMatrix[Zeile,0] #Zeit zuehörig zu Temperatur T_1
    t_2 = temperaturMatrix[Zeile+1,0] #Zeit zuehörig zu Temperatur T_2

    #Fall 1
    if T_1 > T_o and T_2 > T_o:
        A = (T_o - T_u) * (t_2 - t_1)

    #Fall 2
    elif T_1 < T_u and T_2 < T_u:
        A = 0

    #Fall 3
    elif T_1 < T_u and T_2 > T_o:
        t_o = (T_o - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        t_u = (T_u - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        A = 0.5 * (T_o - T_u) * (t_o - t_u) + (T_o - T_u) * (t_2 - t_o)

    #Fall 4
    elif T_1 > T_o and T_2 < T_u:
        t_o = (T_o - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        t_u = (T_u - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        A = 0.5 * (T_o - T_u) * (t_u - t_o) + (T_o - T_u) * (t_o - t_1)

    #Fall 5
    elif T_1 <= T_o and T_1 >= T_u and T_2 > T_o:
        t_o = (T_o - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        t_u = (T_u - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        A = 0.5 * (T_o - T_1) * (t_o - t_1) + (T_1 - T_u) * (t_o - t_1) + (T_o - T_u) * (t_2 - t_o)

    #Fall 6
    elif T_1 > T_o and T_2 <= T_o and T_2 >= T_u:
        t_o = (T_o - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        t_u = (T_u - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        A = 0.5 * (T_o - T_2) * (t_2 - t_o) + (T_o - T_u) * (t_o - t_1) + (T_2 - T_u) * (t_2 - t_o)

    #Fall 7
    elif T_1 < T_u and T_2 <= T_o and T_2 >= T_u:
        t_u = (T_u - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        A = 0.5 * (T_2 - T_u) * (t_2 - t_u)

    #Fall 8
    elif T_2 < T_u and T_1 <= T_o and T_1 >= T_u:
        t_u = (T_u - T_1) * (t_2 - t_1) / (T_2 - T_1) + t_1
        A = 0.5 * (T_1 - T_u) * (t_u - t_1)

    #Fall 9
    elif T_1 <= T_o and T_1 >= T_u and T_2 <= T_o and T_2 >= T_u and T_2 < T_1:
        A = (T_2 - T_u) * (t_2 - t_1) + 0.5 * (T_1 - T_2) * (t_2 - t_1)

    #Fall 10
    elif T_1 <= T_o and T_1 >= T_u and T_2 <= T_o and T_2 >= T_u and T_2 >= T_1:
        A = (T_1 - T_u) * (t_2 - t_1) + 0.5 * (T_2 - T_1) * (t_2 - t_1)

    Teilflaechen.append(A) #Speichert berechnete Teilfläche in der Liste Teilflaechen
    Zeile = Zeile + 1 #Zeile wird um den Wert 1 erhöht und die nächste Zeile wird berechnet

    #Nach der letzten Zeile wird der for loop verlassen
    """-----"""

