

Qualifizierung des Laserstrahl-Auftragschweißens zur generativen Fertigung von Luftfahrtkomponenten

Von der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule
Aachen zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der Ingenieurwissenschaften
genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Johannes Michael Fidelis Witzel

Berichter:
Univ.-Prof. Dr. rer. nat. Reinhart Poprawe M.A.
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisgen

Tag der mündlichen Prüfung: 05. Dezember 2014

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Lasertechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen und am Fraunhofer Institut für Lasertechnik in Aachen. An dieser Stelle möchte ich mich bei all jenen bedanken, die zum Gelingen meiner Arbeit beigetragen haben.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. Reinhart Poprawe M.A. danke ich für die Überlassung des Themas. Herrn Prof. Dr.-Ing. Uwe Reisgen danke ich für die Übernahme des Koreferates sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. Hubertus Murrenhoff für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Herrn Dr. Andrés Gasser und Herrn Adj. Prof. (RMIT) Dr.-Ing. Ingomar Kelbassa danke ich für ihre Unterstützung, motivierenden Anregungen und die Durchsicht des Manuskriptes. Weiterhin möchte ich mich bei Herrn Dr. rer. nat. Norbert Pirch für die Unterstützung bei der CAD Programmierung sowie für die zahlreichen Fach-Diskussionen bedanken.

Bei allen Kolleginnen und Kollegen des Lehrstuhls für Lasertechnik und der Gruppe Auftragschweißen des Fraunhofer ILT bedanke ich mich für die gute Zusammenarbeit und die angenehme Arbeitsatmosphäre. Insbesondere danke ich meinen Kollegen Chen Hong, Marco Goebel, Thomas Schopphoven, Johannes Schrage, Gerhard Backes, Stefan Jung, Frank Mentzel, Jochen Kittel, Jana Kelbassa, Patrick Albus, Moritz Alkhayat, Stefanie Linnenbrink, Wolfgang Küppers und Herbert Horn-Solle.

Zudem bedanke ich mich bei meinen Studien-, Diplom-, Projekt-, Bachelor- und Masterstudenten für ihre geleistete Arbeit. Ihr Engagement war auch Ansporn für mich, diese Arbeit voranzubringen. An dieser Stelle möchte ich mich ebenfalls bei Daniel Waschkau, Tobias Dörpinghaus, Marc Pingel, Manuel Wolter, Carsten Zibull, Salay Stannard, Sven Gäser und Björn Wiese bedanken.

Neben den Kolleginnen und Kollegen des ILT und LLT gilt mein Dank auch den Kollegen des Fraunhofer IPT, die mich sowohl mit Hintergrundinformationen als auch durch Bereitstellen und Nachbearbeiten von Demonstratorbauteilen unterstützt haben.

Mein Dank geht auch an die Herren Dr. Thomas Haubold, Dr. Andreas Kohns sowie Herrn Jan Strässer von Rolls-Royce Deutschland für Ihre Diskussionsbereitschaft und die Durchsicht dieser Arbeit sowie an die Erich-Becker-Stiftung, die durch ihr großzügig gewährtes Stipendium diese Arbeit maßgeblich unterstützt hat.

Meiner Familie danke ich für die immerwährende Unterstützung in den Jahren meiner Ausbildung und meiner Ehefrau Akane möchte ich von Herzen für ihr Verständnis, ihren Optimismus und ihre Aufmunterung danken.

Aachen, im Februar 2015

Johannes Witzel

Inhalt

Abbildungsverzeichnis	III
Abkürzungsverzeichnis	IX
Symbolverzeichnis	XI
1 Einleitung	1
2 Zielsetzung und Vorgehensweise	3
3 Stand der Technik	7
3.1 Definition und Anwendungsbereiche der Generativen Verfahren	7
3.2 Verfahrensprinzip Laser-Auftragschweißen	10
3.3 Werkstoffe und Entwicklungstrends	11
4 Metallurgische Analyse- und mechanische Testverfahren	17
4.1 NDT-Analyseverfahren	17
4.2 DT-Analyseverfahren	18
5 Anlagen- und Systemtechnik	20
5.1 Pulverförderer	20
5.2 Pulverzufuhrsysteme	20
5.3 Bearbeitungsoptiken	21
5.4 Strahlquellen	22
5.5 Anlagen	22
5.6 Experimentelle Aufbauten	23
6 Verwendete Werkstoffe	25
6.1 Nickelbasis-Superlegierung Inconel 718 (IN 718)	25
6.1.1 Gefügebestandteile im Werkstoff IN 718	29
6.1.2 Wärmebehandlung und mechanische Eigenschaften	31
6.2 Pulverförmiger Zusatzwerkstoff	34
7 Verfahrensentwicklung	37
7.1 Steigerung der Auftragrate und Entwicklung eines empirischen Werkstoffmodells	37
7.1.1 Herstellung von Zugproben und erzielte statische mechanische Eigenschaften	50

7.1.2	Entwicklung eines empirischen Werkstoffmodells zur Abschätzung der Zugfestigkeit	66
7.2	Übertragung geeigneter Verfahrensparameter und –strategien auf komplexe bauteilspezifische Modellgeometrien	79
7.3	Umsetzung des Verfahrens mit CAD/CAM/NC-Kopplung an einem Originalbauteil	91
8	Zusammenfassung und Ausblick	105
9	Literatur	VI
10	Anhang	XVII
10.1	Untersuchte Verfahrensparameter für 2 mm Spurbreite sowie ermittelte Werte für Auftragstraten, Porositäten und Volumenenergiedichten	XVII
10.2	Untersuchte Verfahrensparameter für 4 mm Spurbreite sowie ermittelte Werte für Auftragstraten, Porositäten und Volumenenergiedichten	XIX
10.3	Untersuchte Verfahrensparameter für 10 mm Spurbreite sowie ermittelte Werte für Auftragstraten, Porositäten und Volumenenergiedichten	XX
10.4	Beschichtungsdiagramm für 2 mm, 4 mm und 10 mm breite Einzelspuren	XXI
10.5	Statische mechanische Eigenschaften nach Festigkeitsprüfung	XXI
10.6	Zuordnung der Verfahrensparameter zu den Zugprobennummern	XXIV
10.7	Parameter der Porenverteilung und ermittelte Werte des DAS	XXV
10.8	Kalibrierkurve zur Bestimmung der Pulvermassenströme	XXVI
10.9	Ergebnis einer BSE Untersuchung zur Bestimmung der Phasen im Gefüge	XXVIII
10.10	Kalibrierkurve zur Anpassung des Laserstrahldurchmessers	XXVIII
10.11	Intensitätsverteilung der Laserstrahlung	XXX
10.12	Fertigungszeichnung Demonstrator-BLISK	XXXIII
10.13	Ressourcenverbrauch bei der Pulverherstellung – Protokoll des Interviews	XXXIV

Abbildungsverzeichnis

Bild 1:	Einordnung der Verfahrensentwicklung, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wird, zwischen dem Stand der Technik und der Fertigungstechnik in der Zukunft	2
Bild 2:	Gegenstand und Zielsetzung der Arbeit	3
Bild 3:	Flussdiagramm der den Untersuchungen zu Grunde liegenden Zielsetzung und der Vorgehensweise innerhalb der Verfahrensentwicklung	4
Bild 4:	Entwicklung des Marktvolumens in Mio. US-Dollar für Produkte (hell) und Dienstleistungen (dunkel) von generativen Fertigungsverfahren in den Jahren 1993 bis 2012 [Woh13]	9
Bild 5:	Marktanteile der Anwendungsbereiche für generativ gefertigte Produkte [Woh13]	9
Bild 6:	Schematische Darstellung des Prozessschemas des Laserauftragschweißens und Darstellung verschiedener Technologiebereiche, die bei einer Verfahrensentwicklung berücksichtigt werden müssen [Darstellung in Anlehnung an Kel12b und Hof98]	11
Bild 7:	Probengeometrien zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von auftraggeschweißtem Inconel 718	19
Bild 8:	Breitstrahldüse zur lateralen Pulverzufuhr (links); Dreistrahldüse zur koaxialen, diskreten Pulverzufuhr (Mitte); Ringspaltldüse zur koaxialen, kontinuierlichen Pulverzufuhr (rechts)	21
Bild 9:	5+2-Achs-Anlage Trumpf Laserzell 1005	23
Bild 10:	Schematische Darstellung des experimentellen Aufbaus für die Verfahrens-entwicklung zum endkonturnahen Laserstrahl-Auftragschweißen mit großen Auftragraten [Darstellung in Anlehnung an KEL06]	24
Bild 11:	Schematische Darstellung des experimentellen Aufbaus für die Untersuchungen zur Steigerung der Auftragsrate mit lateral positionierten Breitstrahldüsen und Diodenlaserstrahlung	24
Bild 12:	Experimenteller Aufbau: 5+2-Achs-Anlage TLC 1005 (links); 3-Achs-Seitenständer-maschine Varilas (rechts)	25
Bild 13:	Hauptgruppen, in die die Nickelbasis-Superlegierungen anhand ihrer Legierungselemente unterteilt werden [Eve71]	26
Bild 14:	Darstellung der Ausbildung der Erstarrungsfront in Abhängigkeit des Temperatur-gradienten und der Erstarrungs-geschwindigkeit am Beispiel Inconel 939 [Ma 90, Kur86, Bür11, Wol06]	27
Bild 15:	Allgemeine Phasendiagramme für Ni-X mit begrenzter (links) und vollständiger (rechts) Löslichkeit nach [Bür11]	28

Bild 16: a): Ausschnitt aus dem Ni-Nb-Erstarrungs-diagramm nach [Kno89] b): Schematische Darstellung der Mikrosegmentierungen und der dendritischen Erstarrung	28
Bild 17: Prüfprotokoll von der Vermessung der Pulverpartikel des Zusatzwerkstoffs; dargestellt ist der Volumenanteil in Prozent aufgetragen über dem gewichteten Partikeldurchmesser in Mikrometer	35
Bild 18: Prüfprotokoll von der Vermessung der Pulverpartikel des Zusatzwerkstoffs; dargestellt ist die Partikelanzahl in Prozent über dem Partikeldurchmesser in Mikrometer	36
Bild 19: Flussdiagramm zur Vorgehensweise in Schritt 1 der Verfahrensentwicklung	37
Bild 20: Schema-skizze eines Beschichtungsdiagramms; ein Prozessfenster und die Prozessgrenzen sind dargestellt; die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschub-geschwindigkeit (Abszisse) dargestellt [Wit10]	40
Bild 21: Schema-skizze der untersuchten Verfahrensparametereinstellungen für 2 mm breiten Einzelspuren; die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschub-geschwindigkeit (Abszisse) dargestellt (links) [Wit10]; Foto von auftraggeschweißten Einzelspuren (rechts oben); Angabe der konstanten Parameter (rechts unten)	41
Bild 22: LM-Aufnahmen von fünf Querschliffen mit Angabe der Verfahrensparameter sowie der Fläche des Auftrags und der ermittelten Porosität	43
Bild 23: LM-Aufnahmen von 4 Querschliffen aus Versuchsreihe 8 sowie Angabe der Verfahrensparameter; Anbindungsfehler, Schweißspritzer sowie die Spurbreite als Entscheidungskriterium zur Bestimmung des Prozessfensters sind angegeben	43
Bild 24: Ausschnitt aus einem Beschichtungsdiagramm für 2 mm und 4 mm breite Spuren; Die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschub-geschwindigkeit (Abszisse) dargestellt, Werte für die Auftragsrate, die Porosität und für den Pulverwirkungsgrad sind angegeben [Wit10]	44
Bild 25: Links: Schematische Darstellung des LA von 10 mm breiten Spuren mit Angabe der Vorschubrichtung. Rechts: Vergrößerter Ausschnitt mit Angaben zur Positionierung der Breitstrahldüse [Gae12]	45
Bild 26: Schema-skizze der untersuchten Verfahrensparametereinstellungen für 10 mm breite Einzelspuren; Die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschub-geschwindigkeit (Abszisse) dargestellt (links); Foto von auftraggeschweißten Einzelspuren (rechts oben); Angabe der konstanten Parameter (rechts unten)	46

Bild 27: LM-Aufnahmen von 4 Querschliffen von den Versuchen 2-4 und von Versuch 6 sowie Angabe der Verfahrensparameter; die Spurbreite und die Einschmelztiefe sind angegeben	47
Bild 28: Beschichtungsdiagramm für das LA. Oben: Laserleistung über Vorschubgeschwindigkeit für 2 mm, 4 mm und 10 mm Spurbreite; Unten: Pulvermassenströme über Vorschubgeschwindigkeit für 2 mm 4 mm und 10 mm Spurbreite	48
Bild 29: LM-Aufnahmen von Querschliffen und Angabe von Verfahrensparametern sowie der erzielten Auftragrate und des Pulverwirkungsgrades für die Spurbreite 10 mm und 2 mm	49
Bild 30: Schematische Darstellung der Verfahrensstrategie in Werkzeugbahnen [in Anlehnung an Kel06]	51
Bild 31: Schematische Darstellung zur Einordnung der Versuchsreihen (rote Dreiecke) in das Beschichtungsdiagramm	52
Bild 32: Auftraggeschweißter Quader aus Versuchsreihe A (links); Schematische Darstellung einer Zugprobe mit markierten Positionen für die Gefügeuntersuchungen (rechts)	53
Bild 33: LM-Aufnahme von polierten Schliffen durch Zugproben; Versuchsreihe H (oben); Versuchsreihe A (Mitte); Versuchsreihe G (unten)	56
Bild 34: Histogrammdarstellung der Häufigkeit in Prozent über den Porendurchmessern für die Versuchsreihen H, A und G [Wie12]	58
Bild 35: Ergebnisdarstellung eines EDX-Mappings zur Untersuchung der Elementverteilung; die Verteilung der Elemente Ni, Fe, Nb, Mo und Ti wird dargestellt [Wit11c, Wie12]	59
Bild 36: Darstellung der Phasenverteilung an einem Gefügeausschnitt aus einer Zugprobe aus Versuchsreihe G, kfz Bereiche (links) und hex Bereiche (rechts) werden in Abhängigkeit der Kristallorientierung zur Probenoberfläche in verschiedenen Farben dargestellt	60
Bild 37: REM-Aufnahme von einer Zugprobe aus Versuchsreihe G;	61
Bild 38: Darstellung der Ergebnisse einer EDX Untersuchung an vier Positionen im Gefüge; a) Interdendritischer Bereich, b) Ausscheidung im interdendritischen Bereich, c) Dendrit, d) Dendrit [Wie12].	62
Bild 39: Darstellung der lokalen Konzentration in Mass.-% für die Versuchsreihen H, A und G; die entsprechenden EDX-Punktmessungen wurden in den interdendritischen Bereichen durchgeführt [Wie12]	63
Bild 40: Darstellung der lokalen Konzentration in Mass.-% für die Versuchsreihen H, A und G; die entsprechenden EDX-Punktmessungen wurden in den dendritischen Bereichen durchgeführt [Wie12]	63
Bild 41: LM-Aufnahme von geätzten Querschliffen aus Versuchsreihe H, A und G; der DAS und die entsprechende Standardabweichung ist angegeben [Wie12]	65

Bild 42:	Graph der Residuen der geschätzten Fehlstellengrößen des Regressionsmodells gegenüber den gemessenen Fehlstellengrößen der Menge \mathfrak{L} (links) und Menge \mathfrak{G} (rechts) am Beispiel der Versuchsreihe G	72
Bild 43:	$\Phi^{-1}[P(i)]$ über $\ln(\text{MaxFerret})$ der Menge \mathfrak{L} mit Angabe der Geraden-Gleichung und R^2 am Beispiel der Versuchsreihe G	74
Bild 44:	Graph von $-\ln\{-\ln[P(i)]\}$ über MaxFerret für Poren aus der Menge \mathfrak{G} mit Angabe der Geraden-Gleichung und R^2 am Beispiel der Versuchsreihe G	75
Bild 45:	Graph von R_m in MPa über ξ in μm mit Angabe der Geraden nach linearer Regression; die Fehlerbalken geben den Standardfehler zwischen der Regressionsgeraden und den Werten für R_m an.	78
Bild 46:	Fluss-diagramm zur Darstellung der Vorgehensweise in Schritt 2 der Verfahrensentwicklung	80
Bild 47:	Darstellung des CAD-Modells der Mock-up-Schaufel (HPC Front Drum HCF Test Specimen) mit Angabe der geometrischen Daten nach spanender Endbearbeitung [Wit11a, Sch11]	81
Bild 48:	Schematische Darstellung der NC-Bahnen und der Verfahrensparameter zur Generierung der 1. Lage des Schaufelfußes [Wit11a, Sch11]	81
Bild 49:	CAD-Modell des Schaufel Mock-ups (links); Darstellung der NC-Bahn zum LA des Schaufelblattes (rechts oben); LM Aufnahme eines Schliffes durch ein Schaufelblatt sowie tabellarische Darstellung der Verfahrensparameter (rechts unten)	82
Bild 50:	Anhaftende Pulverpartikel und Defekte an einer geschweißten Schaufelblattlage; Spurende (links); Spuranfang (rechts)	83
Bild 51:	LM-Aufnahmen mit Defekten aufgrund von unvollständig aufgeschmolzenem Pulver (links), Heißriss (Mitte), REM-Aufnahme des Risses aus dem mittleren Bild (rechts)	83
Bild 52:	Schematische Darstellung der angepassten Verfahrensstrategie zum auftragschweißen einer Lage des Schaufelblattes	84
Bild 53:	LM-Aufnahme von Schliffen durch ein Schaufelblatt, die Position der Schliffe ist angegeben	84
Bild 54:	CAD Darstellung eines optisch vermessenen Schaufel Mock-ups (links); Foto mit Schaufel Mock-ups im unbearbeiteten sowie im teilweise und im vollständig nachbearbeiteten Zustand (rechts)	85
Bild 55:	Schematisch Darstellung der Demonstrator-BLISK mit eingespannten Substratkörpern und Detailansicht der Befestigungsmöglichkeit mit Hilfe von Klemmelementen [Sch11]	86
Bild 56:	Darstellung der Demonstrator-BLISK in der Werkstückaufnahme an der Anlage TLC 1005 und eingezeichnetes Koordinatensystem (a); Schematische Darstellung des Substratkörpers mit eingezeichnetem Referenzpunkt und Koordinaten-systemen (b) Prozessaufnahme und eingezeichnete Drehrichtung der Scheibe (c) [Wit11a, Sch11]	87

Bild 57: Schematische Darstellung der Bahnstrategie auf der Demonstrator-BLISK (links); schematische Darstellung des Programmablauf (rechts) [Sch11]	88
Bild 58: Thermografie-Aufnahme des LA-Prozesses auf der Demonstrator-BLISK;	89
Bild 59: Foto der Demonstrator-BLISK mit 12 generativ gefertigten Schaufel Mock-ups (links); Foto der generativ gefertigten Schaufel Mock-ups (rechts oben) [Wit11a, Sch11]; Foto der nachgearbeiteten Schaufel Mock-ups (rechts unten)	89
Bild 60: Schematische Darstellung der Prozesskette zur generativen Fertigung mit LA am Beispiel von Schaufel Mock-ups	90
Bild 61: Darstellung der Vorgehensweise in Schritt 3 der Verfahrensentwicklung in Form eines Flussdiagramms	91
Bild 62: Graphische Darstellung der funktionalen Zusammenhänge zwischen der Spurbreite und den Verfahrensparametern [Kha12]	92
Bild 63: CAD-Modell der BLISK-Schaukel (links); Slicen der Schaufelkontur durch Verschieben eines Flächensegmentes des BLISK-Umfangs (Mitte); Konturen von zwei Schaufellagen (rechts) [Kha12, Fle12]	93
Bild 64: CAD-Modell der BLISK-Schaukel (links); Darstellung der verwendeten Verfahrensparameter und der NC Bahnen für die erste Schaufellage (rechts) [Kha12]	93
Bild 65: CAD-Modell der BLISK-Schaukel (links); tabellarische Darstellung der verwendeten Verfahrensparameter und Darstellung einer NC Bahn für das Schaufelblatt (rechts) [Kha12]	94
Bild 66: Fotografische Darstellung von zwei generativ gefertigten BLISK-Schaukeln auf einem BLISK-Segment (links); Darstellung des gefitteten Messergebnisses dieser Schaufel (rechts) [Kha12]	95
Bild 67: Fotografische Darstellung von sechs generativ gefertigten BLISK-Schaukeln auf einem BLISK-Segment (links); Darstellung des Aufmaßes dieser Schaukeln nach optischer Vermessung und Vergleich der Messergebnisse mit der Soll-Geometrie (rechts) [Kha12]	96
Bild 68: BLISK mit 76 Schaukeln; die Schaukeln wurden generativ mittels LA und die BLISK-Scheibe spanend gefertigt	97
Bild 69: Schematische Darstellung der Fertigungsstufen bei der generativen Fertigung einer BLISK, Bilanzströme sind als Pfeile dargestellt	98
Bild 70: Schematische Darstellung der Fertigungsstufen bei der konventionellen Fertigung einer BLISK; Bilanzströme sind als Pfeile dargestellt	98
Bild 71: Schematische Darstellung der Schmiederohlinge zur Herstellung einer BLISK bei konventioneller und bei generativer Fertigung	99
Bild 72: Bilanzierung der Prozessenergie, der Prozesszeit und der Materialmengen für die generative Fertigung und für die konventionelle Fertigung	104

Bild 73: Beschichtungsdiagramm für 2 mm, 4 mm und 10 mm breite Einzelspuren [Gae12]	XXI
Bild 74: Pulvermassenstrom in g/min über der Drehgeschwindigkeit der Pulverförderscheibe; Die Pulverförderscheibe NL 16/1,2 und der Pulverförderer GTV PF2/2 der Firma Sulzer werden verwendet	XXVI
Bild 75: Pulvermassenstrom in g/min über der Drehgeschwindigkeit der Pulverförderscheibe in %; Die Pulverförderscheibe NL 11/0,6 und der Pulverförderer Single 10-C der Firma Sulzer werden verwendet	XXVII
Bild 76: Pulvermassenstrom in g/min über der Drehgeschwindigkeit der Pulverförderscheibe in %; Die Pulverförderscheibe NL 16/1,2 und der Pulverförderer Single 10-C der Firma Sulzer werden verwendet	XXVII
Bild 77: Links: BSE Aufnahme; Rechts: Phasendarstellung, Bereiche, in denen eine hexagonale Gitterstruktur ermittelt wird, sind grün dargestellt	XXVIII
Bild 78: Laserstrahlradius im TCP in mm über dem in der Anlagensteuerung eingestellten TC_Wert für die Zoomoptik BEO70D	XXIX
Bild 79: Schematische Darstellung der Leistungsdichteverteilung für den TC_Wert = 15 mit der Software LaserDiagnoseSoftware V2.97	XXIX
Bild 80: Schematische Darstellung der Leistungsdichteverteilung für den TC_Wert = 30 mit der Software LaserDiagnoseSoftware V2.97	XXX
Bild 81: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Vermessung der Strahlkaustik	XXXI
Bild 82: Graphische Darstellung der Strahlkaustik und Intensitätsverteilung in der Fokusslage	XXXII
Bild 83: links: Schematische Darstellung der Leistungsdichteverteilung bei 86 %-igem Laserleistungseinschluss bei einem Arbeitsabstand von 251,67 mm, rechts: und ermittelte Längen der Spotflächen in x- und y- Richtung	XXXII
Bild 84: Fertigungszeichnung der Demonstrator-BLISK	XXXIII