Gesamtflaechen = sum(Teilflaechen) #Summieren der teilflaechen und speichern der Summe in der Variable Gesamtflaechen (Fläche eines Streifens)
f = open(Temperaturauswahl+"_Flaechen_"+dateiname, "a") #erstellt neue Datei, Modus hinzufügen ("a")
f.write(str(k) + "\t" + str(T_u) + "-" + str(T_o) + "\t" + str(Gesamtflaechen) + "\n") #schreibt den Wert Gesamtflaechen in erstellte Datei
k = k + 1 #k um den Wert 1 erhöhen, um nächsten Streifen zu berechnen
f.close() #schließt die erstellte Datei
#Springt zurück zu while-Schleife und prüft Kriterium

```

Anhang 16:

β -Phase

C	9,04973421
b_1	
b_2	
b_3	
b_4	0,05991958
b_5	-0,35031806
b_6	0,57393908
b_7	-0,31091912
b_8	0,0324743
b_9	-0,00801545
b_10	0,00781458
b_11	-0,01484524
b_12	0,02407504
b_13	-0,01641158
b_14	

(a)

Zugfestigkeit R_m

C	1016,97
b_1	
b_2	
b_3	
b_4	
b_5	
b_6	
b_7	
b_8	0,00338287
b_9	-0,00712774
b_10	-0,0576664
b_11	0,00077465
b_12	-0,0122671
b_13	-0,376996
b_14	0,572771

(b)

Abbildungen

Abbildung 1 LPBF-Prozessparameter Schichtdicke DS , Spurabstand Δy_s , Laserleistung PL und Scangeschwindigkeit v_s	4
Abbildung 2 Beugungsintensitäten der hcp- und bcc-Reflexe im LPBF-Prozess von Ti-6Al-4V aus [37], experimentell quantifiziert mittels in-situ Röntgenbeugung; Zeitpunkte der An- und Abschaltung des Laserstrahls grün markiert.....	7
Abbildung 3 Thermische Historie eines spezifischen Orts im mittels LPBF aufgebauten Körper für sechs aufeinander folgende Schichten L1 – L6 (a) sowie temperaturabhängige Abkühlraten für neun aufeinander folgende Schichten (b) aus [42]	8
Abbildung 4 a) Schematische Darstellung der thermischen Historie im LPBF-Prozess von Ti-6Al-4V in Schicht L0, auf die weitere Schichten Ln aufgebaut werden; b) Schematische Darstellung der Abkühlkurve in Schicht 0 ohne Folgeschichten bei großer (I), mittlerer (II) und kleiner Schichtzwischenzeit (III) [43].....	9
Abbildung 5 Schematische Darstellung der Mikrostrukturentstehung (α : weiß, β : grau) bei Abkühlung von oberhalb β -Transustemperatur mit reduzierter Abkühlrate im LPBF von Ti-6Al-4V (a) sowie resultierende Mikrostruktur (REM-BSE) bei Belichtungszeit von 1 s bzw. 5 s (b) [43].....	10
Abbildung 6 Mikrostrukturaufnahmen (REM-BSE) von Probekörper mit martensitischer α' -Phase nach dem LPBF-Prozess und nachfolgender Wärmebehandlung unterschiedlicher Temperaturen mit Haltedauer 2 h aus [46] (a) bzw. 30 h aus [48] (b)	12
Abbildung 7 Mikrostrukturaufnahmen im REM-BSE-Modus von mittels LPBF verarbeitetem Ti-6Al-4V unter Variation der Schichtzwischenzeit $t_i = 1$ s (a) sowie $t_i = 10$ s nach [44]	13
Abbildung 8 Temperaturabhängige thermische Leitfähigkeit der Legierungen Ti-6Al-4V, 1.4404, AlSi10Mg, IN718 aus ANSYS Simulationsdatenbank von Werkstoffen für die additive Fertigung, Datenpunkte unterhalb Schmelztemperatur dargestellt [57].....	15
Abbildung 9 Querschnitt eines mittels LPBF aus Ti-6Al-4V gefertigten Bauteils mit Mapping von mittels Röntgenbeugung ermitteltem β -Phasenanteil (a) und Eigenspannungen (c) sowie mittels Thermografie ermittelter thermischer Emission im LPBF-Prozess (b) [9].....	17
Abbildung 10 a) Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm von Ti-6Al-4V mit Angabe der resultierenden Mikrostruktur in Abhängigkeit der Abkühlrate [36], b) Vergleich zwischen Simulation und experimenteller Messung der Härte Vickers in unterschiedlichen Abständen zur Schweißnahtmitte bei lasergeschweißtem Ti-6Al-4V [67]	20
Abbildung 11 Methodik zur Entwicklung eines Modells zur Abschätzung des Geometrieinflusses beim LPBF von Ti-6Al-4V	23
Abbildung 12 Übersicht der Probengeometrien zur Untersuchung des Geometrieinflusses mit unterschiedlichen Analyseverfahren	25

Abbildung 13 Probenvarianten zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur.....	27
Abbildung 14 Probendesign zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit.....	28
Abbildung 15 Probendesign zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Ermüdungslebensdauer – geometrische Bemaßung siehe Anhang 8	29
Abbildung 16 Mittels maschineller Bildauswertung (Weka-Segmentation) ermittelter β -Phasenanteil der Geometrievarianten C18, C11, C21 und C25 aus fünf Messungen mit Angabe der Standardabweichungen σ	33
Abbildung 17 Probenanordnung in thermischer FE-Simulation des LPBF-Prozesses der Probenreihe Geo-1 – Geo-28 zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur.....	37
Abbildung 18 Probenanordnung in der Simulation des LPBF-Prozesses der Probenreihe Geo-a – Geo-u zur Untersuchung des Geometrieinflusses auf die Zugfestigkeit.....	39
Abbildung 19 a) Geometrische Probenvarianten Geo-A und Geo-B mit markierter Untersuchungsschicht 650 b) Fotografische Aufnahmen der Probenvarianten Geo-A und Geo-B im Pulverbett der LPBF-Anlage nach Belichtungsende.....	41
Abbildung 20 REM-Aufnahmen im BSE- und EDX-Modus der Probenvarianten Geo-A (a) und Geo-B (b), sowie zugehörige Probengeometrien mit Markierung des Untersuchungspunktes P_m (c).....	42
Abbildung 21 Schematische Darstellung der Probenform Geo-B mit markiertem Punkt P_m und Verlauf des β -Phasenanteils in Abhängigkeit zum Abstand von P_m in Aufbaurichtung Δz_p , Fehler β -Phase gemäß 4.3.4.....	43
Abbildung 22 Schematische Darstellung des Probendesigns der Varianten Geo-1 bis Geo-28 zur mikrostrukturellen Untersuchung des Geometrieinflusses mit gekennzeichneten variierten und konstanten geometrischen Parametern sowie Untersuchungspunkt P_0	44
Abbildung 23 Mikrostrukturaufnahmen am Untersuchungspunkt P_0 bei variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H sowie konstantem Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$, Aufnahme mittels REM in BSE-Modus an polierter Probenoberfläche, Aufgeführter β -Phasenanteil der Proben-ID in rechter oberer Bild-Ecke bestimmt an jeweils gleicher Position in 5.000-facher Vergrößerung, Aufnahmen in 10.000-facher Vergrößerung dargestellt.....	45
Abbildung 24 Mikrostrukturaufnahmen am Untersuchungspunkt P_0 bei variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H sowie konstantem Überhangwinkel $\delta = 45^\circ$, Aufnahme mittels REM in BSE-Modus an polierter Probenoberfläche, Aufgeführter β -Phasenanteil der Proben-ID in rechter oberer Bild-Ecke bestimmt an jeweils gleicher Position in 5.000-facher Vergrößerung, Aufnahmen in 10.000-facher Vergrößerung dargestellt.....	46
Abbildung 25 Mikrostrukturaufnahmen am Untersuchungspunkt P_0 bei variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H sowie konstantem Überhangwinkel $\delta = 60^\circ$, Aufnahme mittels REM in BSE-Modus an polierter Probenoberfläche, Aufgeführter β -	

Phasenanteil der Proben-ID in rechter oberer Bild-Ecke bestimmt an jeweils gleicher Position in 5.000-facher Vergrößerung, Aufnahmen in 10.000-facher Vergrößerung dargestellt.....	47
Abbildung 26 Abhängigkeit des β -Phasenanteils von den geometrischen Parametern Überhangwinkel δ , Aufsatzhöhe H und Aufsatzdurchmesser D bei variierten Schichtzwischenzeiten ILT22, ILT28 und ILT45	48
Abbildung 27 β -Phasenanteil an Untersuchungspunkten P_0 (rot), P_u (blau) und P_{ref} (schwarz) bei Variation der geometrischen Parameter D , H und δ , Fehlerangabe β -Phasenanteil gemäß 4.3.4	50
Abbildung 28 Schematische Darstellung der Probengeometrie zur Untersuchung unmittelbar nachfolgender Schichten (a) inkl. Detailansicht mit beispielhafter Abfolge von drei Folgeschichten oberhalb P_0 (b) sowie Auflistung der Geometrievarianten mit variabler Anzahl der Folgeschichten n_{FS} (c).....	51
Abbildung 29 α -Lamellenbreite (schwarz) und β -Phasenanteil (rot) für Probengeometrien mit variiertem Aufsatzdurchmesser H im Bereich 0 – 20 mm (a) bzw. 0 – 600 μm (b); Schematische Darstellung der Probengeometrie (c); Fehler β -Phasenanteil in (a) und (b) gemäß 4.3.4	52
Abbildung 30 Zugfestigkeit R_m für Probengeometrien Geo-a – Geo-u bei variierten geometrischen Parametern; Herstellerspezifikation als Mittelwert (blaue Linie) mit Standardabweichung (blaue unterbrochene Linie) dargestellt.....	54