Abkürzungsverzeichnis

AM	Generative Fertigung (engl.: Additive Manufacturing)
Aus.	Ausscheidungen
At.-%	Atomprozent
Ar	Argon
BLISK	Schaufellaufrad in einem Turbotriebwerk (engl.: Blade Integrated Disk)
BSE	Zurückgestreute Elektronen (engl.: Backscattered Electrons)
CAD	Computergestütztes Design (engl.: Computer-aided Design)
CAX	Diverse computergestützte Prozesse (engl.: Computer-aided x)
CCD	Z.B. Sensor in digitalen Kameras (engl. Charge-coupled Device)
CNC	Computergestützte numerische Steuerung (engl.: Computerized Numerical Control)
CT	Computertomographie
DAS	Dendritenarmabstand (engl.: Dendrite Arm Spacing)
DT	Zerstörende Testverfahren (engl.: Destructive Testing)
EDX	Energiedispersive Röntgenmikroanalyse
MaxFeret	Maximaler Feret-Durchmesser einer Fehlstelle
MKS	Maschinenkoordinatensystem
HCF	Dauerschwingfestigkeit (engl.: High Cycle Fatigue)
hdP	Hexagonal dichteste Packung
He	Helium

Abkürzungsverzeichnis

HIP	Heiß isostatisches Pressen
HV	Härte Vickers
ILT	Fraunhofer Institut für Lasertechnik
IN 718	Nickelbasis Superlegierung Inconel
IPT	Fraunhofer Institut für Produktionstechnik
Kfz	Kubisch-flächenzentriert
LA	Laserstrahl-Auftragschweißen
LM	Lichtmikroskopie
Mass.-%	Masseprozent
NDT	Zerstörungsfreie Testverfahren (engl.: Non Destructive Testing)
OEM	Erstausrüster (engl.: Original Equipment Manufacturer)
OLS	Methode der kleinsten Fehlerquadrate (engl.: Ordinary Least Squares Estimation)
REM	Rasterelektronenmikroskop
SE	Sekundärelektronen
SLM	Selektives Laserstrahl-Umschmelzen (engl.: Selective Laser Melting)
TCP	Topologisch dicht gepackte intermetallische Phasen (engl.: Topologically Close-packed Intermetallic Phases)
TCP	Werkzeugposition (engl.: Tool Center Point)
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
WB	Wärmebehandlung
WKS	Werkstückkoordinatensystem

Symbolverzeichnis

Symbol	Einheit	Bezeichnung
AV	----	Aspektverhältnis (Spurhöhe zu Spurbreite)
A_5	[%]	Bruchdehnung
b_s	[mm]	Spurbreite / Schmelzbadbreite
d_L	[mm]	Durchmesser des Laserstrahls
h_s	[mm]	Spurhöhe
E_D	[J/mm ³]	Energiedichte
E_i	[J]	Energie
Feret Max	[μ m]	max. (messbarer) Durchmesser einer Pore
\dot{m}_{Ar}	[g/min]	Auftragrate
\dot{m}_p	[g/min]	Pulvermassenstrom
m_i	[g]	Masse
P_L	[W]	Laserleistung
R_m	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	0,2 % Dehngrenze
t_i	[min]	Zeit
\dot{V}_{Ar}	[mm ³ /s]	Auftragrate
\dot{V}_{FG}	[l/min]	Fördergasvolumenstrom
\dot{V}_{SG}	[l/min]	Schutzgasvolumenstrom
v_V	[mm/min]	Vorschubgeschwindigkeit

Symbolverzeichnis

Z	[%]	Brucheinschnürung
η_P	[%]	Pulverwirkungsgrad
δ	[μm]	Streumaß der Extremwertverteilung Typ 1
σ^*	[$\ln \mu\text{m}$]	Streumaß der logarithmischen Normalverteilung
λ	[μm]	Modus der Extremwertverteilung Typ 1
μ^*	[$\ln \mu\text{m}$]	Modus der logarithmischen Normalverteilung
ξ	[μm]	repräsentativer Mikrostrukturfaktor

1 Einleitung

Seit jeher werden subtraktive, d.h. materialentfernende, sowie um- und urformende Fertigungsverfahren genutzt, um aus vorhandenem Eingangsmaterial Produkte zu erschaffen. Ein Anwendungsbeispiel für materialentfernende Fertigungsverfahren, wenn auch plakativ, ist der Steinmetz, der das zu schaffende Teil aus dem „vollen“ Material herausarbeitet, wobei viel Abfallmaterial anfällt. Derartige Fertigungskonzepte unterliegen Restriktionen, die die Qualität des Produktes direkt beeinflussen, wenn z.B. bestimmte Formen, Materialüberhänge oder hohle Strukturen nicht herstellbar sind. Auch ist die Herstellung von kleinen Losgrößen häufig ökologisch wie auch ökonomisch unvorteilhaft. Die Fertigungstechnik der Zukunft muss jedoch dazu befähigt werden, Anforderungsoptimierte, nach Kundenwünschen maßgeschneiderte Produkte herzustellen, ohne dabei die Effizienz einer Massenproduktion einzubüßen. Vor diesem Hintergrund gewinnt die Nutzung von flexiblen, automatisierbaren und gleichzeitig sehr effizienten Prozessen in der Fertigungstechnik immer mehr an Bedeutung. Dies gilt natürlich auch für Prozesse der Urformtechnik.

In der Urformtechnik, also bei der Herstellung einer Bauteilform, hat die generative Fertigung (engl: Additive Manufacturing, AM) mittels Laserstrahl-Auftragschweißen (LA) gute Voraussetzungen, den Anforderungen an Flexibilität und Effizienz sowie Automatisierbarkeit gerecht zu werden. Gegenüber pulverbettbasierten generativen Fertigungsverfahren, wie z.B. dem Selektiven Laserstrahl-Umschmelzen (engl.: Selective Laser Melting, SLM) hat das LA durch die Möglichkeit zur 3D-Bearbeitung den Vorteil, das komplexe Geometrien auf 3D-Oberflächen aufgebaut werden können. Bisher wird LA für 2D-Anwendungen, z.B. für die Reparatur- und Beschichtung von Bauteiloberflächen eingesetzt. Die Weiterentwicklung der Formgebung durch LA hin zu 3D-Anwendungen ist daher ein wichtiger Forschungsschwerpunkt.

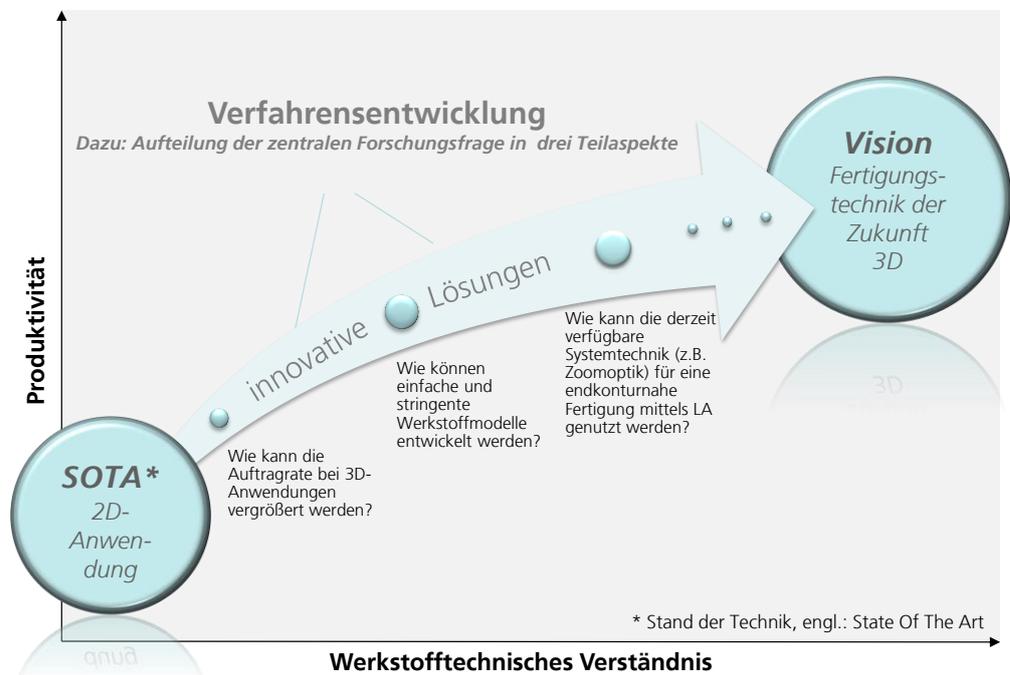
Ein weiterer Forschungsschwerpunkt ist eine signifikante Steigerung der Produktivität, die notwendig ist, um schnell und effizient Bauteile herstellen zu können. Das kann im Falle des LA sowohl durch eine größere Auftragsrate als auch durch eine endkonturnahe Formgebung erfolgen. Beide Ansätze zur Steigerung der Produktivität können darüber hinaus nur dann genutzt werden, wenn die Qualität des laserauftraggeschweißten Werkstoffs den Anforderungen, z.B. in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften, entspricht. Ein Verständnis davon, durch welche Parametereinstellungen gesteigerte Auftragsraten realisiert werden können, welche Gefüge sich dabei im auftraggeschweißten Werkstoff ausbilden und mit welchen mechanischen Werkstoffeigenschaften gerechnet werden kann, ist eine notwendige Voraussetzung für den Einsatz von LA als generative Fertigungstechnologie.

Unter Berücksichtigung der vorgenannten Aspekte wird für diese Dissertation folgende Forschungsfrage formuliert:

„Wie können die Produktivität des LA Prozesses für den 3D-Anwendungsfall gesteigert und gleichzeitig die mechanischen Werkstoffeigenschaften sichergestellt werden?“

Die Forschungsfrage und daraus abgeleitete Teilaspekte, die Gegenstand der Verfahrensentwicklung im Rahmen dieser Arbeit sind, sind in Bild 1 dargestellt.

Bild 1: Einordnung der Verfahrensentwicklung, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wird, zwischen dem Stand der Technik und der Fertigungstechnik in der Zukunft

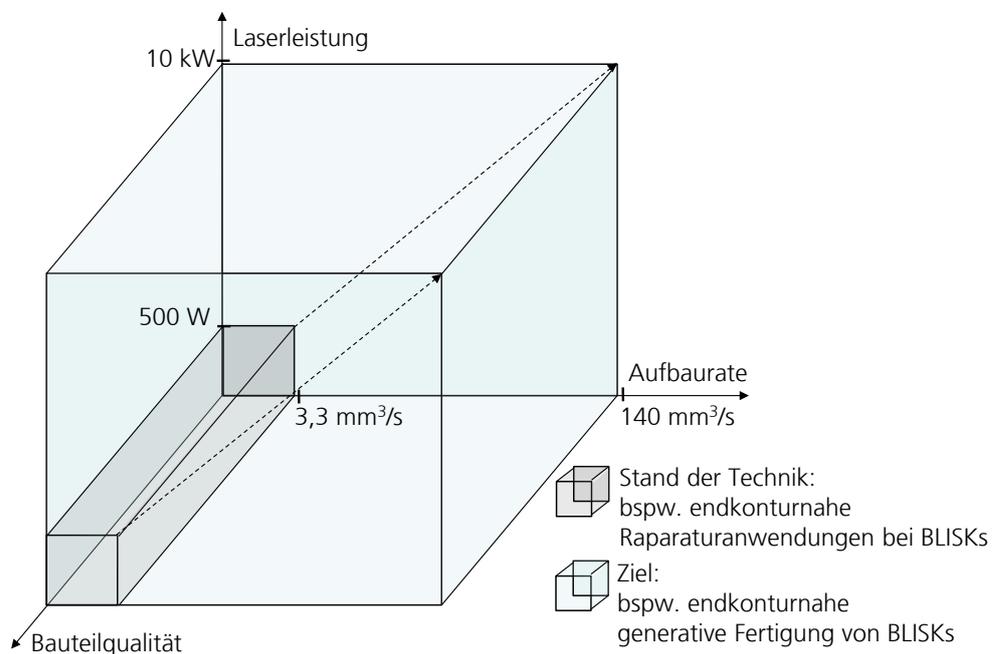


Zur Demonstration wird im Rahmen dieser Arbeit ein Schaufellaufrad (engl.: Blade Integrated Disk, BLISK) aus dem Hochdruckkompressor eines Flugtriebwerks generativ gefertigt. Diese BLISK wird aus der Nickelbasis-Superlegierung Inconel 718 (auch: IN 718, Kurzname: NiCr19NbMo) hergestellt. Die Entwicklung und Umsetzung der generativen Fertigung von BLISKs trägt dazu bei, eine umweltschonendere, effizientere Triebwerkstechnologie in der Luftfahrt zu etablieren. Im Vergleich zu herkömmlichen, einzeln beschaufelten, Kompressorlaufrädern aus Flugtriebwerken ist die BLISK ein Beispiel für ein komplexes, funktionsoptimiertes Bauteil.

2 Zielsetzung und Vorgehensweise

Das Ziel der Arbeit ist die Weiterentwicklung des Laserstrahl-Auftragschweißens von einem 2D-Reparatur- und Beschichtungsverfahren hin zu einem 3D-Fertigungsverfahren. Damit leistet diese Arbeit einen Beitrag zu der Entwicklung einer flexiblen, automatisierbaren Fertigungstechnik der Zukunft. Erstmals soll in diesem Zusammenhang die Möglichkeit des Einsatzes einer Zoomoptik in einem generativen Fertigungsprozess und eine Steigerung der Auftragsrate ausgehend vom derzeitigen Stand der Technik ($3,3 \text{ mm}^3/\text{s}$) um mindestens eine Größenordnung auf ca. $140 \text{ mm}^3/\text{s}$ anvisiert werden (s. Bild 2). Wesentliche Nebenbedingung ist dabei eine gleichbleibende Bauteilqualität, insbesondere das Erreichen einer Dichte von annähernd 100% (Ziel in dieser Arbeit: $> 99,75\%$). Nach der europäischen Richtlinie EN 12517-1 soll die Porosität in mehrlagigen Schweißnähten $\leq 2\%$ betragen [DIN06]. Durch die Zielsetzung in dieser Arbeit, die kritischer ist als die Vorgaben der europäischen Richtlinie, sollen die Funktionseigenschaften der Bauteile gewährleistet werden.

Bild 2: Gegenstand und Zielsetzung der Arbeit



Die Weiterentwicklung des LA Verfahrens umfasst folgende Aspekte:

1. Eine signifikante Steigerung der Auftragsrate bei minimalen Defekten für das LA und das Aufzeigen von Parametergrenzen sowie die Darstellung von Prozessfenstern;

2. Die Beschreibung der Werkstoffeigenschaften durch ein einfaches, empirisches, Werkstoffmodell;
3. Die Umsetzung des entwickelten 3D-LA-Verfahrens mit gesteigerter Auftragsrate in einer CAx-Prozesskette zur generativen Fertigung einer BLISK.
4. Im Rahmen der BLISK-Fertigung soll eine Bilanzierung der Ressourcenverbräuche (Material, Energie und Zeit) durchgeführt werden.

Die der Verfahrensentwicklung zu Grunde liegende Zielsetzung und die Vorgehensweise ist schematisch in Bild 3 dargestellt. Die Vorgehensweise innerhalb der Verfahrensentwicklung wird in drei Schritte unterteilt, die im Folgenden erklärt werden.



Bild 3: Flussdiagramm der den Untersuchungen zu Grunde liegenden Zielsetzung und der Vorgehensweise innerhalb der Verfahrensentwicklung

Schritt 1: Im Rahmen der Verfahrensentwicklung werden im ersten Schritt grundlegende Untersuchungen zur Steigerung der Auftragsrate durchgeführt. Aufgrund nichtlinearer Prozesse, wie z.B. die Bildung von spröden Phasen während der Erstarrung des Schmelzbades, können Anpassungen von Verfahren-

sparametern und von Verfahrensstrategien nur in gewissen Grenzen vorgenommen werden. Eine einfache, lineare Vergrößerung der Verfahrensparameter z.B. nach dem Prinzip, doppelte Laserleistung bei doppelter Vorschubgeschwindigkeit führt im Extremfall zu Defekten (z.B. Heißrisse). Daher werden zunächst Verfahrensstrategien und Verfahrensparameter an Flachproben (2D-Anwendung) für das LA von Einzelspuren mit Spurbreiten zwischen 2 mm und 10 mm ermittelt. Für die Ermittlung von Verfahrensparametern bei großen Vorschubgeschwindigkeiten ($v_v > 10$ m/min) werden zusätzlich Versuche auf rotierenden Wellen durchgeführt. Beschichtungsdiagramme zur Darstellung von Prozessfenstern werden entwickelt und die Grenzen der Verfahrensparameter werden aufgezeigt. Mit als geeignet ermittelten Verfahrensparametern werden Zugproben hergestellt. Auf Grundlage der durchgeführten Zugversuche wird ein empirisches Werkstoffmodell entwickelt, das eine Abschätzung der Zugfestigkeit von auftragsschweißtem IN 718 in Abhängigkeit von der im Gefüge vorhandenen Porosität und den Dendritengrößen ermöglicht.

Ziel von Schritt 1 ist die signifikante Steigerung der Auftragsrate innerhalb der durch die verwendete Systemtechnik gesetzten Randbedingungen und die Ermittlung der statischen mechanischen Eigenschaften des auftragsschweißten und wärmebehandelten Werkstoffs, sowie die Entwicklung eines Werkstoffmodells. Die Herausforderung besteht in diesem Schritt darin, die Prozessfenster so zu bestimmen, dass zum einen eine größtmögliche Auftragsrate erzielt wird (das bedingt eine große Leistungsintensität im Schmelzbad) und zum anderen Defekte durch Verdampfung und/oder durch zu kleine Erstarrungsgeschwindigkeiten vermieden werden.

Schritt 2: Im zweiten Schritt der Verfahrensentwicklung werden Verfahrensstrategien und Verfahrensparameter auf komplexe bauteilspezifische Modellgeometrien, sog. Schaufel Mock-ups (2,5D-Anwendung), übertragen. Die Herausforderung besteht darin, die zuvor ermittelten, großen, Auftragsraten auf filigrane Geometrien zu übertragen ohne dabei Defekte z.B. durch Wärmeakkumulation im Bereich des dünnen Schaufelblatts zu erzeugen. Insbesondere die mit Überhang zu fertigenden, filigranen Schaufelkanten stellen eine große Herausforderung dar. Zudem müssen die Verfahrensstrategien, die an Einzelschaufeln erprobt werden, auf eine komplette BLISK übertragbar sein. Dazu wird ein BLISK-Demonstrator entwickelt, an dem bis zu 12 Mock-ups gleichzeitig aufgebaut werden können. Die Mock-ups werden anschließend spanend nachbearbeitet. Die einzelnen Prozessschritte zum generativen Fertigen dieser Mock-ups und zur spanenden Nachbearbeitung werden im Rahmen einer CAx-Prozesskette entwickelt und erprobt.

Ziel von Schritt 2 ist die Ermittlung von erzielbaren Auftragsraten bei der generativen Fertigung von dünnwandigen schaufelähnlichen Geometrien und die Einhaltung von bauteilspezifischen geometrischen Vorgaben. Insbesondere muss

genügend Übermaß bei gleichzeitig geringem Verzug erzielt werden, sodass eine spanende Nachbearbeitung möglich ist.

Schritt 3: Im dritten Schritt wird das Verfahren durch den Einsatz einer CAX-Prozesskette an einem Originalbauteil (3D-Anwendung) umgesetzt. Das Originalbauteil ist eine BLISK aus einem Hochdruckkompressor eines Flugtriebwerkes mit 76 Schaufeln (jede Schaufel ist ca. 40 mm groß) und einem Außendurchmesser von ca. 640 mm. Die Zugänglichkeit des Bearbeitungskopfs wird durch den gleichzeitigen Aufbau aller Schaufeln sichergestellt. Eine Zoomoptik wird zur kontinuierlichen Spurbreitenanpassung in den Prozess implementiert. Für die generativ gefertigte BLISK wird eine Material-/Energie-/Arbeitszeitbilanz erstellt. Ein Vergleich zwischen der generativen Fertigung und der konventionellen (spanenden) Fertigung des gleichen Bauteils wird durchgeführt. Die Herausforderungen in Schritt 3 der Verfahrensentwicklung sind:

- Die Integration der Zoomoptik in das Programmierool (CAM-Modul)
- Die Ermittlung von Transferfunktionen zur kontinuierlichen Anpassung der Verfahrensparameter an die Soll-Geometrie
- Die Überprüfung der Prozessstabilität über einen langen Zeitraum (Prozessdauer: 7 Stunden)
- Die Quantifizierung von Ressourcenverbräuchen

Ziel von Schritt 3 ist die Validierung des Verfahrens an einem Originalbauteil und die Ermittlung, ob die generative Fertigung durch LA unter Berücksichtigung des aktuellen Entwicklungsstandes dazu geeignet ist, Produkte effizient herzustellen.

3 Stand der Technik

3.1 Definition und Anwendungsbereiche der Generativen Verfahren

Zur Begriffsdefinition der generativen Fertigungsverfahren (engl.: Additive Manufacturing, AM) ist eine Einteilung aller Fertigungsverfahren nach der Art und Weise, wie eine Geometrie erzeugt wird, geeignet [Geb13]. Demnach können drei Kategorien von Fertigungsverfahren unterschieden werden:

- subtraktive Fertigungsverfahren
- formative Fertigungsverfahren
- additive Fertigungsverfahren

Bei der Verwendung eines subtraktiven Fertigungsverfahrens wird die gewünschte Geometrie durch Abtragen definierter Bereiche, z.B. durch Drehen oder Fräsen, erzeugt. Bei formativen Verfahren wird ein gegebenes Volumen in die gewünschte Geometrie umgeformt. Eine Randbedingung ist die Volumenkonzanz. Beispiele sind das Schmieden oder das Tiefziehen. Bei der Verwendung von additiven Fertigungsverfahren wird die gewünschte Geometrie durch Aufeinanderfügen von Volumenelementen geschaffen [Geb07, Geb13, Zäh06, Rol13]. Man nennt sie auch Schichtbauverfahren, wenn die Geometrie aus einzelnen Schichten zusammengesetzt wird. Bei GEB07 werden die generativen Fertigungsverfahren wie folgt beschrieben:

Das Schichtbauprinzip, das die generativen Fertigungsverfahren umsetzen, beruht darauf, dass die herzustellenden Bauteile schichtweise aufgebaut werden. Bei generativen Fertigungsverfahren wird dieses Prinzip automatisiert. In einem Vorbereitungsschritt werden die CAD-Konstruktionen von Bauteilen in Einzelschichten zerlegt. Im anschließenden generativen Fertigungsverfahren werden diese Einzelschichten dann nacheinander in der richtigen Reihenfolge aufeinander gefügt. Beide Teilprozesse laufen computergesteuert ab und benötigen dazu lediglich die 3D Geometriedaten des Bauteils. Der Informationstransfer zwischen den Produktionsschritten wird durch innovative CAX-Lösungen gewährleistet. Generative Fertigungsverfahren sind dadurch gekennzeichnet, dass nicht nur die Geometrie, sondern simultan auch die Stoffeigenschaften während des Herstellungsprozesses entstehen [Geb07].

Die Gesamtheit der Verfahren wird auch unter dem Begriff der Rapid-Technologie zusammengefasst [Zäh06, Geb07]. Beide Begriffe werden in der Literatur synonym verwendet [Geb07]. Die als Rapid Prototyping bekannt gewordenen

Methoden wurden zunächst für die Entwicklung und Herstellung von leistungsfähigen Funktionsprototypen genutzt [Geb07, Hof98]. Aufgrund der technischen Möglichkeiten, aber vor allem auch durch die Verifizierung des enormen Potentials in immer weiteren Bereichen, haben sich die generativen Fertigungsverfahren auch unter den Bezeichnungen Rapid Manufacturing oder Direct Manufacturing etabliert [Geb07]. Zunehmend werden für diese Fertigungsverfahren neue Anwendungsbereiche erschlossen, die über den Modellbau und die Herstellung von Prototypen hinausgehen und bei denen es darauf ankommt, aus Serienwerkstoffen funktionsfähige Produkte herzustellen [Geb07, Sch09, Sch11, DOE12, Eco11].

Die erfolgreiche industrielle Entwicklung und das große Potential der generativen Fertigung kann bei der Betrachtung der Marktentwicklung für die generativen Verfahren erkannt werden. Der Markt für Produkte und Dienstleistungen, die im Zusammenhang mit der generativen Fertigung stehen, wird für das Jahr 2012 mit 2,204 Mrd. Dollar angegeben [Woh13]. Dabei werden Produkte und Dienstleistungen wie folgt aufgeschlüsselt:

Produkte umfassen:

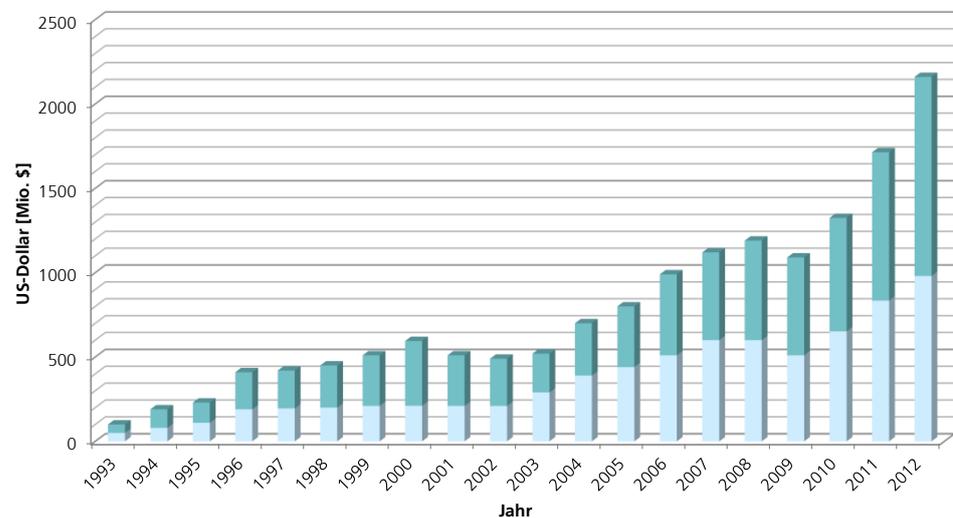
- generative Fertigungssysteme
- System Upgrades
- Materialien
- Aftermarket-Produkte (z.B. spezielle Software Pakete, Laserstrahlquellen).

Dienstleistungen umfassen:

- Erlöse aus Bauteilen, die von Dienstleistern im Auftrag für Endkunden hergestellt werden
- Wartungsverträge
- Schulungsseminare
- Konferenzen
- Ausstellungen
- Werbung
- Veröffentlichungen
- Auftragsforschung
- Beratung

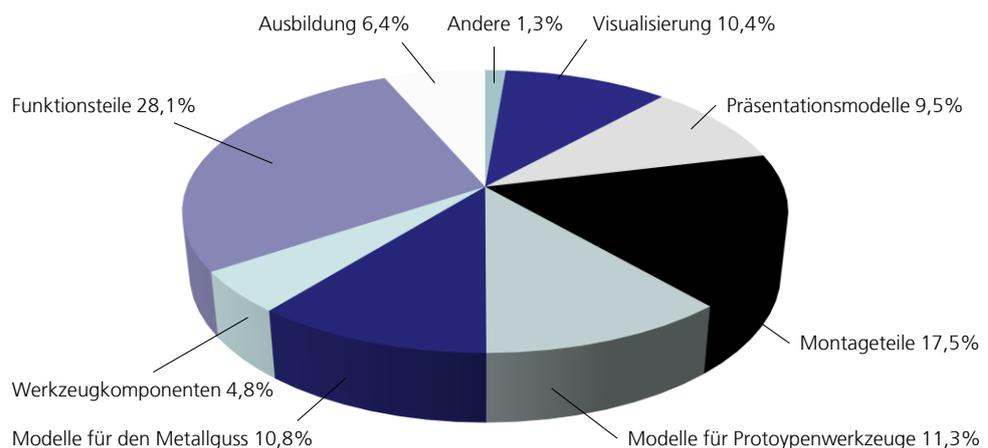
In Bild 4 ist die Marktentwicklung für die generativen Verfahren dargestellt, wobei der obere (dunkle) Säulenanteil Einkünften durch Dienstleistungen und der untere (helle) Anteil Einkünften durch Produkte im Bereich der generativen Verfahren entspricht. Unter Berücksichtigung wirtschaftlicher Schwankungen wird eine durchschnittliche Wachstumsrate von 25,4% für die vergangenen 25 Jahre angegeben. Für die Jahre 2010 bis 2012 beträgt das Wachstum 27,4 % [Woh13].

Bild 4: Entwicklung des Marktvolumens in Mio. US-Dollar für Produkte (hell) und Dienstleistungen (dunkel) von generativen Fertigungsverfahren in den Jahren 1993 bis 2012 [Woh13]



Der Entwicklungstrend, vom dreidimensionalen Konzeptmodell mit für den industriellen Einsatz unzureichenden mechanischen Eigenschaften zum Fertigbauteil mit serienidentischen Eigenschaften zeigt sich auch bei der Betrachtung der Entwicklung der Anwendungsgebiete der generativen Fertigungsverfahren. So hat sich die direkte Herstellung von Funktionsteilen mit 28,1% zum größten Sektor entwickelt und macht im Jahr 2012 mit Montageteilen 45,6% des gesamten Marktes aus [Woh13]. Diese Zahlen basieren auf einer Umfrage, an der 105 Unternehmen teilnahmen. Zusammen repräsentieren diese Unternehmen über 10000 Endkunden [Woh3].

Bild 5: Marktanteile der Anwendungsbereiche für generativ gefertigte Produkte [Woh13]



Die Klassifizierung der pulverbasierten generativen Verfahren kann anhand der verwendeten Werkstoffe und durch die Art der Bereitstellung des Werkstoffes im Prozess vorgenommen werden [Gas10]. Während pulverbett-basierte Verfahren hauptsächlich im Bereich der direkten Bauteilherstellung Anwendung

finden, werden bisher Verfahren mit lokaler Werkstoffzufuhr wegen der Möglichkeit zum direkten Materialauftrag auf 3D-Flächen hauptsächlich zur Beschichtung, Geometriemodifikation und Reparatur eingesetzt [Gebhardt 2006, Geb13, Gas10, AMO12].

In Tabelle 1 sind als Vertreter für die zurzeit verfügbaren, auf metallischen Pulvern basierenden, generativen Verfahren, das Selective Laser Melting (SLM) und das Laser-Auftragschweißen (LA) dargestellt. Eine umfangreichere Darstellung von AM-Technologien im Allgemeinen sowie die Eigenschaften und die Anwendungsbereiche dieser Verfahren werden bei GEBHARDT 2006 vorgestellt.

	Selective Laser Melting (SLM)	Laser-Auftragschweißen (LA)
Anwendung	Metallische Endprodukte, Medizinische Implantate, Werkzeugmaschinenbau, Automobilindustrie, Luftfahrt ¹	Aeronautische Anwendungen, Luftfahrt-, Schiffbau-, Automobilindustrie, Energiewirtschaft, Bergbau, Werkzeug- und Formenbau ¹
Kernprozess	Selektives Umschmelzen von zuvor aufgebracht Pulver ¹ (2-stufiger Prozess)	Direktes Laser-Auftragschweißen von Pulver auf einen Grundkörper ¹ (1-stufiger Prozess)
Typische Aufbauraten	Aufbauraten: 1-3 mm ³ /s ³	Aufbauraten: 3-10 mm ³ /s ³
Eingangsmaterial	Ti, Al, Cu (rein und in diversen Legierungen), Co-Cr-, sowie Fe-Basis Legierungen, Superlegierungen ^{1&2}	Metallische Pulver aus diversen Fe-, Ti-, Al-, Ni- Legierungen, Superlegierungen ¹
Dichte von generierten Bauteilen	99 bis 100% ¹	99 bis ~100% ¹
Bauteileigenschaften	Feinkörniges Gefüge, gute Zugfestigkeit, Zähigkeit und Kriecheigenschaften, Werkstoffeigenschaften entsprechen dem Standard der eingesetzten Pulverwerkstoffe ^{1&2&3}	Gefüge teilweise grobkörniger als bei Verarbeitung durch SLM; gute Zugfestigkeit, Zähigkeit und Kriecheigenschaften können erreicht werden ^{1&2&3}
Geometrietreue [mm]	≥0,1 ³	≥0,1 ³
Bauteilkomplexität	Komplexität nahezu unbeschränkt ³	Komplexität ist beschränkt ³
Möglichkeit zur Multimaterialverarbeitung	Ja ¹ allerdings kommt es dann zur Vermischung des überschüssigen Pulvers in der Prozesskammer. Recycling des Materials ist dann ggf. unmöglich	Ja, lokale Anpassung (graded Layer Strukturen) sind möglich ³
Max. Bauteilgröße [mm]	Anhängig von Prozesskammer ³ i.d.R. Bauteile mit Dimensionen ≤ 1m	Skalierbar zu großen Dimensionen ³ Bauteile können mehrere Meter groß sein
Grundplatte	Flache Oberflächen/ Preforms ³	3D Oberflächen ³

¹: Wohler 2012, ²: Gu et al. 2012, ³: Kelbassa et al. 2012

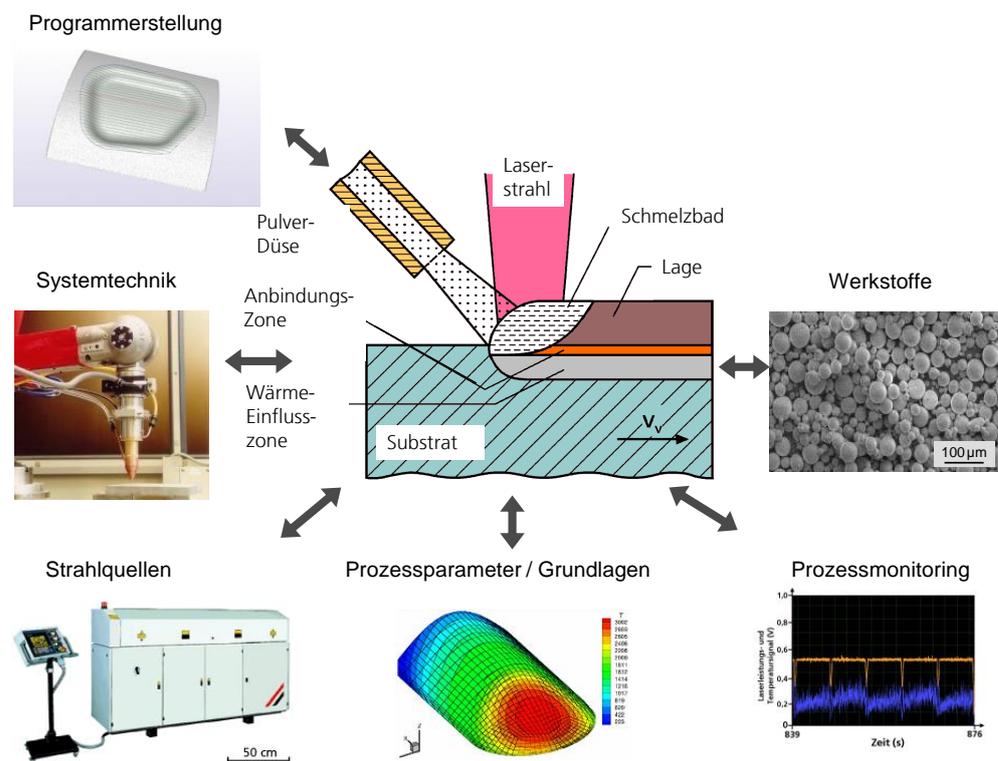
Tabelle 1: Auswahl pulverbasierter Verfahren für die generative Herstellung, Funktionalisierung und Reparatur von Bauteilen

3.2 Verfahrensprinzip Laser-Auftragschweißen

Beim LA wird ein pulverförmiger oder ein drahtförmiger Zusatzwerkstoff mit einem fokussierten Laserstrahl aufgeschmolzen und eine schmelzmetallurgische Verbindung zwischen dem Zusatzwerkstoff und der Oberfläche eines Bauteils wird erzeugt [Hof98]. Durch eine Relativbewegung zwischen dem Bearbeitungskopf und dem Bauteil kann eine kontinuierliche Schweißbahn erzeugt werden [Hof98]. Große Oberflächen können bearbeitet werden, wenn Schweißbahnen nebeneinander geschweißt werden, auch ist das Übereinanderschweißen vieler Lagen möglich, wodurch 3D-Strukturen erzeugt werden

können. Die Schichtbildung erfolgt durch Erstarrung der Schmelze infolge von Konvektion mit der umgebenden Atmosphäre, durch Wärmestrahlung und durch Wärmeleitung in das Bauteil [Hof98, Zhe08]. In Abhängigkeit von dem Substratwerkstoff, den Temperaturen und dem Energieeintrag durch die Laserstrahlung werden an der Erstarrungsfront Abkühlraten zwischen 10^3 bis 10^4 Ks^{-1} erzeugt [Zhe08]. Durch eine Erstarrung bei derart großen Geschwindigkeiten können feine Gefügestrukturen erzeugt werden, und Werkstoffe können verarbeitet werden, die wegen der Gefahr der Bildung von Heißrisen als nicht schweißbar gelten [Rus12]. Im Allgemeinen sind die eingesetzten Werkstoffe Metalle oder Mischungen aus Metallen und Keramiken (sog. Cermets) [Geb07]. Das LA Verfahren ist einstufig, d.h. die Materialzufuhr und die Bearbeitung durch den Laserstrahl erfolgt simultan [Hof98]. Eine thermische Nachbehandlung der Bauteile ist i.d.R. möglich, oft sogar notwendig, um die gewünschten mechanischen Werkstoffeigenschaften einzustellen [Geb07, Kel06]. In Bild 6 ist eine schematische Darstellung des Funktionsprinzips für das LA dargestellt. Ebenfalls sind in diesem Bild wichtige Aspekte, die bei einer Verfahrensentwicklung berücksichtigt werden müssen, dargestellt.

Bild 6: Schematische Darstellung des Prozessschemas des Laserauftragschweißens und Darstellung verschiedener Technologiebereiche, die bei einer Verfahrensentwicklung berücksichtigt werden müssen [Darstellung in Anlehnung an Kel12b und Hof98]



3.3 Werkstoffe und Entwicklungstrends

Bei der Qualifizierung eines Werkstoffs für das LA ist das primäre Ziel, Materialaufträge mit einer ca. 100%-igen Dichte ohne Risse und ohne Bindefehler her-

zustellen. Die Verwendung serienähnlicher bzw. serienidentischer Werkstoffe hat im Bereich des LA zu einer werkstoffspezifischen Verfahrensentwicklung geführt. U.a. sind folgende Werkstoffe für LA qualifiziert: [Kel12b, Geb07, Hof98, Gu12, Mud07]

- Titanlegierungen, bspw: Ti-6Al4V, Ti-17
- Nickellegierungen, bspw: Inconel 625, Inconel 718, Rene 41, Rene 88 DT
- Eisenbasislegierungen, bspw: 1.4404 (316L), 1.4435, 1.2344
- Aluminiumlegierungen, bspw.: AlSi12, AlSi10Mg, AlSi7Mg und AlSi9Cu3
- Kobaltlegierungen, bspw.: Stellite 6, Stellite 21, Stellite 31

Die Erweiterung des Werkstoffspektrums ist Gegenstand zahlreicher Forschungsvorhaben. Für eine detaillierte Übersicht sei bspw. auf GU12 verwiesen. Anwendungsmöglichkeiten des LA werden im Bereich der generativen, endkonturnahen Bauteilfertigung gesehen, wobei das LA Verfahren in diesem Fall in einer Konkurrenzsituation mit anderen, pulverbettbasierten, generativen Verfahren steht [Gu12, Dut09]. Neben der Möglichkeit zur endkonturnahen Bauteilfertigung wird LA derzeit vor allem zur Reparatur eingesetzt. Die Möglichkeit, auf einer existierenden, komplexen, Geometrie lokal Material aufzutragen, unterscheidet das LA von pulverbettbasierten Verfahren [Gu12, Kel12b, Geb07, Geb13]. Ein weiteres Anwendungsgebiet für LA ist das Beschichten von Bauteilen für den Verschleiß- und Korrosionsschutz [Mud07, Agh12, Bal13, Ray14, Xu14]. Die Anwendungsgebiete Beschichtungsverfahren, Reparaturverfahren und Fertigungsverfahren werden im Folgenden beschrieben. Anwendungsbeispiele mit Angaben ausgewählter Verfahrensparameter sind am Ende dieses Abschnittes (Tabelle 2) in Form einer Übersichtsdarstellung zusammengefasst.

LA als Beschichtungsverfahren: Das Beschichten mittels LA und CO₂ Laserstrahlquellen ist ein in der Industrie etabliertes Verfahren, um Verschleiß- und Korrosionsschutzschichten auf Bauteiloberflächen aufzubringen [Mud07]. Häufig werden auch statt CO₂ Laserstrahlquellen Nd:YAG - oder Yb:YAG-Laser, Faserlaser oder Diodenlaser eingesetzt. Die Vorteile, die diese Laserstrahlquellen bieten, sind zum einen der geringere Platzbedarf, zum anderen kann die erzeugte Strahlung im 1 µm-Wellenlängenbereich durch optische Fasern zur Bearbeitungsstelle geleitet werden. Hierdurch werden aufwendige Spiegelsysteme überflüssig, die sonst beim Arbeiten mit CO₂ Laserstrahlung notwendig sind. [Mud07]. Aufgrund größerer Absorption an Bauteiloberflächen und weniger Reflektion der Laserstrahlung im 1 µm Wellenlängenbereich gegenüber der CO₂ Laserstrahlung (Wellenlängenbereich 10 µm) können mit ca. 50% weniger Laserleistung gleiche Auftragsraten erzielt werden [Mud07]. Bei Mud07 werden

typische Auftragraten für das LA von Eisenbasislegierungen, Nickellegierungen, Kobaltlegierungen und Titanlegierungen wie folgt angegeben:

- Bei Verwendung kleiner Laserleistungen (≤ 500 W) und kleiner Strahldurchmesser (ca. 1 mm) werden Auftragraten von ca. $16,4 \text{ cm}^3/\text{h}$ erreicht. Das entspricht ca. $4,5 \text{ mm}^3/\text{s}$.
- Bei Verwendung großer Laserleistungen (2500-3000 W) und großer Strahldurchmesser (3-4 mm) werden etwa $330 \text{ cm}^3/\text{h}$ (ca. $92 \text{ mm}^3/\text{s}$) erreicht.

Ein Beispiel für das Beschichten mit einer Spurbreite ($b_s = 0,7 \text{ mm}$) ist das Aufbringen von Verschleißschutzschichten aus Werkstoffen mit einem großen γ' -Phasen Anteil im Gefüge (z.B. IN 690), das an der Universität von Virginia durchgeführt wird [Bal13]. Die eingesetzten Laserleistungen ($P_L = 150 \text{ W}$, Diodenlaserstrahlung) und die erzielbaren Auftragraten ($2,7\text{-}4 \text{ g}/\text{min}$, entspricht ca. $5\text{-}8 \text{ mm}^3/\text{s}$) sind bei diesen Anwendungen klein.

Ein Beispiel für das Beschichten mit großen Strahldurchmessern ($b_s = 12 \text{ mm}$) ist das Aufbringen von Verschleißschutzschichten auf dem Werkstoff AlSi 1018, das an der königlichen technischen Hochschule Stockholm untersucht wird [Agh12]. Bei diesem Verfahren werden Laserleistungen bis $P_L = 3000 \text{ W}$ eingesetzt. Als Zusatzwerkstoff wird bei diesen Untersuchungen Stahl (Fe-8.1Cr-6.4Mn-5.3Si-6.9Mo-3.6C) eingesetzt. Auftragsraten werden nicht explizit angegeben, sie können aber nicht größer als die angegebene Förderrate des Zusatzwerkstoffs sein. Als Förderrate wird $\dot{m}_p = 23,4 \text{ g}/\text{min}$ angegeben [Agh12]. Das entspricht bei einer angenommenen Dichte für Stahl von $\rho_{\text{Stahl}} = 7,9 \text{ g}/\text{cm}^3$ ca. $50 \text{ mm}^3/\text{s}$.

Eine Möglichkeit, mit kleinen Laserstrahldurchmessern große Auftragraten zu erzielen, ist das Hochgeschwindigkeits-LA, das am Fraunhofer ILT entwickelt wurde [Kel12a]. Bei diesem Verfahren werden Vorschubgeschwindigkeiten zwischen $v_v = 100 \text{ m}/\text{min}$ und $v_v = 500 \text{ m}/\text{min}$ realisiert. Der Zusatzwerkstoff wird oberhalb von der Substratoberfläche nahezu vollständig in einem für die Laserstrahlung optisch dichten Pulverfokus aufgeschmolzen. Mit dem Werkstoff IN 625 werden Pulvermassenströme bis $14 \text{ g}/\text{min}$ (entspricht ca. $27,6 \text{ mm}^3/\text{s}$ mit $\rho_{\text{IN 625}} = 8,44 \text{ g}/\text{cm}^3$ [SMC13]) untersucht. Die erzielten Auftragraten liegen in dem gleichen Bereich, da der Pulverwirkungsgrad nahezu 100 % beträgt [Kel12a]. Kleine Wärmeeinträge ins Grundmaterial und große Härten des aufgetragenen Werkstoffs können erzielt werden. Ohne eine anschließende Wärmenachbehandlung wird an Schichten aus Stellite 6 eine Härte von 700 HV gemessen, für Schichten aus IN 625 werden Härten von ca. 350 HV erreicht [Kel12a]. Im Allgemeinen sind die Beschichtungen durch LA dadurch gekennzeichnet, dass der Materialauftrag schmelzmetallurgisch mit dem Grundwerkstoff verbunden ist und die Verbindung nicht auf mechanischer Verklammerung beruht, wie es beim thermischen Spritzen oder Hartverchromen der Fall ist

[Mud07]. Die Gefahr einer Delamination oder eines „Abblätterns“ des auftragsgeschweißten Werkstoffs besteht aus diesem Grund für das LA Verfahren nicht.