Abbildung 31 Probengeometrien Geo-A und Geo-B mit resultierenden Mikrostruktur an Untersuchungspunkt P_m (a), Maximalspannung in Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl zur Bewertung der Lebensdauer der Probengeometrien Geo-A und Geo-B (b)	55
Abbildung 32 Lichtmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen einer Probe mit sphärischer Pore als Rissinitiierung (a) im Vergleich zur Bruchfläche einer Probe mit Rissinitiierung im massiven Volumenbereich (b)	56
Abbildung 33 Simulierte thermische Historien der repräsentativen Probengeometrien Geo-i und Geo-s (a) bei Elementgröße von 0,6 mm (b), 0,42 mm (c) und 0,3 mm (d); „*“ markiert Zeitpunkt t_{sekMax} des sekundären Temperaturmaximums T_{sekMax} und dient als diskrete Bewertungsgröße.....	58
Abbildung 34 Änderungsraten der Differenz der Temperatur des sekundären Maximums ΔT_{sekMax} bei Verkleinerung der Elementgröße für Geo-i und Geo-s	59
Abbildung 35 Speicherplatzbedarf und notwendige Simulationsdauer für die Elementgrößen 0,6 mm, 0,42 mm und 0,3 mm.....	59
Abbildung 36 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien Geo-i und Geo-s bei Verwendung von 2, 5 bzw. 10 Zwischenschritten im Zeitraum zwischen Abkühlung von Schmelztemperatur bis Aufbringen der folgenden Super-Layer	60
Abbildung 37 Exemplarische simulierte thermische Historie von Probe C2 mit $\delta = 60^\circ$, $H = 20$ mm und $D = 20$ mm mit für Folgeschicht 4 (FS4) und Folgeschicht 27 (FS27) gekennzeichneten Temperaturmaxima $T_{max, FS4}$ bzw. $T_{max, FS27}$ und Temperaturminima $T_{min, FS4}$ bzw. $T_{min, FS27}$ mit Temperaturamplitude ΔT_{FS4} bzw. ΔT_{FS27} sowie	

Zeitpunkten der Entstehung $t_s, FS4$ bzw. $t_s, FS27$ und Ende der FS $t_e, FS4$ bzw. $t_e, FS27$ sowie Zeitpunkt des Temperaturmaximums $t_{max}, FS4$ bzw. $t_{max}, FS27$ mit zeitlichem Versatz zur Entstehung der FS $\Delta t_{s, max}, FS4$ bzw. $\Delta t_{s, max}, FS27$	61
Abbildung 38 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien mit konstantem Überhangwinkel δ und Aufsatzdurchmesser D bei variiertem Aufsatzhöhe H (a) sowie konstantem δ und H bei variiertem D (b)	63
Abbildung 39 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien mit konstanter Aufsatzhöhe H und Aufsatzdurchmesser D bei variiertem Überhangwinkel δ mit $D = 10 \text{ mm}$ (a) bzw. $D = 20 \text{ mm}$ (b)	64
Abbildung 40 Simulierte thermische Historie der Probengeometrien ohne Aufsatz ($H = 0$) bei variiertem Überhangwinkel δ und Aufsatzdurchmesser D	65
Abbildung 41 Simulierte thermische Historie der in (c) dargestellten Probengeometrien an den Untersuchungspunkten P_0 (rot) bzw. P_u (blau) mit Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$, Aufsatzdurchmesser $D = 20 \text{ mm}$ und Aufsatzhöhe $H = 0$ (a) bzw. $H = 20 \text{ mm}$ (b); Untersuchungspunkt P_{ref} als Referenz für thermische Historie ohne Folgeschichten oberhalb P_u	66
Abbildung 42 Simulierte thermische Historie der in (c) dargestellten Probengeometrien an den Untersuchungspunkten P_0 (rot) bzw. P_u (blau) mit Überhangwinkel $\delta = 30^\circ$, Aufsatzhöhe $H = 10 \text{ mm}$ und Aufsatzdurchmesser $D = 15 \text{ mm}$ (a) bzw. $D = 20 \text{ mm}$ (b); Untersuchungspunkt P_{ref} als Referenz für thermische Historie ohne Folgeschichten oberhalb P_u	68
Abbildung 43 Fallunterscheidung zur Differenzierung der Wirkmechanismen des Geometrieinflusses auf die Mikrostruktur: Fall I zur isolierten Untersuchung der reduzierten Abkühlrate, Fall II zur isolierten Untersuchung der intrinsischen Wärmebehandlung (IHT), Fall III zur kombinierten Untersuchung der IHT und reduzierten Abkühlrate; Tabelle: Geometrische Parameter Überhangwinkel δ , Aufsatzhöhe H , Aufsatzdurchmesser D , Schichtzwischenzeit t_i und experimentell ermittelter β -Phasenanteil	70