LA als Reparaturverfahren: Ein großes Potential des LA wird vor allem bei Reparaturen im Turbomaschinenbau gesehen [Dut09, Qi10, Gu12]. I.d.R. werden als Strahlquellen Nd:YAG oder Faserlaser verwendet. Auch Hochleistungsdiodenlaser mit einer Laserleistung von mehreren kW werden eingesetzt [Yan12]. Durch die großen erzielbaren Energiedichten im Fokus eines Laserstrahls ist es möglich, Schaufeln aus Kompressor- und Turbinenbereichen von stationären und mobilen Turbomaschinen an der Schaufelspitze aufzubauen. Die auftretenden Verzüge sind dabei so klein, dass die Schaufel auch nach der Reparatur durch LA innerhalb der Toleranzwerte liegen [Kel06, Dut09]. Reparaturen an BLISK Schaufeln aus Ni-Basis Legierungen werden i.d.R. mit Laserleistungen $P_L = 200-600$ W durchgeführt [Qi10, Bi11]. Die Möglichkeit, durch Anpassung der Spurbreite während des LA Prozesses BLISK Schaufeln endkonturnah zu reparieren, wird von [Qi10] gezeigt. Bei diesem Verfahren werden zum Aufbau der Schaufelspitzen die Verfahrensparameter mittels zuvor ermittelter Transferfunktionen angepasst. In Abhängigkeit von der lokalen Breite der Schaufelkontur wird die Laserleistung zwischen $P_L = 200$ W bis $P_L = 500$ W verändert [Qi10]. In einigen Anwendungen können Closed-Loop Prozesskontrollsysteme eingesetzt werden, um die Toleranzbereiche des auftragsgeschweißten Materials zu verkleinern und auf diese Weise den Aufwand für eine anschließende spanende Nachbearbeitung zu reduzieren [Zhe08]. Bei diesen Systemen wird durch Sensoren die Schmelzbadgeometrie aufgenommen und eine Regelung des Prozesses wird über eine Steuerung der Laserleistung erreicht. Eine andere Möglichkeit besteht darin, das emittierte Infrarot-Signal des Schmelzbades aufzunehmen und daraus die Schmelzbadtemperatur zu errechnen [Bi11]. Auf diese Weise lassen sich verschlissene Dichtlippen von Gasturbinenschaufeln reparieren. Durch die Kontrolle der Schmelzbad-Temperatur können Heißrisse vermieden und die Maßgenauigkeit des Aufbaus verbessert werden. Von der polytechnischen Universität Peking sind Reparaturprozesse bekannt, bei denen mit Laserleistungen von bis zu 2000 W Schaufelkanten repariert werden. Als Zusatzwerkstoff wird eine Co-Basis Legierung eingesetzt. In diesem Verfahren werden eine laterale Pulverzufuhr und eine rechteckförmige Laserstrahlgeometrien (8x2 mm in der Bearbeitungsebene) eingesetzt [Yan12]. Andere Anwendungsmöglichkeiten von LA sind Reparaturen von Antriebs- und Verdichterwellen, Lagersitzen oder Labyrinthdichtungen [Dut09, LCV13].

LA als Fertigungsverfahren: Im Bereich der produzierenden Industrie werden generative Verfahren bei der Herstellung von z.B. Einsätzen für den Kunststoff-, Druckguss- und Schmiedeformenbau eingesetzt [Mud07, Gib10]. Bei der generativen Fertigung von Bauteilen durch LA, bei denen z.B. dünnwandige Strukturen hergestellt werden, wird von einem Einsparpotential für Material und Energie ausgegangen [Mud07]. Konkrete Berechnungen dazu, die ein Einsparpotential belegen, sind für die generative Fertigung durch LA jedoch nicht bekannt.

Von pulverbettbasierten Verfahren wie dem SLM ist bekannt, dass z.B. bei der generativen Fertigung eines funktionsoptimierten Luftfahrt-Bauteils („Aluminium Bracket“) eine Gewichtseinsparung von 50% gegenüber einem konventionell hergestellten Bauteil erzielt werden kann [Kra10, Emm11]. U. A. sind folgende Anwendungen des LA als Fertigungsverfahren bekannt:

- Herstellung poröser Strukturen: Zur Herstellung von porösen Quadern wird mit Laserleistungen $P_L \leq 1500$ W (CO₂ Laserstrahlung) und Pulvermassenströmen $\dot{m}_P \leq 11$ g/min der Werkstoff IN 625 verarbeitet [Pau12].
- Herstellung von Bauteilen aus dem Werkstoff SC 420: Bei diesen Untersuchungen kann nachgewiesen werden, dass die Werkstoffeigenschaften des auftraggeschweißten Stahl-Werkstoffs mit denen des Standardwerkstoffs vergleichbar sind. Mit verschiedenen Verfahrensstrategien werden Quader mit den Maßen 190*12,5*134 mm³ (teilweise auch kleiner) in 8-14 Stunden gefertigt [Rav13].
- Herstellung von Bauteilen aus dem Werkstoff 316L: Die Herstellung einer Dampfturbinenschaufel mit stengelkristallinem Gefüge wird gezeigt, wobei Laserleistungen zwischen $P_L = 230-270$ W (Nd:YAG Laserstrahlung) und Pulvermassenströme zwischen, $\dot{m}_P = 6,3-7,8$ g/min eingesetzt werden [Li11]. Ebenfalls können aus dem Werkstoff 326L Bauteile mit einer Größe von 615*216*232 mm³ generativ mittels LA gefertigt werden, wobei eine Auftragrate von 7 g/min und ein Pulverwirkungsgrad von 20 % angegeben werden [Ma13].
- Herstellung von Probekörpern aus dem Werkstoff IN 718: Für den Werkstoff IN 718 sind Untersuchungen zur Reparatur und zur generativen Fertigung von Raumfahrtkomponenten bekannt [Kel06, Lam13]. Mit Laserleistungen bis $P_L = 1100$ W (Nd:YAG Laserstrahlung) und Pulvermassenströmen bis $\dot{m}_P = 6,5$ g/min werden Quader mit den Maßen 10*10*6 mm³ für die anschließende Entnahme von Zugproben aufgebaut [Lam13]. Nach einer geeigneten Wärmenachbehandlung des auftraggeschweißten Werkstoffs werden Werkstoffeigenschaften ermittelt, die den Anforderungen der Luft- und Raumfahrtindustrie genügen [Kel06, Lam13].
- Herstellung von Strukturbauteilen für Luftfahrtanwendungen aus Ti-Legierungen: Von chinesischen Forschungsgruppen unter der Leitung von Professor Wang Huaming ist bekannt, dass bis zu 4 Meter große Bauteile (u.a. ein Flügelholm und ein Rahmen für ein Cockpitfenster) hergestellt werden [And13a, And13b]. Der Rahmen für ein Cockpitfenster des C919 Jets (derzeit in Entwicklung) konnte in 50 Tagen durch LA hergestellt werden. Für das gleiche Bauteil wird eine Lieferzeit von 2 Jahren angegeben, wenn es als Zukaufteil bei einem europäischen Unternehmen bestellt wird [And13b]. Details zur Verfahrensentwicklung wie etwa die eingesetzte La-

serleistung, die Pulvermassenströme und die realisierten Auftragsraten sind jedoch nicht bekannt.

Quelle	Anwendung	Werkstoff	Düse	P_L [W]	v_V [mm/min]	b_s [mm]	h_s [mm]	\dot{m}_p [g/min]	Pulverpartikel- größe [μm]
Agh12	Beschichten	Fe-8.1Cr- 6.4Mn-5.3Si- 6.9Mo-3.6C	lateral	1500 ~ 3000	300 ~ 480	12x1		23,4	53 ~ 150
Bal13	Beschichten für nukleare Anwendungen	Inconel 690	lateral	150	600	0,7	0,18	2,7 ~ 4	63 ~ 150
Qi10	Reparatur von Verdichterschaukeln	Inconel 718	Diskrete Koaxialdüse	200 ~ 500	60 ~ 480	0,97 ~ 1,35	0,025 ~ 0,635	1,0 ~ 6,0	44~149
Bi11	Reparatur von Schaufelspitzen	Ni-Basis	koaxial	300	500	1,3	0,3	1,5	45 ~ 105
Gra12	Reparatur von Komponenten	CrNi-Stahl/Ti- 6Al-4V	Diskrete Koaxialdüse	1000 ~ 2000	500 ~ 1000	0,6 ~ 2,2		3,8 ~ 9,4	45 ~ 125
Yan12	Reparatur von Turbinenschaukeln	Co-basierte Legierung	lateral	2000	360	8x2	1,2	15	20 ~ 90
LCV13	Reparatur von Verdichterwellen	AISI 410 (1.4006)	koaxial	2000	1000	1,5	1		
Pau12	Fertigung von porösen Strukturen	Inconel 625	koaxial	750 ~ 1500	300	1,2		5 ~ 11	45 ~ 106
Rav13	Fertigung von Komponenten (k.A.)	SC420	Diskrete Koaxialdüse	100 ~ 1800	900 ~ 1600	0,5 ~ 4	0,14 ~ 0,8	2,6 ~ 12	45 ~ 75
Li11	Fertigung von Dampfturbinen- Schaufeln	316L Stahl	koaxial	230 ~ 270	600 ~ 720	0,5	0,1 ~ 0,12	6,3 ~ 7,8	90
Ma13	Fertigung von Komponenten (k.A.)	316L Stahl	koaxial	600 ~ 1650	400 ~ 1400	1	0,5	9,80 ~ 29,24	100~177
Lam13	Fertigung von Materialtestproben (Raumfahrtanwendung)	Inconel 718	Diskrete Koaxialdüse	1100	900	2,1		6,5	45 ~ 90

Tabelle 2: Übersichtsdarstellung zu aktuellen Anwendungen von LA; Dargestellt werden Anwendungen sowie Werkstoffe und Verfahrensparameter. Die Bezugsquellen sind in der Tabelle angegeben.

Zwischenfazit:

Anwendungen, bei denen das LA für die generative Fertigung von Bauteilen genutzt wird, bestehen. Der Einsatz des LA für die Fertigung erfolgt jedoch nur in Ausnahmefällen. Ein Grund hierfür sind die bisher erzielbaren kleinen Auftragsraten bei endkonturnahen Anwendungen (vgl. Ma13). Zwar sind durch LA auch große Auftragsraten realisierbar, diese werden aber i.d.R. durch große Spurbreiten (4-12 mm) und große Laserleistungen (2500-3000 W) erzielt [Agh12]. Für die generative Fertigung von komplexen, filigranen Geometrien sind große Spurbreiten jedoch nicht geeignet. Mit kleineren Laserleistungen (400-500 W) und kleineren Spurbreiten (ca. 1-1,2 mm) werden kleinere Auftragsraten erzielt [Mud07, Kel06, Kel12b]. Die Auftragsraten, die beim endkonturnahen LA von Kompressorschaukeln aus IN 718 erzielt werden, liegen im Bereich von 3-4 mm³/s [Kel06, Qi10]. Daher dient die bei KEL06 erzielte Auftragsra-

te von ca. 3,3 mm³/s für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführte Steigerung der Auftragrate als Benchmark.

4 Metallurgische Analyse- und mechanische Testverfahren

Im Rahmen der Verfahrensentwicklung kommen sowohl zerstörende Analyseverfahren, sog. DT-Analyseverfahren (engl.:Destructive Testing), als auch nicht zerstörende Analyseverfahren, sog. NDT-Analyseverfahren (engl.: Non Destructive Testing), zum Einsatz. NDT-Analyseverfahren werden zur schnellen und qualitativen Bewertung der auftragsgeschweißten Proben eingesetzt. Zur quantitativen Bewertung der gefertigten Proben werden DT-Analyseverfahren eingesetzt. Im Folgenden werden die Analyseverfahren vorgestellt, die im Rahmen dieser Arbeit zur Anwendung kommen.

4.1 NDT-Analyseverfahren

Visuelle Analyse: Die auftragsgeschweißten Proben werden visuell mittels Sichtprüfung auf Oberflächendefekte (Risse) und Oxidation (Farbeindruck) untersucht. Eine metallisch silbern glänzende Oberfläche gilt als Indikator für einen kontaminations- und oxidminimierten Auftrag. Zur Detektion von Rissen an der Oberfläche wird zudem das Farbeindringverfahren nach EN 571-1 eingesetzt. Dazu wird der auftragsgeschweißte Probekörper zunächst mit einem roten Prüfmittel eingesprüht. Nach Trocknung wird das Prüfmittel mit Wasser abgewaschen und der Probekörper wird mit einer weißen Indikatorsubstanz eingesprüht. Oberflächendefekte wie z.B. Risse, in denen sich das rote Prüfmittel absetzt, werden detektiert.

Strahlbasierte Analyse: Zur Detektion von Defekten wie Rissen, Poren und Anbindungsfehlern, die innerhalb des auftragsgeschweißten Volumens auftreten, wird die Computertomographie (CT) eingesetzt. Die Nachweisgrenzen sind abhängig von der Auflösung des Röntgenbilds (i.d.R. ca. 40 µm), der zu durchstrahlenden Werkstoffdicke (2% der zu durchstrahlenden Werkstoffdicke, i.d.R. 50 µm) und der Lage und Größe der zu detektierenden Defekte. Im Rahmen dieser Arbeit wird angenommen, dass die Nachweisgrenze für Defekte im Volumen 50 µm beträgt.

4.2 DT-Analyseverfahren

Durch die eingesetzten DT-Analyseverfahren werden die Proben hinsichtlich der folgenden drei Kriterien quantitativ untersucht und bewertet:

1. Beschaffenheit des auftraggeschweißten Volumens bzgl. Defekte, Härte, Makro- und Mikrostruktur des Gefüges
2. Statische und dynamische mechanische Eigenschaften
3. Chemische Zusammensetzung

Metallografische Analyse: Zur Analyse mittels Lichtmikroskopie (LM) wird das Auflichtmikroskop Zeiss Axiophot mit der Kamera ColorView II eingesetzt. Die Auswertung der Poren erfolgt mit der Software Analysis Pro 3.2 der Firma Olympus Soft Imaging Systems. Zur Härtemessung wird der automatische Härteprüfer LECO M-400-G eingesetzt. Zur Analyse mittels Rasterelektronenmikroskopie (REM) wird das Gerät LEO EP1455 eingesetzt. In diesem Gerät ist zusätzlich der Detektor INCA Energy eingesetzt, so dass auch energiedispersive Röntgenmikroanalysen (EDX) durchgeführt werden können. An polierten Proben werden folgende Merkmale untersucht:

- Risse, Poren, Anbindungsfehler
- Segregationen und Phasenbildung
- Härtemessung nach Vickers [HV 0,3]
- Primärer Dendritenarmabstand (DAS, engl.: Dendrite Arm Spacing); Diese Untersuchung erfolgt an Oberflächen, die mit V2A-Beize bei 70 °C geätzt wurden. Hierdurch kann ein größerer Kontrast zwischen dendritischen und interdendritischen Bereichen erzielt werden.

Zur Qualitätssicherung des Zusatzwerkstoffs, insbesondere zur Bestimmung der Korngrößenverteilung und eventuell vorhandener Agglomerate (Satellitenbildung, Anhaftungen) im pulverförmigen Eingangsmaterial wird das Gerät Morphologie G3 der Firma Malvern verwendet.

Chemische Analyse: Um evtl. vorhandene Kontaminationen im pulverförmigen Zusatzwerkstoff und im auftraggeschweißten Zusatzwerkstoff durch die Elemente O₂, N₂, H₂ und C nachzuweisen, werden Elementanalysen im Forschungszentrum Jülich durchgeführt. Der Verlust von Legierungselementen durch Abbrand und/oder Verdampfung beim LA mit großen Auftragraten und großen Laserleistungen wird untersucht. Als Referenz werden die Ergebnisse mit der chemischen Zusammensetzung des Eingangsmaterials verglichen.

Für die Kohlestoffbestimmung wird die IR-Spektroskopie (Infrarot-Spektroskopie) nach Verbrennung im Sauerstoff-Strom (System Leco CS 600) angewendet. Für die Bestimmung des N₂- und O₂-Gehaltes wird eine Heißextraktion im Heliumgasstrom mit anschließender Wärmeleitfähigkeitsdetektion (System Leco TCH 600) durchgeführt. Die optische Emissionsspektrometrie mit induktiv gekoppeltem Plasma (ICP-OES) wird für die Analyse der restlichen Elemente eingesetzt [Jül14].

Mechanische Analyse: Zur Untersuchung des auftraggeschweißten Werkstoffs werden rotationssymmetrische Zugproben nach DIN 50125-B4 x 20 [DIN09] aus stehend und liegend auftraggeschweißten Quadern gefertigt. Die nach DIN 50125 hergestellten Zugproben werden in Zugversuchen nach EN 10002 Teil 1 bei Raumtemperatur T = 20°C und bei T = 650°C getestet. In Bild 7 (links) sind zwei Quadern sowie eine spanend auf Endmaß bearbeitete Zugprobe dargestellt. Folgende mechanische Eigenschaften werden mit diesen Zugproben ermittelt:

- Zugfestigkeit R_m
- 0,2 % Dehngrenze R_{p0,2}
- Bruchdehnung A₅
- Brucheinschnürung Z

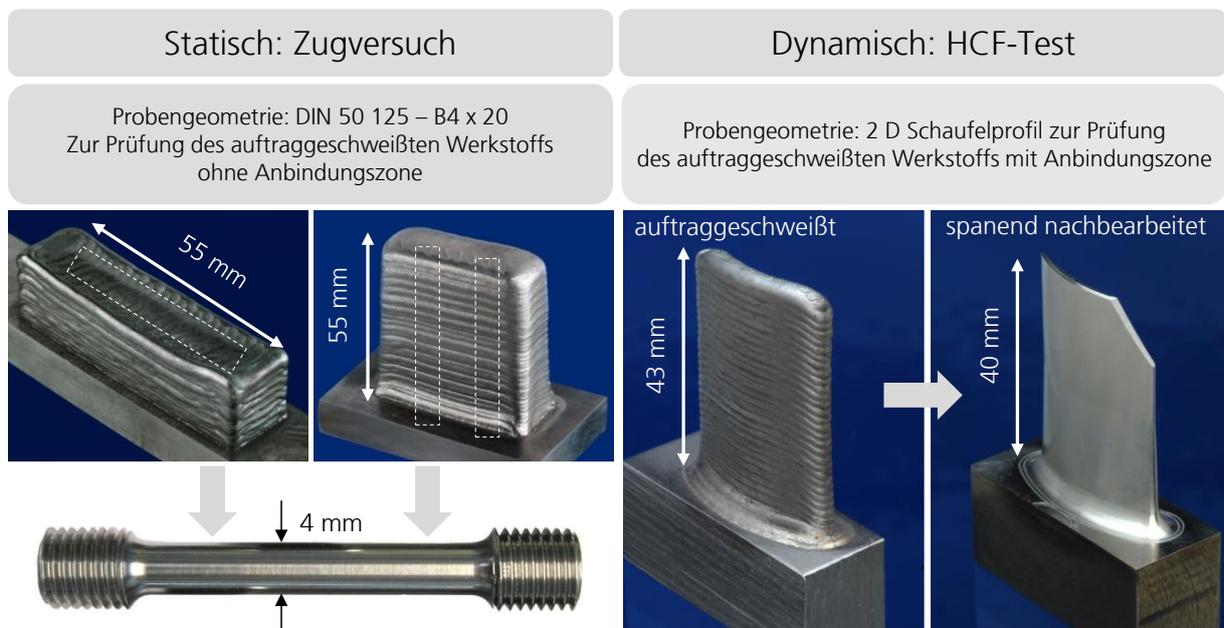


Bild 7: Probengeometrien zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von auftraggeschweißtem Inconel 718

Zur Ermittlung der Dauerschwingfestigkeit (engl.: High Cycle Fatigue, HCF-Festigkeit) des auftraggeschweißten Werkstoffs werden 2D Schaufelprofile (Schaufel Mock-ups) gefertigt. Ein generativ gefertigtes sowie ein spanend auf Endmaß bearbeitetes Schaufel Mock-up ist in Bild 7 (rechts) dargestellt. Diese Mock-ups werden einem Triebwerkshersteller für Tests zur Verfügung gestellt. Der Nachweis von Dauerschwingfestigkeiten ist eine wichtige Voraussetzung für die Freigabe von Werkstoffen und den daraus gefertigten Komponenten in der Luftfahrt. Im Rahmen dieser Arbeit werden jedoch auf Grund einer beschränkten Anlagenverfügbarkeit ausschließlich die statischen mechanischen Eigenschaften (R_m , $R_{p0,2}$, A und Z) ermittelt.

5 Anlagen- und Systemtechnik

Im Rahmen der Verfahrensentwicklung werden Versuche zum LA auf unterschiedlichen Handhabungssystemen (3-Achs und 5-Achs Systeme) und mit verschiedenen Laserstrahlquellen durchgeführt. Im Folgenden werden die Systeme vorgestellt, die im Rahmen dieser Arbeit zur Anwendung kommen.

5.1 Pulverförderer

Zur Förderung des pulverförmigen Zusatzwerkstoffs werden die Pulverförderer GTV PF2/2 und Single 10-C der Firma Sulzer Metco verwendet. Beide Pulverförderer werden mit Fördertellern mit einer breiten Rille (Breite: 16 mm, Höhe: 1,2 mm, Abstreifer: NL) bestückt und eingesetzt. Der Pulvermassenstrom wird über die Umdrehung des Fördertellers gesteuert. Kalibrierkurven, aus denen der geförderte Pulvermassenstrom in Abhängigkeit der Rotationsgeschwindigkeit der Förderscheibe abgelesen werden kann, sind in Anhang 10.8 beigefügt.

5.2 Pulverzufuhrsysteme

Zur Untersuchung großer Auftragraten auf Wellen und Flachproben werden sowohl lateral zum Laserstrahl positionierte Breitstrahldüsen, als auch koaxial zu Laserstrahlpositionierte Dreistrahl- und Ringspaltdüsen verwendet. Die Zufuhrsysteme sind in Bild 8 dargestellt.

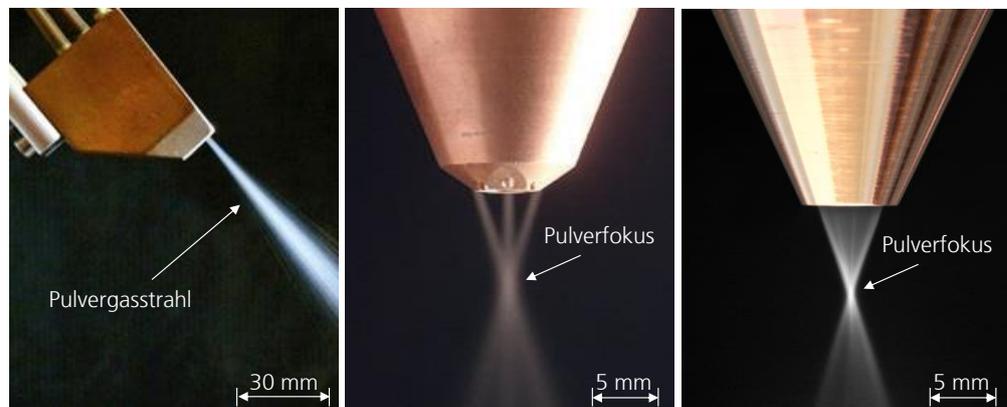
Ausgehend von den spezifischen Anforderungen beim LA mit großen Auftragraten und einer Übertragbarkeit der Verfahrensparameter auf BLISK-Schaufeln wird eine Dreistrahl Düse (Modell SO12 vom Fraunhofer ILT) eingesetzt. Ebenfalls wird überprüft, ob auch eine koaxiale Ringspaltdüse (Modell

D40 vom Fraunhofer ILT) für eine endkonturnahe Fertigung mit großen Laserleistungen ($P_L > 3 \text{ kW}$) und großen Pulvermassenströmen ($\dot{m}_p > 20 \text{ g/min}$) geeignet ist. Die Eigenschaften, nach denen letztlich ein Pulverzufuhrsystem für die generative Fertigung einer BLISK ausgewählt wird, können wie folgt charakterisiert werden [Kel06]:

- Eine Verfahrensumsetzung am Originalbauteil muss ohne Prozesskammer möglich sein. Dadurch wird eine größtmögliche Flexibilität und eine Zeit- und Kosteneinsparung durch den Wegfall eines Evakuier- und Flutvorgangs der Prozesskammer erreicht.
- Eine integrierte Schutzgaszufuhr muss vorhanden sein.
- Die Düse muss robust gegenüber Laserstrahlreflexionen und Prozesswärme sein.
- Die Zugänglichkeit der Düse zum Bauteil muss gewährleistet sein.
- Ein richtungsunabhängiges LA muss möglich sein.

Als Fördergas wird bei allen Pulverzufuhrsystemen Helium He 4.6 mit einem Vordruck (Überdruck) von 1 bar verwendet.

Bild 8: Breitstrahldüse zur lateralen Pulverzufuhr (links); Dreistrahdüse zur koaxialen, diskreten Pulverzufuhr (Mitte); Ringspaltdüse zur koaxialen, kontinuierlichen Pulverzufuhr (rechts)



5.3 Bearbeitungsoptiken

Zwei Bearbeitungsoptiken werden verwendet. Für Versuche zur Steigerung der Auftragrate mit einer lateralen Pulverzufuhr (Breitstrahldüse) wird eine 2"-Linienoptik eingesetzt. Diese Optik wird als Leihkomponente von der Firma Laserline für die Versuche zur Verfügung gestellt. Die Laserstrahlung wird auf eine rechteckförmige Fokusfläche von ca. 3 mm*10 mm aufgeweitet.

Für die Verfahrensentwicklung zur Steigerung der Auftragrate mit koaxialer Pulverzufuhr (Dreistrahldüse) und die Übertragung der Verfahrensparameter und der Verfahrensstrategien auf das Originalbauteil wird eine Zoomoptik (BE-O70D) eingesetzt. Die Optik BEO70D ist an die NC-Steuerung Sinumerik 840D der Werkzeugmaschine angeschlossen. Über NC-Programmbeefehle lassen sich durch Verschiebung der Fokuslage in der Arbeitsebene Laserstrahldurchmesser zwischen 0,4 mm und 6,4 mm stufenlos einstellen.

5.4 Strahlquellen

Zwei Strahlquellen werden eingesetzt: Für Versuche zur Steigerung der Auftragrate mit einer lateralen Pulverzufuhr (Breitstrahldüse) und einer 2"-Linienoptik wird ein Diodenlaser (Laserline LDF 12.000-100) eingesetzt. Die maximale Ausgangsleistung der Strahlquelle beträgt 11,5 kW (gemessen auf der Werkstückoberfläche). Die Strahlquelle emittiert Laserstrahlung der Wellenlängen 950 nm bis 1030 nm und ist über eine Faserleitung mit einem Kerndurchmesser von 1 mm an die Bearbeitungsoptik angeschlossen.

Für die Verfahrensentwicklung zur Steigerung der Auftragrate mit koaxialer Pulverzufuhr wird ein Yb:YAG-Scheibenlaser (TRUMPF TruDisk 10003) eingesetzt. Die maximale Ausgangsleistung dieser Strahlquelle beträgt 10 kW. Diese Strahlquelle emittiert Laserstrahlung der Wellenlänge 1030 nm und ist über eine Faserleitung mit einem Kerndurchmesser von 300 µm an die Bearbeitungsoptik BEO70D angeschlossen.

Der Aufwand für eine Übertragung der erzielten Bearbeitungsergebnisse von Yb:YAG- auf Dioden-Laserstrahlung mit einer ähnlich großen Strahlqualität wird als niedrig eingeschätzt, da die Wellenlängenbereiche sehr ähnlich sind [Kel06].

5.5 Anlagen

Zwei Anlagen werden für die Versuchsdurchführung eingesetzt: Eine 3-Achs-Seitenständemaschine Varilas (Held) wird verwendet. Diese Anlage verfügt über 3 Translations-Achsen, wobei die X- und die Y-Achse werkstückseitig und die Z-Achse werkzeugseitig vorgesehen sind. An dieser Anlage werden Versuche zur Steigerung der Auftragrate mit Diodenlaserstrahlung und einem lateralen Pulverzufuhrsystem durchgeführt.

Des Weiteren wird eine 5+2-Achs-Anlage der Firma Trumpf (Lasercell 1005) eingesetzt: Diese Anlage verfügt über 3 Translations-Achsen (X-,Y-,Z-Achse) sowie zwei Rotations-Achsen (B- und C-Achse). Zusätzlich verfügt die Anlage über einen Dreh-Kipptisch, der über 2 Achsen angesteuert werden kann (A- und KA1-Achse). Aufgrund der an dieser Anlage zur Verfügung stehenden speziellen Systemhardware (Zoomoptik, Dreh-Kipptisch) wird zur Verfahrensent-

wicklung der endkonturnahen generativen Fertigung ausschließlich die 5+2-Achs-Anlage Lasercell 1005 eingesetzt. Die Anlage ist in Bild 9 dargestellt. Die Achsen und die möglichen Verfahrrichtungen der Anlage sind durch Pfeile und Linien im Bild hervorgehoben.

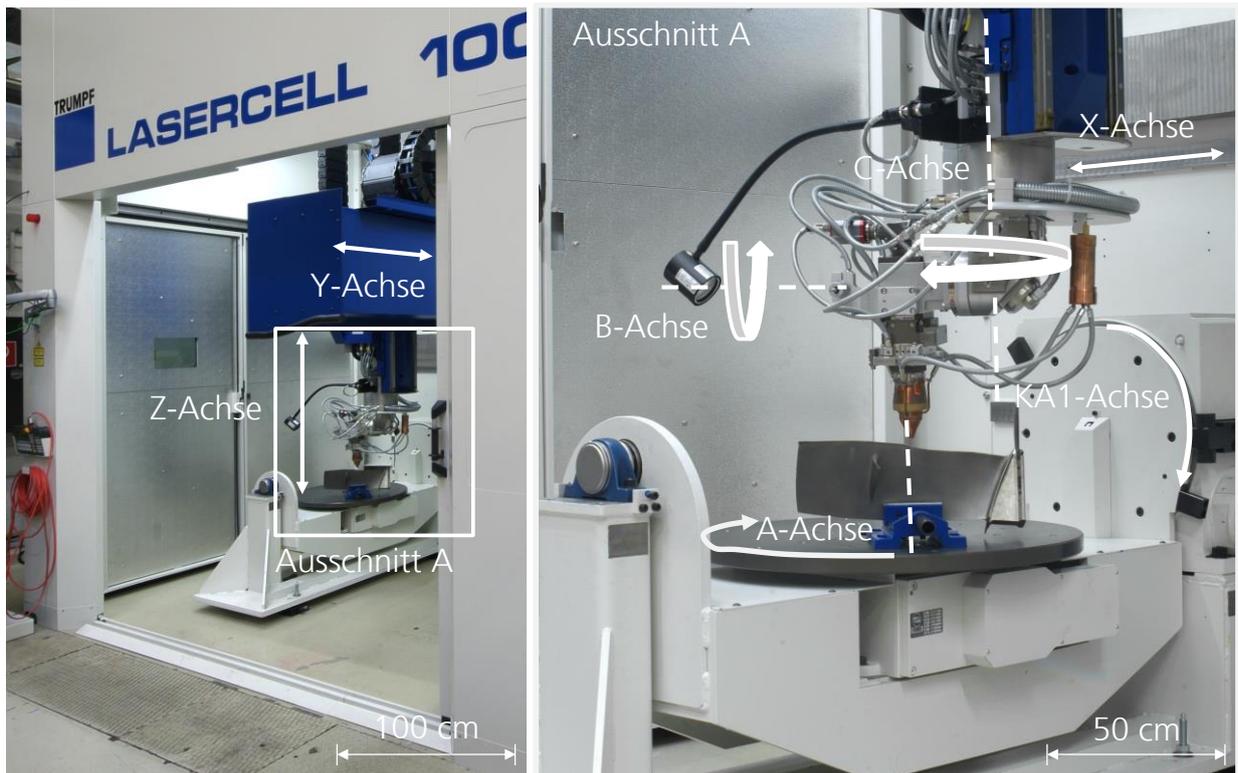


Bild 9: 5+2-Achs-Anlage Trumpf Lasercell 1005

5.6 Experimentelle Aufbauten

Der experimentelle Aufbau zum endkonturnahen LA mit koaxialer Pulverzufuhr ist schematisch in Bild 10 dargestellt. In Bild 11 ist schematisch der experimentelle Aufbau für die Versuche mit lateraler Pulverzufuhr und Diodenlaserstrahlung dargestellt. Die beiden Aufbauten sind sich sehr ähnlich, daher wird im Folgenden nur der experimentelle Aufbau zum endkonturnahen LA erklärt:

Die Laserstrahlung wird von der Laserstrahlquelle über eine Faser, einen dichroitischen Spiegel, einen Umlenkspiegel und eine Optik der Wechselwirkungszone zugeführt. Der pulverförmige Zusatzwerkstoff wird vom Pulverförderer kommend durch einen Pulverschlauch und durch das Pulverzufuhrsystem (Koaxiale Düsen bzw. laterale Breitstrahldüse) dem Schmelzbad zugeführt. Der Pulverschlauch ist elektrisch leitfähig, um statische Aufladung zu vermeiden. Das Schutzgas wird von der Gasversorgung kommend über eine Leitung und das

koaxiale Pulverzufuhrsystem der Bearbeitungszone zugeführt. Die Ventile zur Einstellung der Gasdurchflussmenge sind in dem Pulverförderer GTV PF2/2 integriert. Eine koaxiale Prozessbeobachtung wird über eine CCD-Kamera und einen Monitor realisiert. Der dichroitische Spiegel ist reflektierend für Wellenlänge der Yb-YAG-Laserstrahlung (1030 nm) und transmittierend für die sichtbaren Wellenlängenbereiche des Lichtes, die durch die CCD-Kamera aufgenommen werden.

Bild 10: Schematische Darstellung des experimentellen Aufbaus für die Verfahrensentwicklung zum endkonturnahen Laserstrahl-Auftragschweißen mit großen Auftragsraten [Darstellung in Anlehnung an KEL06]

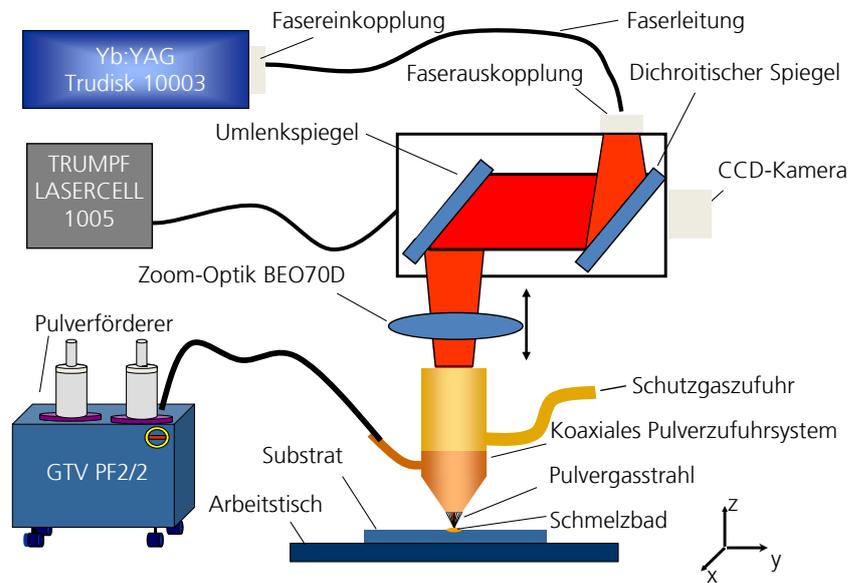
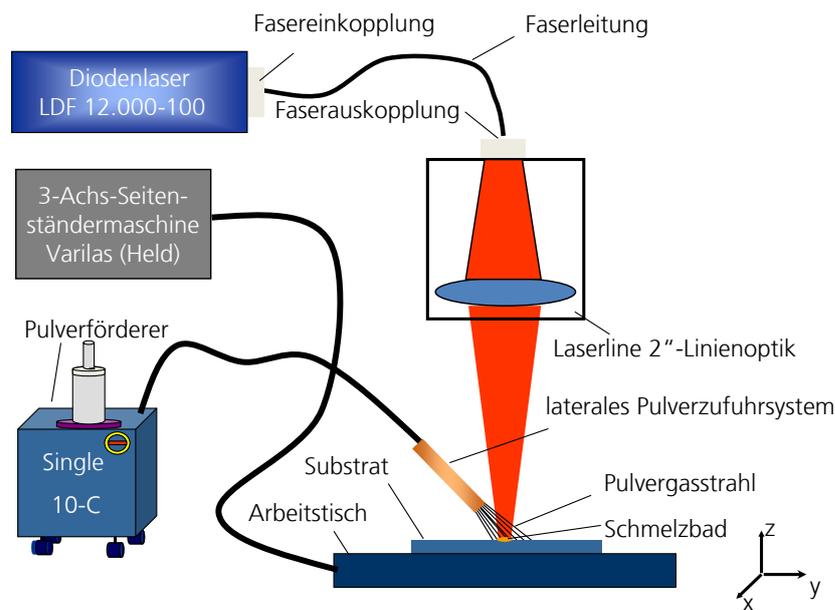
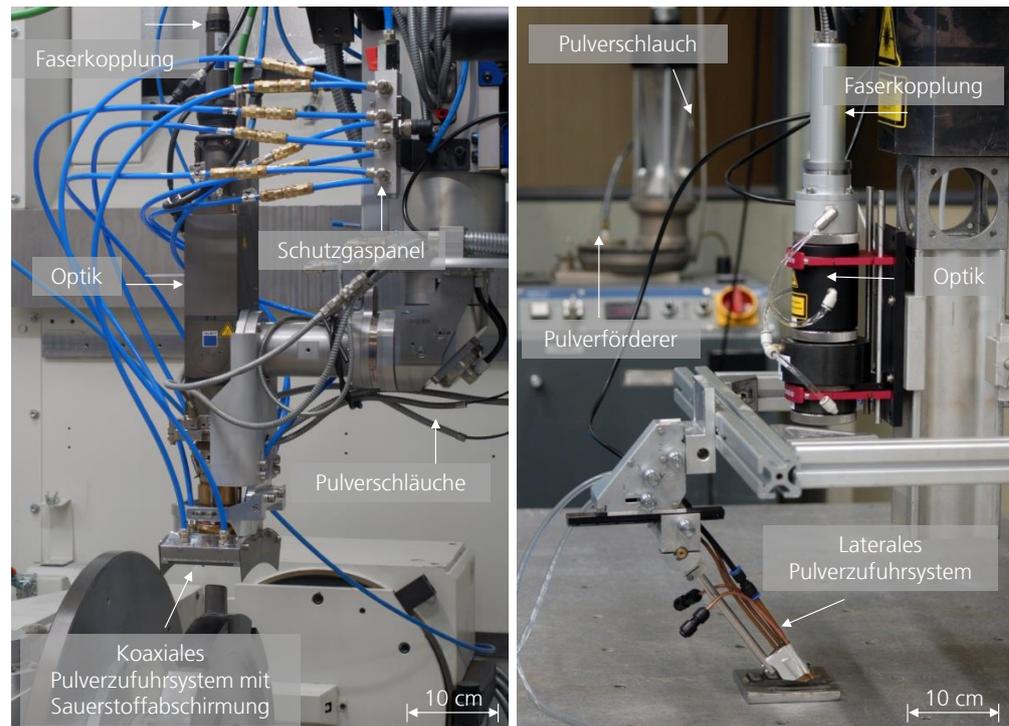


Bild 11: Schematische Darstellung des experimentellen Aufbaus für die Untersuchungen zur Steigerung der Auftragsrate mit lateral positionierten Breitstrahldüsen und Diodenlaserstrahlung



Exemplarisch sind im Folgenden die experimentellen Aufbauten an der 3-Achs-Seitenständermaschine Varilas (Held) und an der 5+2-Achs Anlage Trumpf Laserzell 1005 dargestellt.

Bild 12: Experimenteller Aufbau: 5+2-Achs-Anlage TLC 1005 (links); 3-Achs-Seitenständermaschine Varilas (rechts)



6 Verwendete Werkstoffe

6.1 Nickelbasis-Superlegierung Inconel 718 (IN 718)

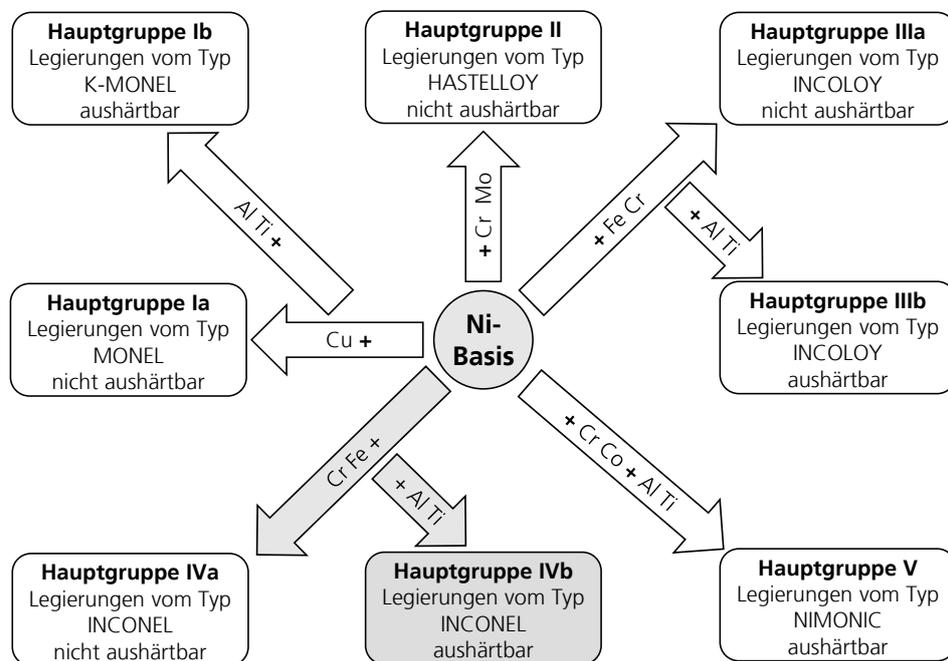
Ein Haupteinsatzgebiet von Nickelbasis-Superlegierungen ist die Anwendung in der Turbinen- und Triebwerkstechnik. Durch den Einsatz dieser hochwarmfesten Legierungen können Triebwerkskomponenten auch bei größeren Temperaturen (650°C und mehr) verwendet werden, wodurch signifikante Steigerungen des Wirkungsgrades erzielt werden können [Bür11, Heu09]. Die Legierung IN 718 (Kurzname: NiCr19NbMo, Werkstoffnummer: 2.4668) und einige weitere Nickelbasis-Superlegierungen werden seit den 40er und 50er Jahren für den Einsatz bis 800 °C in der Flugzeugtechnik, insbesondere der Triebwerkstechnik, eingesetzt [Sel05, Sim87]. Die chemische Zusammensetzung der Legierung IN 718 ist in Tabelle 3 dargestellt.

	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Co	C	Mg	Si	P	S	B	Cu
min. in Mass.-%	50,0	17,0	Bal.	4,75	2,8	0,65	0,2	-	-	-	-	-	-	-	-
max. in Mass.-%	55,0	21,0	Bal.	5,50	3,3	1,15	0,8	1,0	0,08	0,35	0,35	0,015	0,016	0,006	0,3

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs IN 718 nach DIN 17744 (Werkstoff-Nummer 2.4668) [SMC07]

Die Legierung IN 718 kann aufgrund des großen Anteils an Cr und Fe sowie Al und Ti zu den aushärtbaren Nickelbasis-Superlegierungen gezählt werden [Bür11, Eve71]. Durch hinzulegiertes Fe kann die Schweißbeignung dieser Legierung verbessert werden und durch die große Legierungstoleranz für Cr wird gegenüber anderen Nickelbasis-Superlegierungen eine verbesserte Oxidations- und Zunderbeständigkeit sowie eine größere Schmelztemperatur erreicht [Bür11, Qi09, Bob08, Oda09]. Eine Zuordnung verschiedener Legierungstypen auf Nickelbasis zu unterschiedlichen Hauptgruppen ist in Bild 13 dargestellt. In dieser Darstellung wird der Legierungstyp „Inconel“ zu der Hauptgruppe IVb gezählt. Legierungen dieser Gruppe sind warm- bis hochwarmfeste Nickelbasis-Superlegierungen, die durch Ausscheidungen von Al, Ti und Nb aushärtbar sind [Eve71, Klocke08]. Die Ausscheidungshärtung beim IN 718 erfolgt durch die Bildung der γ' - und der γ'' -Phase [Sel05, Bür11]. (Siehe Abschnitt 6.1.1)

Bild 13: Hauptgruppen, in die die Nickelbasis-Superlegierungen anhand ihrer Legierungselemente unterteilt werden [Eve71]

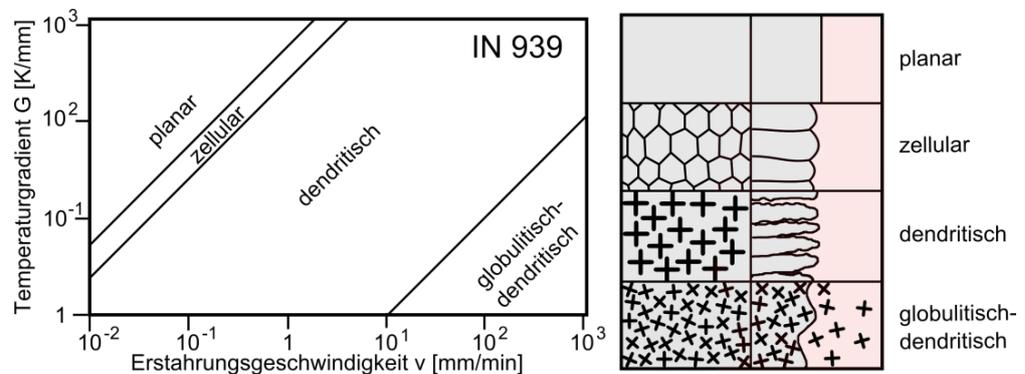


Alternativ kann die Klassifizierung von Nickelbasis-Legierungen durch die Schweißbeignung erfolgen. Diesbezüglich werden zwei Systeme unterschieden: Ni-Nb-Al-Ti-Systeme (IN 706, IN 718 usw.) und Ni-Al-Ti-Systeme (Duranickel 301, MonelK-500, INX-750 usw.). Beiden Systemen kann grundsätzlich eine gute Schweißbeignung nachgewiesen werden. Der Unterschied zwischen den

Systemen ist die Ausscheidungsrate bei bestimmten Auslagerungstemperaturen. Die verzögerte Auslagerungsreaktion und somit die niedrigere Ausscheidungsrate des Ni-Nb-Al-Ti-Systems ermöglicht das Schweißen bei anschließendem Auslagern [Kelb06, Qi09].