Abbildung 44 Mikrostrukturen aus REM-BSE-Aufnahmen mit variierten β -Phasenanteilen in 5.000-facher (b) bzw. 10.000-facher (c) Vergrößerung an den in (a) dargestellten Untersuchungspunkten zur Untersuchung der Mechanismen reduzierte Abkühlrate und intrinsische Wärmebehandlung (IHT)	72
Abbildung 45 Simulierte thermische Historien der Probengeometrien und Untersuchungspunkte von Fall I (reduzierte Abkühlrate), Fall II (IHT) und Fall III (IHT + reduzierte Abkühlrate)	73
Abbildung 46 Schematische Darstellung der Definition der Kennwerte „Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} “ (a) und „Abkühlkonstante k “ (b)	75
Abbildung 47 Mikrostrukturänderungen in Form eines Anstiegs des β -Phasenanteils durch nachfolgendes Volumen eines Aufsatzes mit $H = 10 \text{ mm}$ bei Aufsatzdurchmesser $D = 15 \text{ mm}$ und Überhangwinkel $\delta = 30^\circ, 45^\circ$ und 60°	77

Abbildung 48 a) Gegenüberstellung der simulierten thermischen Historien der Probengeometrien ohne Aufsatz ($H = 0$) und mit Aufsatz ($H = 10 \text{ mm}$) bei konstantem Aufsatzdurchmesser $D = 15 \text{ mm}$ und variiertem Überhangwinkel δ ; b) β -Phasenanteil in Abhängigkeit der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} (Farbcodierung identisch zu a) mit Schwellwert $\Delta t_{IHT, \text{krit}}$ zur Trennung von Fall I: β aufgrund reduzierter Abkühlrate, Fall II: β aufgrund intrinsischer Wärmebehandlung (IHT), Fall III: β aufgrund IHT und red. Abkühlrate; *Probe C12 mit $\delta = 60^\circ$, $H = 20 \text{ mm}$, $D = 10 \text{ mm}$	78
Abbildung 49 Gegenüberstellung der simulierten thermischen Historien C16, C24 und C12 mit Überhangwinkel $\delta = 60^\circ$ und variiertem Aufsatzdurchmesser D und Aufsatzhöhe H ; Kennzeichnung des verlängerten erhöhten Temperaturniveaus bei C12 in blau, wodurch mittels IHT β -Phase entsteht.....	79
Abbildung 50 a) Abkühlkonstante k aus Fitfunktion an thermische Historie der simulierten Probengeometrien ohne Aufsatz $H = 0$, b) Abhängigkeit k von Aufsatzdurchmesser D und Überhangwinkel δ , c) Abhängigkeit β -Phasenanteil von k mit Angabe der kritischen Abkühlkonstante k_{krit}	81
Abbildung 51 Mikrostruktur der Probengeometrien ohne Aufsatz ($H = 0$) mit Aufsatzdurchmesser $D = 20 \text{ mm}$ und Überhangwinkel $\delta = 30^\circ, 45^\circ$ und 60°	81
Abbildung 52 β -Phasenanteil der Proben mit Aufsatzhöhe $H = 10 \text{ mm}$ und variiertem Aufsatzdurchmesser D in Abhängigkeit der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT} (a) und in Abhängigkeit der Abkühlkonstante k ; Schematische Darstellung der Ordnungen funktionaler Abhängigkeiten zwischen geometrischen Parametern und Volumen des Kegelstumpfes V_K bzw. Volumen des Aufsatzes V_A (c); CAD-Abbildung der Probengeometrien mit verändertem D (d)	83
Abbildung 53 a) Schematische Probendarstellung bei variiertem Überhangwinkel δ mit Kennzeichnung des Kegelstumpfvolumen V_K und Aufsatzvolumen V_A ; b) Simulierte thermische Historie mit Kennzeichnung der Haltedauer der intrinsischen Wärmebehandlung Δt_{IHT}	85
Abbildung 54 Schematische Darstellung der Probengeometrie und der thermischen Historie sowie Mikrostrukturaufnahme an P_0 mit Angabe des β -Phasenanteils für keine (a), eine (b) und zwei Folgeschichten (c)	89
Abbildung 55 β -Phasenanteil und α -Lamellenbreite für Proben ohne Folgeschicht (FS0, mit einer (FS1) bzw. zwei (FS2) Folgeschichten (a); Schematische Darstellung der in Abhängigkeit der Aufsatzhöhe H qualitativ abgeschätzte Effektgröße der Wirkmechanismen reduzierte Abkühlrate (b), intrinsische Wärmebehandlung (c) sowie Superposition beider Effekte (d).....	90
Abbildung 56 Schematische Darstellung des Ansatzes: Streifenflächen der thermischen Historie, visualisiert an exemplarischer thermischer Historie (a), Aufteilung des Integrals in Partitionen der Breite ΔTP (b) und Darstellung der Partitionen A1 bis A8 (c).....	92
Abbildung 57 Vergleich des experimentell ermittelten β -Phasenanteils mit der Vorhersage nach Regressionsfunktion für den β -Phasenanteil (a) bzw. die Zugfestigkeit R_m (b).....	94