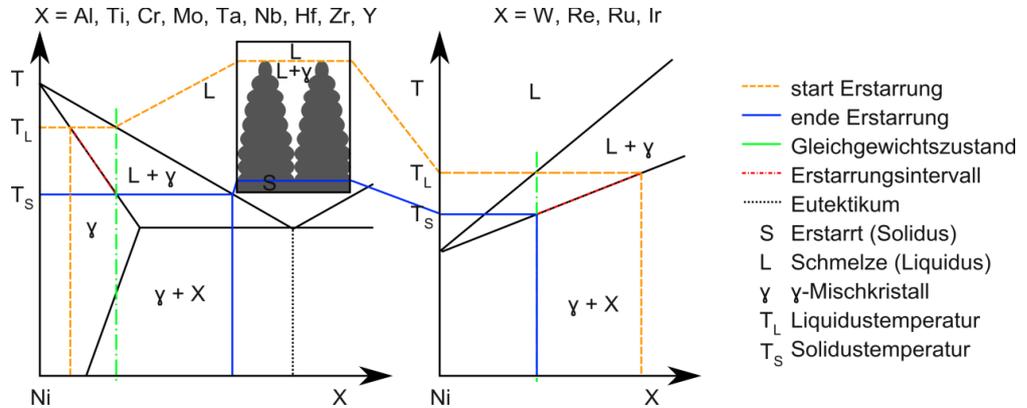
Der Zusammenhang zwischen der Legierungszusammensetzung, den Abkühlbedingungen und den sich einstellenden unterschiedlichen Erstarrungsmorphologien gilt für die Nickelbasis-Superlegierungen als sehr komplex [Kur86, Göb08, Ma90]. In Bild 14 sind beispielhaft für die Nickelbasis-Superlegierungen IN 939 Temperaturgradienten über der Erstarrungsgeschwindigkeit aufgetragen.

Bild 14: Darstellung der Ausbildung der Erstarrungsfront in Abhängigkeit des Temperaturgradienten und der Erstarrungsgeschwindigkeit am Beispiel Inconel 939 [Ma 90, Kur86, Bür11, Wol06]



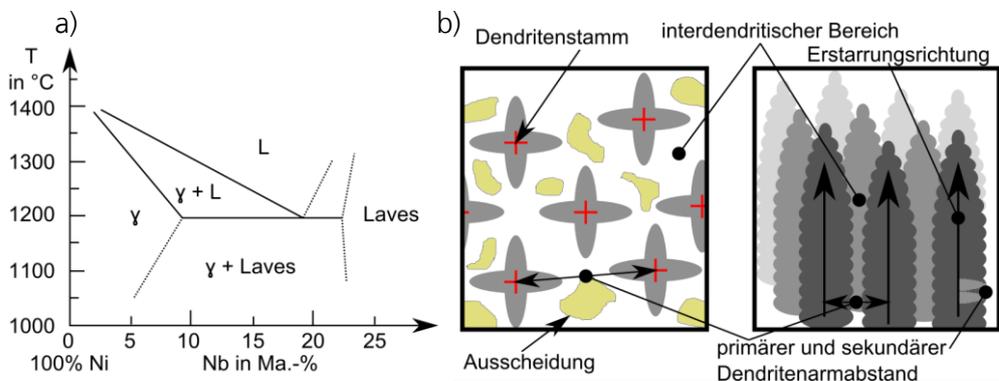
In Bild 14 sind die Bereiche, in denen sich unterschiedliche Erstarrungsformen ausbilden, eingezeichnet. Erstarrt ein Werkstoff dendritisch (globulitisch-dendritisch) oder zellular, so kommt es zu einer lokalen Entmischung des Gefüges und sog. Mikroseigerungen treten auf [Oet1, Bür11, Ma90, Dil05, Wol06]. Diese Mikroseigerungen entstehen bei der Abkühlung aus der Schmelze, da die Legierungselemente in der Schmelze und im Mischkristall unterschiedliche Löslichkeiten aufweisen. Bereiche, die frühzeitig aus der Schmelze erstarren, unterscheiden sich in der Zusammensetzung von Bereichen, die aus der Restschmelze erstarren [Bür11, Wol06]. Diese Zusammenhänge sind in den allgemeinen Ni-X-Phasendiagrammen in Bild 15 beispielhaft für Elemente mit begrenzter und vollständiger Löslichkeit dargestellt. In Bild 15 (links) ist die Anreicherung für Elemente mit begrenzter Löslichkeit dargestellt. Diese reichern sich in interdendritischen Bereichen an. In Bild 15 (rechts) sind einige Elemente mit vollständiger Löslichkeit dargestellt. Diese Elemente reichern sich in dendritischen Bereichen, vorwiegend in den Dendritenstämmen, an [Bür11, Qi09, Wol06].

Bild 15: Allgemeine Phasendiagramme für Ni-X mit begrenzter (links) und vollständiger (rechts) Löslichkeit nach [Bür11]



Für das Legierungselement Nb, das in IN 718 enthalten ist, kann eine starkes Seigerungsverhalten an Korngrenzen und in den interdendritischen Bereichen nachgewiesen werden [Bür11, Kno89]. Dieses Seigerungsverhalten von Nb ist schematisch in dem Ni-Nb-Erstarrungsdiagramm in Bild 16a dargestellt. Die Entstehung der Laves-Phase (siehe Abschnitt 6.1.1) ist ebenfalls schematisch als Phasengebiet dargestellt. Ein Nb-Gehalt von ca. 22,4 Mass.-% ist charakteristisch für Laves-Phasen. Darüber hinaus entsteht ein γ /Laves-Eutektikum bei ca. 19,1 Mass.-% Nb [Kno89]. Durch den kleineren Schmelzpunkt des γ /Laves-Eutektikums ($T_S \approx 1200 \text{ }^\circ\text{C}$) im Verhältnis zu der Gleichgewichtslegierung ($T_L \approx 1365 \text{ }^\circ\text{C}$) resultiert ein Erstarrungsintervall von $\Delta T \approx 165 \text{ }^\circ\text{C}$. Die niedrigschmelzenden Phasen sind als Ausscheidungen in den interdendritischen Bereichen schematisch in Bild 16b dargestellt. In den interdendritischen Bereichen sammeln sich neben den niedrigschmelzenden Phasen auch Karbide, Nitride und Poren an [Bür11]. Treten Zugspannungen (z.B. durch Kontraktion beim Erstarren) sowie niedrigschmelzende Phasen (z.B. Laves-Phasen) und eine austenitische Erstarrung (z.B. dendritische Gefügestruktur) auf, so ist ein Werkstoff prinzipiell heißissgefährdet [Bür11, DVS0601, DVS1004-1, Dil05, Heu09, Kno89, Göb08]. Somit besteht die Gefahr der Bildung von Heißrissen für IN 718 bei Verarbeitung durch LA ebenfalls.

Bild 16: a): Ausschnitt aus dem Ni-Nb-Erstarrungsdiagramm nach [Kno89] b): Schematische Darstellung der Mikroseigerungen und der dendritischen Erstarrung



Durch Variation der Temperaturgradienten und der Erstarrungsgeschwindigkeit bei der Verarbeitung ist es möglich, den Dendritenarmabstand (DAS) zu beeinflussen. Der primäre und sekundäre DAS ist in Bild 16b schematisch dargestellt. Ein kleinerer DAS verbessert die Homogenisierungsmöglichkeit und führt zur Verminderung von seigerungsbedingten spröden Phasen und gleichmäßigeren Mikroeigenschaften im Werkstoff [Bür11]. Der Einfluss der Dendritengröße auf die Zugfestigkeit kann durch die Hall-Petch-Beziehung erklären [Bob08].

6.1.1 Gefügebestandteile im Werkstoff IN 718

Im Werkstoff IN 718 existieren zwei Hauptphasen, die γ -Phase und die γ' -Ausscheidungen. Die γ -Phase bildet die Matrix für die kohärenten γ' -Ausscheidungen. Diese und weitere Phasen sind in Tabelle 4 mit Phasenbezeichnung, Stöchiometrie, Gitterstruktur und Morphologie aufgeführt.

Phasenbezeichnung	Stöchiometrie	Gitterstruktur	Morphologie
γ	Matrix	kfz	PX, DX, SX
γ'	$(\text{Ni,Cr,Mo})_3(\text{Al,Ti,Nb})$	kfz	GCP - globular bis kubidoid
γ''	$\text{Ni}_3(\text{Nb,Al,Ti})$	kfz	linsen- oder plattenförmig
δ	Ni_3Nb	orthorhombisch	nadelförmig
Boride	$(\text{Mo,Cr,Ti})_3\text{B}_2$	tetragonal	block- oder halbmondförmig
Karbonitride	$(\text{Ti,Ta,Nb})(\text{C,N})$	kfz, hex	globular bis kubidoid
Laves	$\text{A}_2\text{B}=(\text{Fe,Ni,Cr})_2(\text{Nb,Ti,Mo})$	kfz, hex, komplex	platten- oder nadelförmig

Tabelle 4: Übersicht zur Phasenbezeichnung, Stöchiometrie, Gitterstruktur und Morphologie einiger Phasen im IN 718 [Bob08, Bür11, Vog96, Sel05, Got07]

γ -Phase:

Der Mischkristall der γ -Phase wird aus Nickel und den Legierungselementen Fe, Cr und Mo gebildet. Die in der Matrix gelösten Legierungselemente verfestigen den Mischkristall durch deren „Atomgrößen-Fehlpassung“ gegenüber dem Nickel und vergrößern zudem die Stapelfehlerenergie des Systems (besonders Cr), was die Quergleitung von Versetzungen behindert [Sel05]. Wirksam bei der Mischkristallverfestigung sind auch die Elemente Ti und Al, die jedoch nur in geringer Konzentration in der γ -Phase gelöst vorliegen [Sel05].

γ' -Phase und γ'' -Phase:

Die Bildung der intermetallischen γ' -Phase wird durch das Zulegieren der Elemente Nb, Al und Ti erreicht. Eine mögliche theoretische Zusammensetzung der γ' -Phase ist Ni_3Al [Sel05]. Die in der Legierung IN 718 enthaltenen Elemente können nach der Stöchiometrie aus Tabelle 4 substituiert werden [Bür11, Sel05, Oet11]. Durch den großen Nb-Gehalt in der Legierung IN 718 erfolgt neben der γ' -Aushärtung eine primäre Aushärtung durch die Ausscheidung der γ'' -Phase.

Der Volumenanteil der γ' - und der γ'' -Phase im ausgehärteten Zustand beträgt ca. 16 Vol.-% (γ'' -Phase) und 4 Vol.-% (γ' -Phase) [Coz73]. Die γ'' -Phase ist durch ihren metastabilen Charakter bis zu 650°C stabil. Diese Phase bildet sich grob-plattenförmig aus und ist in der γ -Phase kohärent eingebettet, wobei es zur Ausbildung von Kohärenzspannungen im Gefüge kommt [Bür11]. Im mittleren Temperaturbereich (bis ca. 650°C), der z.B. für BLISks und Rotorscheiben relevant ist, kann dadurch ein großer Härtingsbeitrag bei ausreichender Duktilität erreicht werden [Bür11]. Wenn diese Ausscheidungen fein verteilt im Gefüge vorliegen, werden darüber hinaus die Versetzungsbewegungen behindert und eine Vergrößerung der mechanischen Festigkeit, insbesondere bei größeren Temperaturen, kann erzielt werden [Bob08 S.46, Got07].

δ -Phase und Laves-Phase:

Beide Phasen gelten als unerwünscht, so dass deren Bildung, wenn möglich, während des Verarbeitungsprozesses vermieden wird [Bür11]. Die orthorhombische δ -Phase bildet sich aus der γ'' -Phase in Nb-reichen Ni-Fe-Basislegierungen [Sel05, Bea04]. Da Nb ein stark interdendritisch seigerndes Element ist, können auch in Legierungen mit geringerem nominellen Nb-Gehalt interdendritisch große Nb-Konzentrationen (4 Mass.-% und mehr) vorliegen. Die Bildung der δ -Phase kann in diesen Bereichen dann schon während der Wärmebehandlung einsetzen [Bür11]. Schematisch ist die Seigerung von Nb in den interdendritischen Bereichen in Bild 16 dargestellt. Als unerwünscht gelten darüber hinaus die σ -, μ - und Laves-Phasen [Sel05]. Diese Phasen werden auch TCP-Phasen (engl: Topological Closed Packed) genannt. Sie bilden sich meistens platten- oder nadelförmig an den Korngrenzen aus [Sel05]. Die Laves-Phase vom Typ A_2B kann in Legierungen mit einem großen Fe-Gehalt ausgeschieden werden [Bür11, Sel05]. Die Gefahr der Bildung von Laves-Phasen besteht daher für den Werkstoff IN 718 ebenfalls [Qi09].

Karbide, Nitride und Boride:

Ni-Basislegierungen bilden mit ihren C-Gehalten zwischen 0,05 Mass.-% (einkristalline Superlegierungen) und 0,2 Mass.-% (IN 718: 0,08 Mass.-%) beim Erstarren, bei der Wärmebehandlung und beim Einsatz unter großen Temperaturen eine Reihe von Karbiden (MC , $M_{23}C_6$, M_6C und Cr_7C_3) aus [Sel05].

Die Monokarbide (engl.: Monocarbide, MC) sind eine stabile Phase, die sich in der Schmelze bilden. Diese MC können auch als Mischform auftreten, wobei C durch N substituiert wird. In der Legierung IN 718 bieten sich für solche Karbonitride Ti, Nb und Al als Reaktionspartner an [Bür11].

Die wichtigste Karbidart in Ni-Legierungen ist der $M_{23}C_6$ -Typ, der zum Großteil durch die Bildung mit Cr entsteht. Der Cr-Anteil kann durch andere kohlenstoffaffine Metalle substituiert werden. Da diese Karbide die Verformungsfähigkeit (Umformbarkeit) einschränken, ist der C-Gehalt in den Knetlegierungen meistens auf max. 0,07 Mass.-% (bei IN 718 max. 0,08 Mass.-%) beschränkt

[Bür11]. Die Karbide treten sowohl gleichmäßig verteilt in der Matrix als auch an den Korngrenzen auf [Bür11]. Solange sich keine Karbidfilme auf den Korngrenzen bilden, wirken sich Karbide positiv auf die Kriech- und Kriechrisseigenschaften aus [Bür11].

6.1.2 Wärmebehandlung und mechanische Eigenschaften

Die Standardwärmebehandlung der Legierung IN 718 kann in folgende Schritte gegliedert werden [Qi09, Vog96, Bür11, Kel06]:

- Lösungsglühen
- Auslagern (in zwei Stufen)

Die Standardwärmebehandlung in drei Stufen kann dann zu den gewünschten Werkstoffeigenschaften führen, wenn im Ausgangswerkstoff eine für Knetlegierungen typische, homogene Elementverteilung vorliegt [BÜRGE11 S.405]. Interdendritisch seigernde Phasen, wie die Nb-reichen Laves-Phasen, werden durch das standardmäßige Lösungsglühen, das zu Beginn der dreistufigen Standardwärmebehandlung durchgeführt wird, jedoch nicht vollständig gelöst [Qi09]. Im Gefüge von laser-auftraggeschweißtem IN 718 können solche interdendritischen Seigerungen jedoch auftreten und die Bildung von Laves-Phasen kann nachgewiesen werden [Qi09]. Sofern es sich um laser-auftraggeschweißtes Gefüge handelt, werden in der Literatur aus diesem Grund teilweise von der Standardwärmebehandlung abweichende Temperaturverläufe dokumentiert. In diesen Fällen wird folgender, zusätzlicher, Wärmebehandlungsschritt eingeführt [Bür11, Qi09, Ram05]:

- Homogenisierungsglühen

Das Homogenisierungsglühen wird auch als mehrstufiges Lösungsglühen bezeichnet [Bür11]. Die Temperaturen sowie die Haltedauern und Kühlstrategien für die Stufen der Wärmebehandlung sind in Tabelle 5 aufgeführt. Die Auslegung und Auswahl der geeigneten Wärmebehandlung richtet sich nach den zu erzielenden mechanischen Eigenschaften. Die beabsichtigten Umwandlungsprozesse und die Ziele der einzelnen Wärmebehandlungsstufen werden im Folgenden erläutert.

	Temperatur [°C]	Haltdauer	Kühlung	Quellenangabe
Homogenisierungsglühen	1080	20 min	Luftabkühlung	Ram05
	1093 +/-14	1-2 h	Luft oder schneller	Qi09
	1149-1204	bis zu 72 h	k.A.	Vog96
Lösungsglühen	940-1107	k.A.	k.A.	Vog96
	950-980	1h	Luftabkühlung	Kel06
	954-982	>1h	Luft oder schneller	Qi09
Auslagern 1	718-760	8-10 h	im Ofen	Vog96
	720	8 h	im Ofen	Kel06
	718	8 h	Im Ofen	Qi09
Auslagern 2	621-650	8-20 h	Luftkühlung	Vog96
	620	8 h	Luftkühlung	Kel06
	621	10 h	Luft oder schneller	Qi09

Tabelle 5: Wärmebehandlungsstufen mit den entsprechenden Temperaturen und Haltdauern sowie Angabe zur Kühlung und Quellenangabe

Homogenisierungsglühen:

Um das Eigenschaftspotenzial einer aushärtbaren Legierung optimal nutzen zu können, müssen zunächst alle Legierungselemente homogen verteilt in der Matrix vorliegen. Anschließend kann eine Ausscheidungshärtung in kontrollierter Form durchgeführt werden [Bür11]. Insbesondere soll durch das Homogenisierungsglühen die Auflösung der hoch Nb-haltigen eutektischen Laves-Phase und eine diffusionsgesteuerte homogene Verteilung des Nb sowie die vollständige Verteilung des γ/γ' -Eutektikum aus den interdendritischen Bereichen erreicht werden [Bür11, Qi09]. Die Auflösung dieser Phasen erfolgt beim standardmäßigen Lösungsglühen nicht, da für diese Umwandlungsprozesse die Temperaturen beim Lösungsglühen nicht groß genug sind [Qi09]. Aufgrund der sehr großen Temperaturen besteht die Gefahr, dass eine Kornvergrößerung oder eine sekundäre Rekristallisation einsetzt. Das ist besonders dann der Fall, wenn eine feine oder mittlere primäre Rekristallisationskorngröße im Ausgangsgefüge vorhanden ist [Bür11].

Lösungsglühen:

Das Lösungsglühen dient der diffusionsgesteuerten Auflösung der γ' -Phase, der Karbide und eventuell sonstiger Ausscheidungen, mit Ausnahme der stabilen MC- oder M(C,N)-Primärteilchen, von denen der größte Teil erhalten bleibt

[Bür11]. Die Ausscheidungskinetik und der Volumenanteil der Gefügebestandteile hängen im starken Maße von der Lösungsglüh-temperatur und der Abkühlgeschwindigkeit auf Raumtemperatur ab [Bür11]. Große Temperaturen reduzieren die Festigkeit und erhöhen die Bruchdehnung und Kriechfestigkeit durch verstärktes Kornwachstum. Je größer die Abkühlgeschwindigkeit, desto feindisperser und schneller ist die γ' -Bildung [Vog96]. Aufgrund der kleinen Temperaturleitfähigkeit von Nickelbasis-Superlegierungen dürfen die Temperaturgradienten beim Aufheizen und Abkühlen nicht beliebig groß gewählt werden, da sonst Gefahren durch Verzug und Rissbildung bestehen. Eine Abkühlung durch Flüssigkeitsabschrecken wird bei γ' -gehärteten Nickelbasis-Legierungen nicht durchgeführt [Bür11, KELB06 S.44]. Das Lösungsglühen ist ein Vorbereitungsschritt für eine anschließende weitere Festigkeitssteigerung durch Auslagern.

Auslagern 1 und 2:

Nach der Abkühlung von der Lösungstemperatur liegt bei den meisten γ' -härtenden Legierungen bereits ein großer Anteil der γ' -Phase vor, teils als grobe primäre Teilchen (primäres γ') aufgrund unvollständiger Lösungsglühung, teils als feines Abkühl- γ' (sekundäres γ') [Bür11]. Bei vollständig lösungsgeglühtem Ausgangsgefüge kann durch eine anschließende doppelte Ausscheidungshärtung beim Auslagern 1 und 2 die γ' -Ausscheidungsphase im Gefüge gebildet werden [Bür11]. Beim Auslagern 1 (größere Temperatur) werden zudem die korngrenzenverfestigenden Karbide als diskrete Teilchen ausgeschieden. Bei diesen Karbiden handelt es sich um den Typ $M_{23}C_6$ und/oder M_6C [Bür11]. Zusätzlich wird die während der Abkühlung von der Lösungstemperatur ausgeschiedene γ' -Phase beim Abkühlen von der Auslagerungstemperatur 1 vergrößert. Darüber hinaus werden weitere γ' -Keime gebildet, welche bei der folgenden Auslagerung 2 wachsen [Bür11]. Auf diese Weise können mittelgroße kubische Ausscheidungen aus der ersten Auslagerungsstufe (Auslagern 1) und feine, kugelige Ausscheidungen aus der zweiten Auslagerungsstufe (Auslagern 2) erzeugt werden [Bür11]. Ein solches Gefüge wird auch als monomodal-bidispers bezeichnet [Bür11].

Häufig liegt der Werkstoff nach mehrlagigem Schweißen bzw. Laser-Auftragschweißen in einem nahezu lösungsgeglühten Wärmebehandlungszustand vor [Kel06, Bla05]. Ermittelte statische mechanische Eigenschaften von laser-auftragsgeschweißtem IN 718 (ohne anschließende Wärmebehandlung) sind vergleichbar mit den Werten eines lösungsgeglühten Rohmaterials. In Tabelle 6 sind die nach dem Lösungsglühen eines warmgewalzten Rohmaterials ermittelten statischen mechanischen Eigenschaften dargestellt. Im Vergleich dazu sind die gleichen Eigenschaften von laser-auftraggeschweißtem IN 718 ohne eine anschließende Wärmebehandlung dargestellt. Die ermittelten Härtewerte betragen ca. 250 HV im Fall von warmgewalztem und lösungsgeglühtem IN 718 [SMC07 S.6] und ca. 250-300 HV für laser-auftraggeschweißtes IN 718 ohne anschließende Wärmebehandlung [Kelb06 S.66]. Dieser Umstand ermöglicht

eine günstigere Wärmebehandlung von laser-auftragsgeschweißtem IN 718 gegenüber der Homogenisierungsrouten. Eine direkte Auslagerung (auch DA: direct aging) ist eine Standardwärmebehandlung geschweißter Bauteile aus IN 718 in der Luftfahrt [Kel06, Bla05].

	Zugfestigkeit [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A_5 [%]	Brucheinschnürung Z [%]	Quellenangabe
warmgewalzt und lösungsgeglüht	Ca. 965	Ca. 572	Ca. 45	Ca. 50	[SMC07 S.6]
LA, nicht lösungsgeglüht	Ca. 1000	Ca. 650	Ca. 38	----	[BLAC05 S.242]

Tabelle 6: Statische mechanische Eigenschaften von warmgewalztem und bei 955°C lösungsgeglühtem IN 718 bei 20°C Prüftemperatur und im Vergleich dazu laser-auftragsgeschweißtes IN 718 ohne eine Wärmenachbehandlung

Typische Festigkeitswerte für wärmebehandeltes IN 718 bei Raumtemperatur und bei 650°C sind in Tabelle 7 dargestellt.

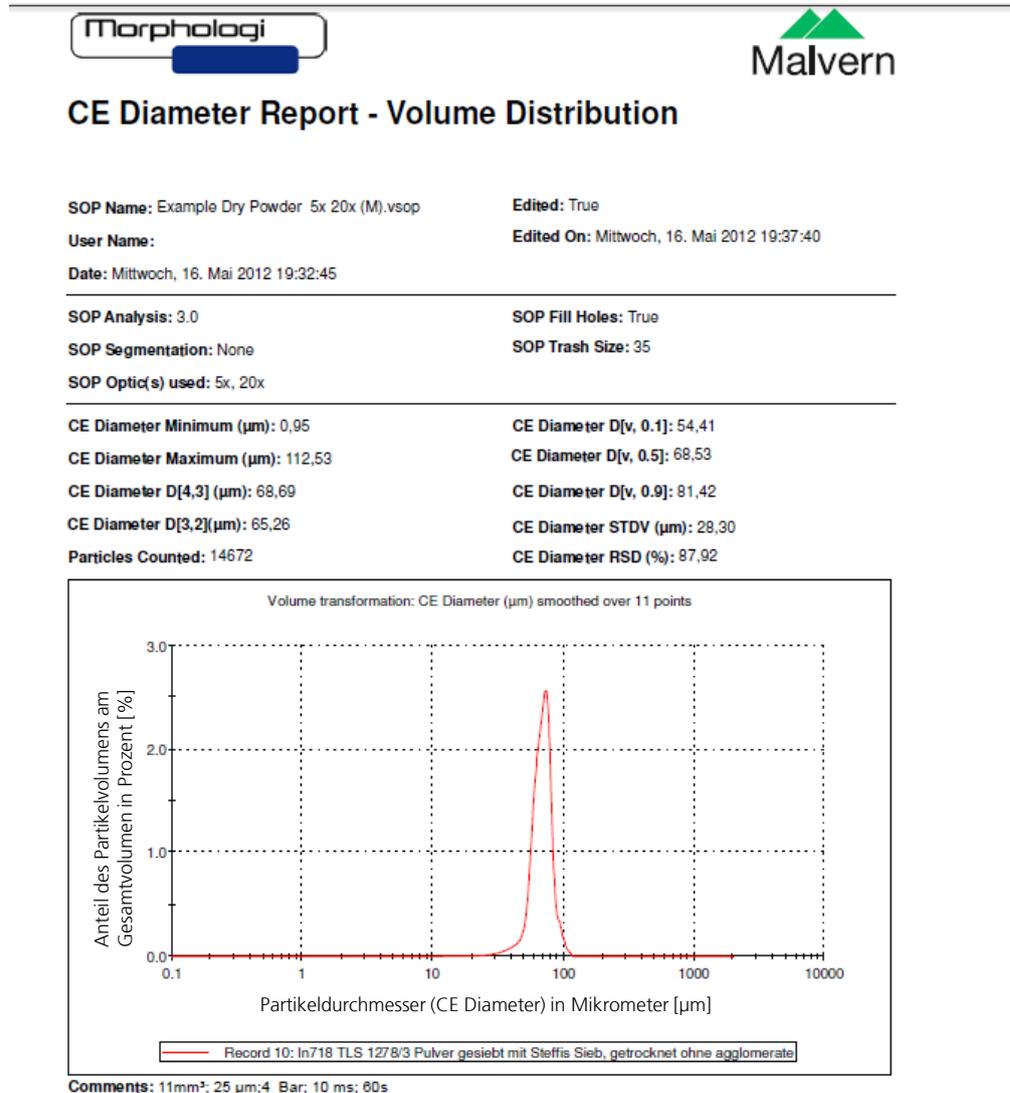
	Zugfestigkeit [MPa]	0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A_5 [%]	Brucheinschnürung Z [%]
Raumtemperatur (20°C)	Ca. 1240	Ca. 1034	Ca. 10	Ca. 12
Betriebstemperatur (650°C)	Ca. 965	Ca. 860	Ca. 10	Ca. 12

Tabelle 7: Statische mechanische Kennwerte der Nickelbasis-Superlegierung IN 718 bei Raumtemperatur (20°C) und bei 650°C [SMC07]

6.2 Pulverförmiger Zusatzwerkstoff

Als pulverförmiger Zusatzwerkstoff wird das kommerziell verfügbare Pulver IN 718 der Firma TLS Technik Spezialpulver verwendet. Die Kornfraktion des Pulvers wird lieferantenseitig mit 45-75 µm (mesh size -200/+350) angegeben. Zur Qualitätssicherung wird der pulverförmige Zusatzwerkstoff bei 80 °C 10 h lang in einem Trockenofen getrocknet und zusätzlich mit einem Sieb (Körnung 90 µm) gesiebt. Die Korngrößenverteilung des Pulvers wird anschließend am ILT mit dem Gerät Morphologi G1 der Firma Malvern vermessen. Exemplarisch ist ein Prüfprotokoll für eine solche Pulververmessung in Bild 17 dargestellt.

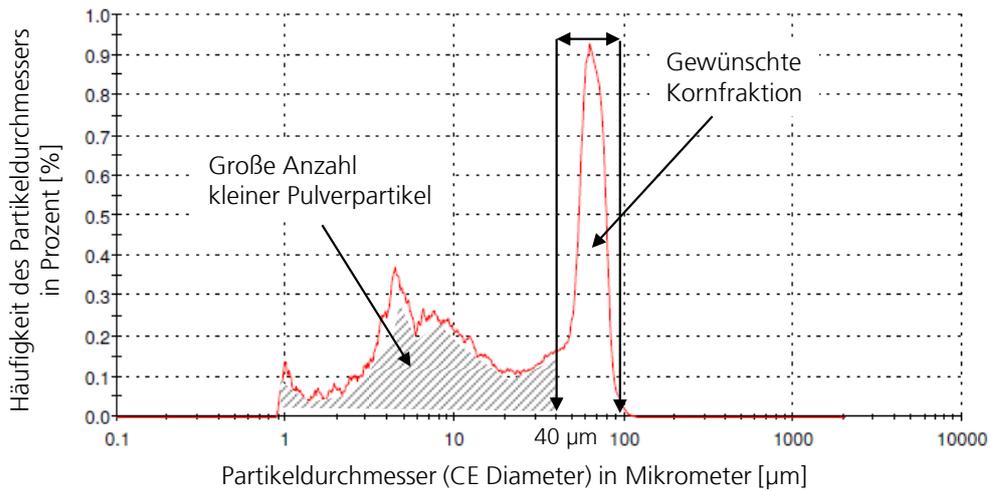
Bild 17: Prüfprotokoll von der Vermessung der Pulverpartikel des Zusatzwerkstoffs; dargestellt ist der Volumenanteil in Prozent aufgetragen über dem gewichteten Partikeldurchmesser in Mikrometern



Bei der Pulververmessung wird zunächst eine kleine Menge Pulver (ca. 1-2 g) auf einer Glasscheibe gleichmäßig verteilt. Anschließend wird jedes Partikel automatisch durch ein LM erfasst und als Bild abgespeichert. In Abhängigkeit der gewählten Pulvermenge und der gewünschten Auflösung der LM-Bilder kann dieser Prozess einige Stunden dauern, da einige 10.000 Bilder aufgenommen werden können. Die Auswertung der LM-Bilder erfolgt automatisch. In dem Prüfprotokoll, das in Bild 17 dargestellt ist, sind die Durchmesser der Partikel gewichtet und über der ermittelten relativen Häufigkeit aufgetragen. In dieser Untersuchung werden 14.672 Partikel erfasst. Durch das Gewichten der gemessenen Durchmesser mit dem Volumen des entsprechenden Partikels wird eine Glättung des Graphen erzielt [Mal12, Wei11]. Aus dieser Darstellung geht jedoch nicht hervor, dass in einem pulverförmigen Zusatzwerkstoff eine große Anzahl sehr kleiner Partikel vorhanden sein kann [Wei11]. In Bild 18 ist daher

auch der Graph des Prüfprotokolls von der gleichen Messung, ohne eine Gewichtung der Messergebnisse, dargestellt. Eine große Anzahl von Pulverpartikeln mit einem Durchmesser $\leq 45 \mu\text{m}$ wird ermittelt. Partikel kleiner $1 \mu\text{m}$ werden durch die Software nicht erkannt und werden daher nicht angezeigt.

Bild 18: Prüfprotokoll von der Vermessung der Pulverpartikel des Zusatzwerkstoffs; dargestellt ist die Partikelanzahl in Prozent über dem Partikeldurchmesser in Mikrometer



Die chemische Zusammensetzung des Pulvers wird im Forschungszentrum Jülich untersucht. Folgende Analysemethoden werden eingesetzt [Jül14]:

- N,O: Heißgasextraktion im Heliumgasstrom mit anschließender Wärmeleitfähigkeitsdetektion bzw. IR-Spektroskopie
- C,S: IR-Spektroskopie nach Verbrennung im Sauerstoff-Strom
- Alle weiteren Legierungselemente: ICP-OES

Für die ICP-OES Analyse werden 200 mg Probenmaterial (Pulver) in 3 ml HCL / 0,5 ml HNO₃ / 0,5 ml HF gelöst und auf 50 ml Volumen aufgefüllt. Die Ergebnisse der Elementanalyse sind in Tabelle 8 dargestellt. Unter Berücksichtigung der Messfehler kann keine signifikante Abweichung von der Werkstoffspezifikation festgestellt werden.

	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Co	N	C	O
Mass.-%	55,10	16,90	17,40	5,95	3,05	0,97	0,56	0,51	0,0048	0,0223	0,0120
Messfehler in Mass.-% (jeweils +/-)	5,51	1,69	1,74	0,60	0,31	0,03	0,02	0,02	0,0007	0,0015	0,0004

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung des pulverförmigen Zusatzwerkstoffs in Massenprozent mit angegebenen Messfehlern

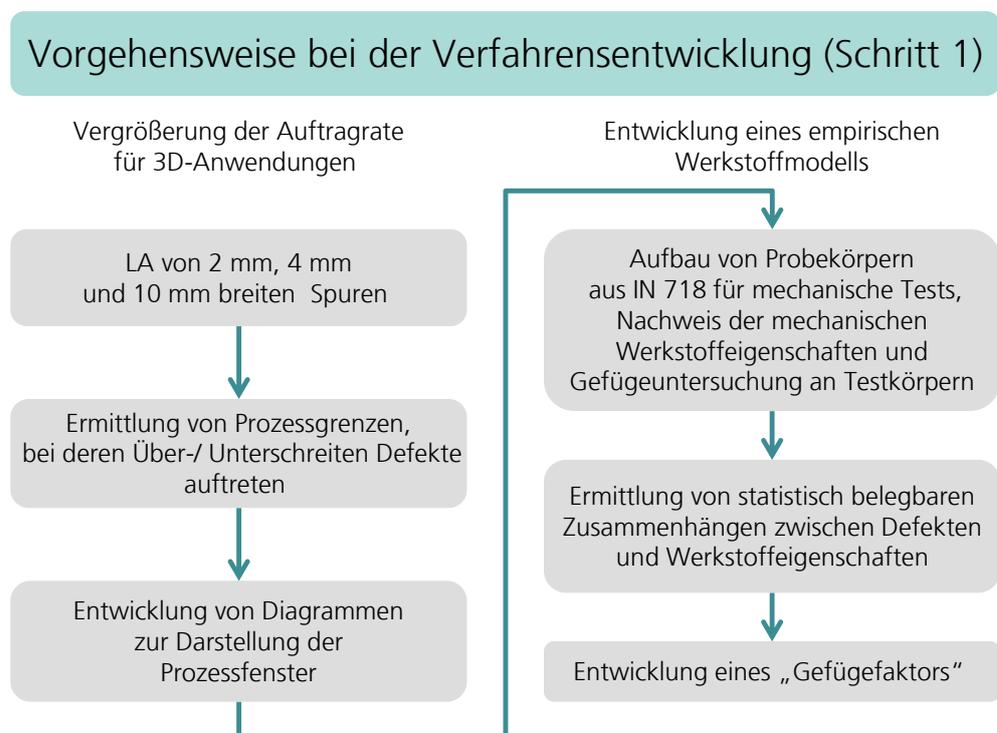
7 Verfahrensentwicklung

Die zentrale Forschungsfrage, die im Rahmen dieser Arbeit adressiert wird, ist in Abschnitt 1 (Bild 1) dargestellt. Die daraus abgeleiteten drei Schritte der Verfahrensentwicklung sind in Abschnitt 2 (Bild 3) schematisiert. Im Folgenden werden für jeden der drei Schritte die Vorgehensweise, die erzielten Ergebnisse sowie ein Fazit dargestellt.

7.1 Steigerung der Auftragrate und Entwicklung eines empirischen Werkstoffmodells

Im ersten Schritt der Verfahrensentwicklung werden zwei Teilaspekte adressiert. Ein Ziel ist die Vergrößerung der Auftragrate für LA bei 3D Anwendungen. Ein weiteres Ziel ist die Entwicklung eines empirischen Werkstoffmodells, das zukünftig eine einfache und stringente Modellierung von Fertigungsprozessen mittels LA unterstützen kann. Die Vorgehensweise, die gewählt wird, um die Ziele aus Schritt 1 zu erreichen, ist schematisch in Bild 19 dargestellt.

Bild 19: Flussdiagramm zur Vorgehensweise in Schritt 1 der Verfahrensentwicklung



Für die generative Fertigung mittels LA eignen sich besonders kleine Spurbreiten. Ein endkonturnaher Aufbau von komplexen 3D-Strukturen ist dadurch möglich. Breite Spuren eignen sich zur Beschichtung von großen Oberflächen,

können ggf. aber auch bei der generativen Fertigung von Bauteilen mit großen Wandstärken zur Anwendung kommen. Im Rahmen dieser Arbeit werden daher Spuren mit 2 mm, 4 mm und 10 mm Breite untersucht. Die Schaufeln der BLISK, die als Demonstrationsbauteil in Schritt 3 der Verfahrensentwicklung gefertigt wird, können mit den Spurbreiten 2 mm und 4 mm bzw. Interpolationen zwischen diesen beiden Spurbreiten, endkonturnah gefertigt werden. Daher werden diese Spurbreiten als geeignet angesehen, um im ersten Schritt der Verfahrensentwicklung die Vergrößerung der Auftragrate durchzuführen. Die im Rahmen der Vergrößerung der Auftragrate untersuchten Wertebereiche und die entsprechenden Verfahrensparameter sind in Tabelle 9 aufgeführt.

Spurbreite [mm]	Vorschubgeschwindigkeit [mm/min]	Laserleistung [W]	Pulvermassenstrom [g/min]	Max. Auftragrate [mm ³ /s]
2	200 - 4000	400 - 4000	4,33 - 40,23	≈ 66
2*	6000 – 20000	3750 -6500	61,78 – 108,45	≈ 140
4	200 - 4000	1150 - 5250	9,36 – 79,73	≈ 147
10**	500 - 3000	4000 - 11500	32 – 176	≈ 270
*Realisierung der Vorschubgeschwindigkeiten auf rotierender Welle ** Realisierung Spurbreite durch Linienoptik und laterale Breitstrahl Düse				

Tabelle 9: Untersuchte Wertebereiche für die Ermittlung von Parameterfenstern von 2 mm, 4 mm und 10 mm breiten Spuren

Aufgrund von systemtechnisch bedingten Grenzen können die Verfahrensparameter nicht beliebig vergrößert werden, woraus sich die in Tabelle 9 aufgeführt Wertebereich ergeben. Bei der Untersuchung zu Steigerung der Auftragrate müssen folgende Grenzen berücksichtigt werden:

Vorschubgeschwindigkeit:

Bei transversaler Verfahrensbewegung der Bearbeitungsoptik sind bei Geschwindigkeiten größer als 4 m/min nicht sinnvoll, da bei kurzen Wegstrecken, wie sie im 3D-Anwendungsfall zur Anwendung kommen, sehr große Beschleunigungskräfte auf die Anlage wirken. Beispielsweise werden bei Flächenfüllfahrten von Quadern meanderförmige Werkzeugbahnen programmiert. Dabei wechselt die Fahrtrichtung innerhalb weniger Millimeter bis Zentimeter [Kel06, Witzel 2010]. Bei derartigen Anwendungen sind Vorschubgeschwindigkeiten von 4 m/min und größer mit der vorhandenen Systemtechnik nicht realisierbar. Ein anderer Anwendungsfall ist das LA auf rotierenden Wellen, durch das z.B. einen Flansch gefertigt werden kann. Auch für diesen Anwendungsfall wird eine Vergrößerung der Auftragrate untersucht. Beim LA von 2 mm breiten Spuren auf eine rotierende Welle wird bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 m/min eine Laserleistung von 6500 W benötigt, um eine Anbindung an den Grundwerkstoff zu erzielen. Damit ist die Belastungsgrenze der Bearbeitungsoptik erreicht und größere Vorschubgeschwindigkeiten werden nicht untersucht.

Laserleistung:

Die Bearbeitungsoptik, die beim Schweißen der 2 mm und 4 mm breiten Spuren eingesetzt wird, soll mit Laserleitungen größer 4 kW langfristig nicht betrieben werden. Das kurzfristige Arbeiten mit Laserleistungen größer 4 kW wird herstellerseitig als unbedenklich angegeben. Daher wird beim LA von 4 mm breite Einzelspuren eine Laserleistung von bis zu 5250 W eingesetzt. Auf rotierenden Wellen werden 2 mm breite Spuren auftraggeschweißt, wobei Laserleistungen bis 6500 W eingesetzt werden. Beim LA von 10 mm breiten Spuren wird ein Diodenlaser mit einer maximalen Ausgangsleistung von 11,5 kW verwendet. Da die verwendete Linienoptik problemlos bis zu dieser Leistung betrieben werden kann, ist in diesem Fall die Grenze des Prozessfensters durch die Ausgangsleistung des Diodenlasers vorgegeben.

Pulvermassenstrom:

Bei Verwendung der koaxialen zum Laserstrahl angebrachten Dreistrahdüse, die zum LA der 2 mm und 4 mm breiten Spuren verwendet wird, können Pulvermassenströme bis ca. 110 g/min problemlos gefördert werden. Bei Verwendung größerer Pulvermassenströme besteht das Risiko, dass die Kanäle der Düse verstopfen. Bei Verwendung der lateral zum Laserstrahl angebrachten Breitstrahldüse kann in Versuchen kein Verstopfen des Düsenkanals festgestellt werden. Eine Beschränkung des Parameterfensters aufgrund des maximal förderbaren Pulvermassenstroms ist daher nicht gegeben.

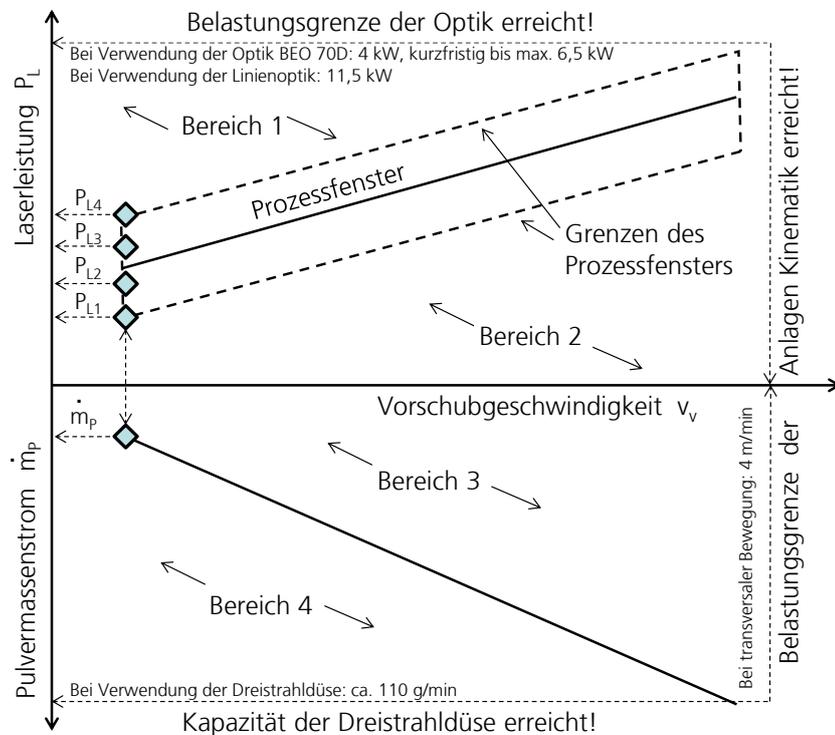
Die systemtechnisch bedingten Grenzen sind in der Nomogramm-Darstellung in Bild 20 eingezeichnet [Wit10]. Durch sie wird der äußere Rahmen beschrieben, innerhalb dessen Prozessfenster zum LA ermittelt werden können. Ein Prozessfenster wird dadurch charakterisiert, das beim Über- bzw. Unterschreiten einer Laserleistung die zuvor definierten Anforderungen an die Qualität des auftraggeschweißten Gefüges (z.B. Rissfreiheit, keine Anbindungsfehler) nicht mehr erreicht wird. Folgende Anforderungen werden an das Gefüge gestellt [Wit10]:

- Keine (Heiß-)Risse
- Keine Anbindungsfehler
- Kleine Porosität (< 0,25%), Maximale Porengröße < 50 µm
- Kein Abbrand von Legierungselementen (z.B. Al durch Oxidation)
- Maßhaltigkeit (max. +25% bezogen auf die Soll-Spurbreite)

Auf Grundlage dieser Anforderungen können vier kritische Bereiche in einem Beschichtungsdiagramm gekennzeichnet werden:

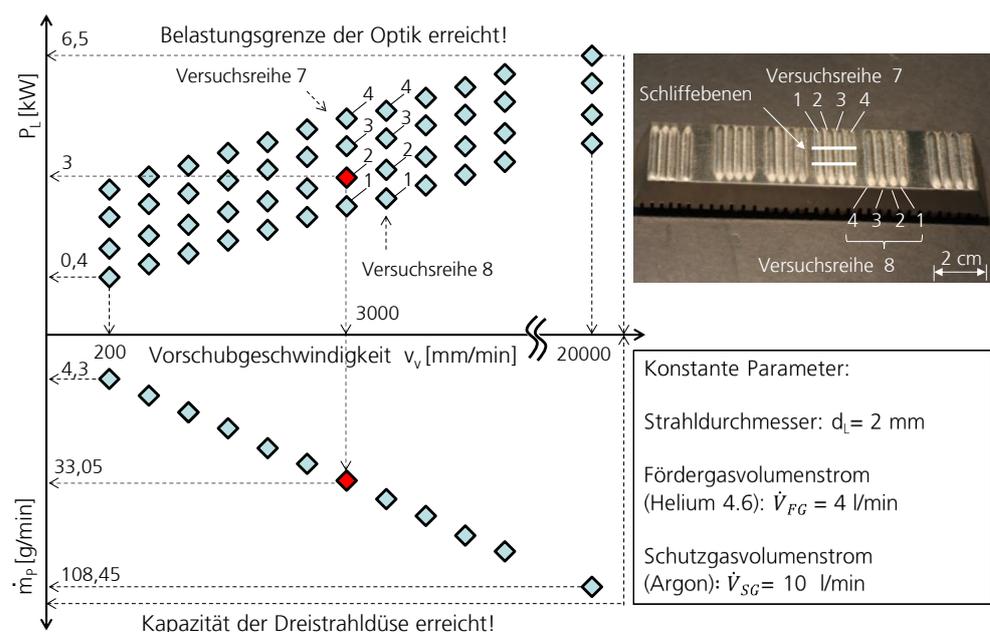
- Bereich 1: Durch zu große Laserleistungen kann es zur Bildung von Heißbrisen während des Erstarrungsvorganges kommen. Darüber hinaus kommt es zu einer Spuraufweitung und zu sehr großen Aufmischungszonen. Diese Effekte können die Maßhaltigkeit beim Aufbau negativ beeinflussen.
- Bereich 2: Bei zu kleinen Laserleistungen können Anbindungsfehler zwischen dem Grundwerkstoff und einer Spur entstehen. Ebenfalls werden die Spurbreiten kleiner, was die Maßhaltigkeit beim Aufbau negativ beeinflussen kann.
- Bereich 3: Bei Verwendung eines zu kleinen Pulvermassenstroms kann das Verhältnis Spurbhöhe zu Spurbreite, von nun an Aspektverhältnis (AV) von 1:4 nicht erreicht werden und die erzielbare Auftragrate wird negativ beeinflusst.
- Bereich 4: Ein zu großer Pulvermassenstrom führt zu einer großen Spurbhöhe. Idealerweise sollte $AV = 1:4$ betragen. Wird dieses Verhältnis nicht eingehalten, dann kann es auf Grund der steilen Flanken der Spuren beim Nebeneinanderschweißen mit Spurüberlapp zur Abschattung der Laserstrahlung kommen. Auf diese Weise können Anbindungsfehler zwischen benachbarten Spuren entstehen.

Bild 20: Schematische Skizze eines Beschichtungsdiagramms; ein Prozessfenster und die Prozessgrenzen sind dargestellt; die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit (Abszisse) dargestellt [Wit10]



Zu Ermittlung der Prozessfenster für 2 mm breite Einzelspuren werden bei unterschiedlichen Vorschubgeschwindigkeiten Versuchsreihen durchgeführt. Jede Versuchsreihe besteht aus 4 Einzelversuchen. Bei diesen 4 Einzelversuchen werden Spuren durch LA auf IN 718-Substratmaterial aufgetragen, wobei unterschiedlich große Laserleistungen eingestellt werden. Alle übrigen Parametereinstellungen werden dabei nicht verändert. Das Ziel dieses Vorgehens ist es, die Ober- bzw. Untergrenze des Prozessfensters in Bezug auf die Laserleistung zu ermitteln. Die Parametereinstellungen sind schematisch in der Nomogrammdarstellung in Bild 21 eingezeichnet. Rechts in Bild 21 ist beispielhaft eine fotografische Darstellung der geschweißten Einzelspuren der Versuchsreihen 4 bis 9 dargestellt. Die Parametereinstellungen, die bei allen Versuchsreihen nicht verändert werden, sind im Bild rechts unten angegeben. Eine detaillierte Auflistung aller untersuchten Parametereinstellungen ist im Anhang (10.1) dargestellt.

Bild 21: Schematische Darstellung der untersuchten Verfahrenseinstellungen für 2 mm breite Einzelspuren; die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit (Abszisse) dargestellt (links) [Wit10]; Foto von auftraggeschweißten Einzelspuren (rechts oben); Angabe der konstanten Parameter (rechts unten)



Von den auftraggeschweißten Spuren werden Querschliffe angefertigt, die anschließend am LM untersucht werden. Die Spurbreite, die Porenflächen, sowie eventuell vorhandene Anbindungsfehler werden an LM-Bildern ermittelt. Damit die Ergebnisse repräsentativ sind, werden von jeder Spur 5 Querschliffe angefertigt und ausgewertet. Beispielhaft ist die Position für 2 Ebenen in Bild 21 (rechts oben) dargestellt. Die Berechnung der Porosität erfolgt nach den Formeln **7.1**, **7.2** und **7.3**.

7.1: Formel zur Berechnung der Porosität

$$\text{Porosität}_i = \frac{\sum \text{Porenflächen}}{\text{Auftragsfläche}}$$

7.2: Formel zur Berechnung der mittleren Porosität

$$\text{mittlere Porosität} = \frac{\sum_{i=1}^n \text{Porosität}_i}{n}$$

mit $n=5$ (Anzahl der untersuchten Querschliffe)

7.3: Formel zur Berechnung der Standardabweichung

$$\text{Standardabweichung} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\text{Porosität}_i - \text{mittlere Porosität})^2}{n-1}}$$

Die Auftragrate kann als auftraggeschweißte Masse je Zeiteinheit (Masse-Auftragsrate, \dot{m}_{Ar}) und als auftraggeschweißtes Volumen je Zeiteinheit (Volumen-Auftragsrate, \dot{V}_{Ar}) angegeben werden. Zur Berechnung der Volumen-Auftragsrate wird die Querschnittsfläche einer Spur mit der Vorschubgeschwindigkeit multipliziert, mit der diese Spur geschweißt wurde (Formel **7.4**). Bei dieser Vorgehensweise zur Berechnung der Auftragrate ist es wichtig, dass nur die Auftragfläche und nicht die Aufmischungszone vermessen wird und dass die Auftragfläche rechtwinklig zur Vorschubrichtung orientiert ist. Die Masse-Auftragsrate kann durch Multiplikation der Volumen-Auftragsrate mit der Dichte von IN 718 berechnet werden (**7.5**). Die Dichte von IN 718 wird in der Literatur mit $\delta_{IN718} = 8,19 \text{ g/cm}^3$ angegeben [SMC07]. Zur Ermittlung des Pulverwirkungsgrades wird die erzielte Masse-Auftragsrate in Bezug zu dem geförderten Pulvermassenstrom gesetzt (**7.6**).

7.4: Formel zur Bestimmung der Volumen-Auftragsrate

$$\dot{V}_{Ar} = A_{\text{Auftragsfläche}} * v_v$$

7.5: Formel zur Bestimmung der Masse-Auftragsrate

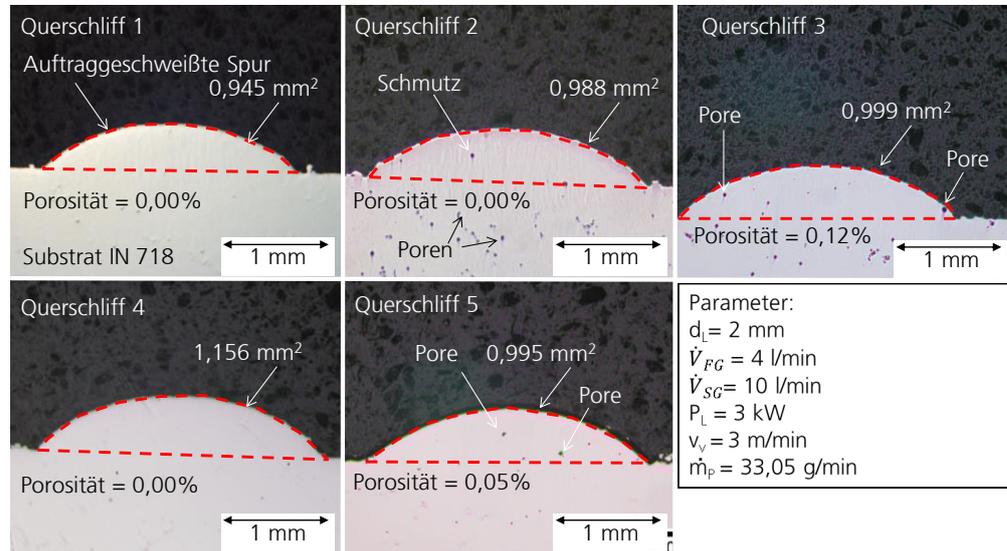
$$\dot{m}_{Ar} = \dot{V}_{Ar} * \delta_{IN718} \quad \text{mit } \delta_{IN718} = 8,19 \text{ g/cm}^3 \text{ [SMC07]}$$

7.6: Formel zur Bestimmung des Pulverwirkungsgrades

$$\eta_p = \frac{\dot{m}_{Ar}}{\dot{m}_p} = \frac{A_{\text{Auftragsfläche}} * v_v * \delta_{\text{Dichte Inconel718}}}{\dot{m}_p}$$

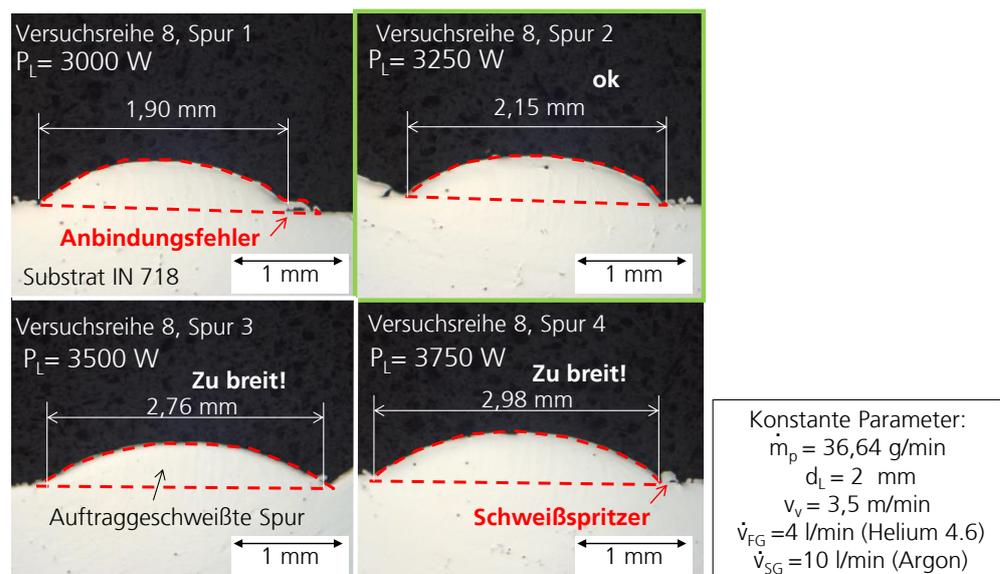
Beispielhaft sind in Bild 22 fünf Querschliffe der auftraggeschweißten Spur Nr. 2 von Versuchsreihe 7 dargestellt. Eine schematische Einordnung von Versuchsreihe 7 in das Beschichtungsdiagramm ist in Bild 21 dargestellt. Die eingestellten Verfahrensparameter sind im Bild 22 angegeben. Eine mittlere Porosität von 0,03% und eine Standardabweichung von 0,05% werden ermittelt. Eine Auftragrate von ca. 24 g/min (49 mm³/s) und ein Pulverwirkungsgrad von 72,5% werden erreicht.

Bild 22: LM-Aufnahmen von fünf Querschliffen mit Angabe der Verfahrensparameter sowie der Fläche des Auftrags und der ermittelten Porosität



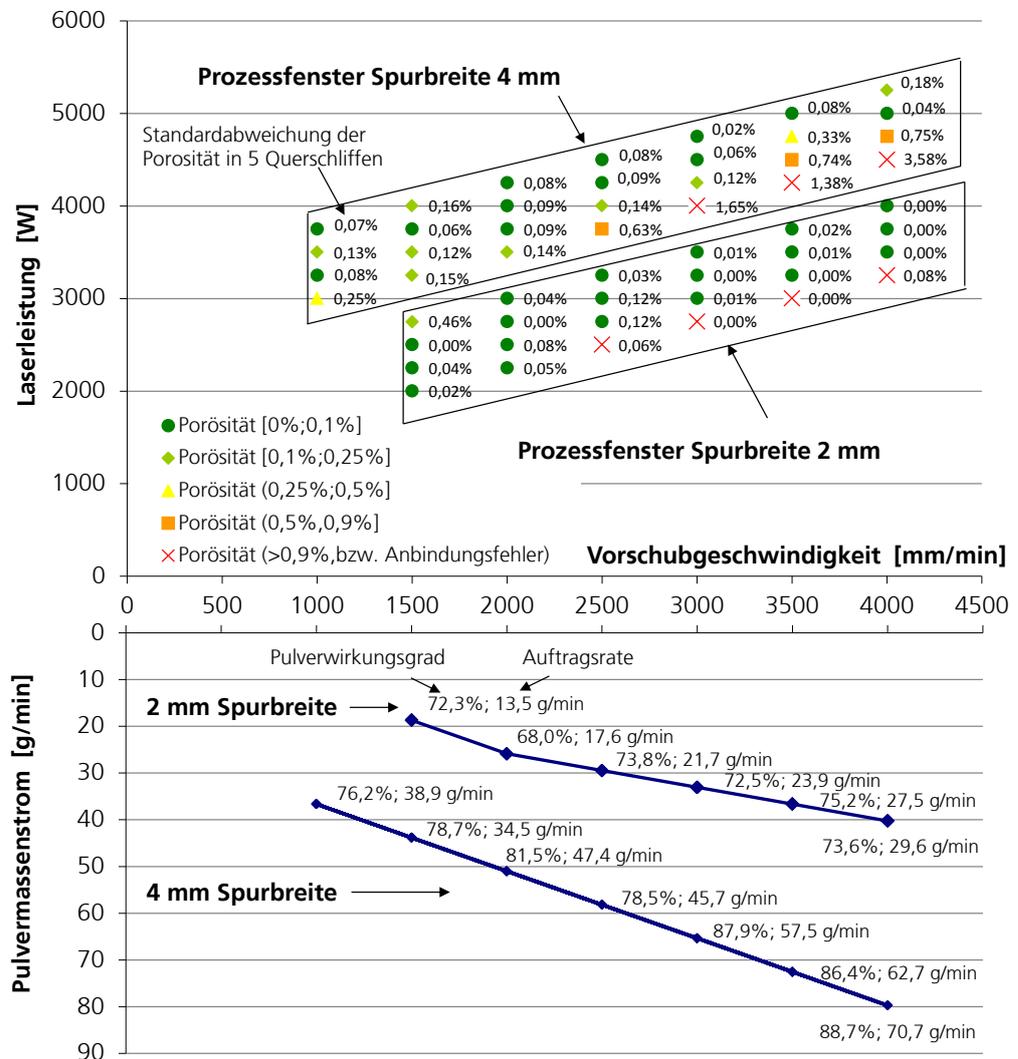
In Bild 23 sind LM-Aufnahmen von Querschliffen durch die Spuren Nr. 1, Nr. 2 Nr. 3 und Nr. 4 aus Versuchsreihe 8 dargestellt. Laserleistungen zwischen $P_L = 3 \text{ kW}$ und $P_L = 3,75 \text{ kW}$ werden eingestellt. In dieser Versuchsreihe werden in Spur Nr. 1 Anbindungsfehler festgestellt und die Soll-Spurbreite von 2 mm wird nicht erreicht. Mit der Laserleistung $P_L = 3,25 \text{ kW}$ werden Spuren auftragsgeschweißt, die die Anforderungen an Defektfreiheit und Maßhaltigkeit erfüllen. Bei Verwendung von größeren Laserleistungen ($P_L \geq 3,5 \text{ kW}$) werden die Spuren zu breit und Defekte (Schweißspritzer) können auftreten.

Bild 23: LM-Aufnahmen von 4 Querschliffen aus Versuchsreihe 8 sowie Angabe der Verfahrensparameter; Anbindungsfehler, Schweißspritzer sowie die Spurbreite als Entscheidungskriterium zur Bestimmung des Prozessfensters sind angegeben



Alle Versuchsreihen, sowohl für 2 mm breite Spuren wie auch für 4 mm breite Spuren, werden auf die zuvor beschriebene Art und Weise ausgewertet. Die untersuchten Verfahrensparametereinstellungen für 4 mm breite Spuren sind im Anhang (10.2) aufgeführt. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Bild 24 in Form eines Beschichtungsdiagrammes dargestellt. Zur besseren Übersicht ist nur ein Ausschnitt des untersuchten Parameterbereiches als Beschichtungsdiagramm dargestellt. Eine Erweiterung des Beschichtungsdiagramms hin zu größeren Vorschubgeschwindigkeiten sowie 10 mm breiten Spuren folgt im nächsten Abschnitt.

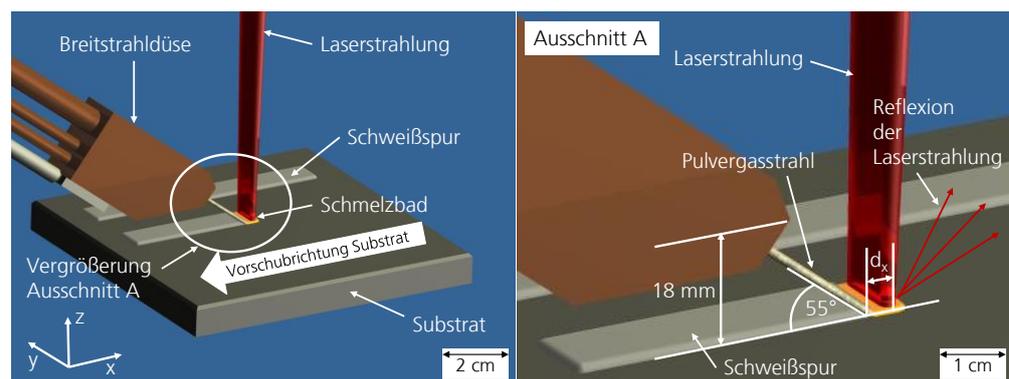
Bild 24: Ausschnitt aus einem Beschichtungsdiagramm für 2 mm und 4 mm breite Spuren; Die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit (Abszisse) dargestellt, Werte für die Auftragsrate, die Porosität und für den Pulverwirkungsgrad sind angegeben [Wit10]



Erweiterung des Beschichtungsdiagramms um 10 mm breite Spuren:

Zu Untersuchung von noch größeren Auftragraten wird eine Versuchsreihe zum LA von 10 mm breiten Einzelspuren durchgeführt. Die Versuche werden an der 3-Achs-Seitenständermaschine Varilas (Held) durchgeführt. An dieser Anlage steht ein Diodenlaser mit einer maximalen Ausgangslaserleistung von 11,5 kW zur Verfügung. Die Bewegung des Laserstrahls relativ zur Oberfläche des Substrates wird an dieser Anlage durch Verfahren des Arbeitstisches (in X- bzw. Y-Richtung) realisiert. Die Optik wird senkrecht über dem Substrat in einem Arbeitsabstand von 252 mm positioniert. Die Intensitätsverteilung in dieser Ebene des Strahlenganges ist in Abschnitt 10.11 im Anhang dargestellt. Zum Schutz der Düse vor Laserstrahlreflexionen an der gekrümmten Oberfläche des Schmelzbades wird die Düse hinter dem Schmelzbad positioniert. Der Pulvergasstrahl wird von hinten (stechend) ins Schmelzbad gefördert. In Bild 25 ist die Positionierung der Breitstrahldüse sowie die Richtung der Verfahrensbewegung schematisch dargestellt.

Bild 25: Links: Schematische Darstellung des LA von 10 mm breiten Spuren mit Angabe der Vorschubrichtung. Rechts: Vergrößerter Ausschnitt mit Angaben zur Positionierung der Breitstrahldüse [Gae12]

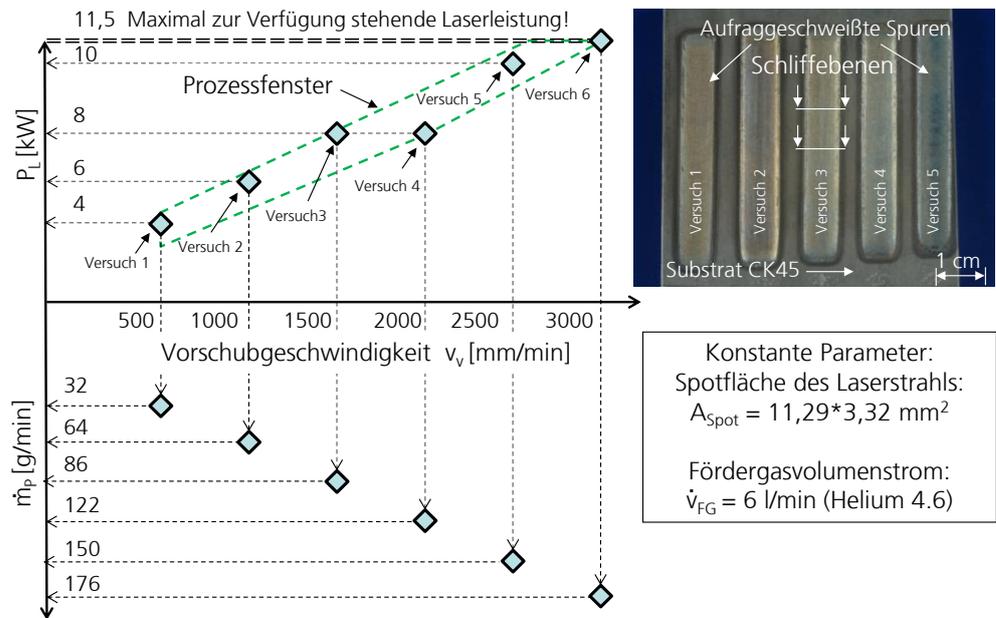


In der durchgeführten Versuchsreihe wird die Vorschubgeschwindigkeit v_v von 500 mm/min bis 3000 mm/min in Schritten von 500 mm/min vergrößert. Die Laserleistung P_L und der Pulvermassenstrom \dot{m}_p werden angepasst, sodass folgende Kriterien erfüllt werden:

- Keine Anbindungsfehler zwischen dem Auftrag und dem Substrat
- Keine Risse im Auftrag
- Spurbhöhe $h_s = 0,7$ mm bis 1 mm
- Spurbbreite $b_s = 9,5$ mm bis 11 mm
- Aufmischungszone $< 0,25$ mm

In Bild 26 sind die durchgeführten Versuche schematisch in einem Beschichtungsdiagramm eingezeichnet.

Bild 26: Schematische Skizze der untersuchten Verfahrenseinstellungen für 10 mm breite Einzelspuren; Die Laserleistung und der Pulvermassenstrom (Ordinaten) sind in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit (Abszisse) dargestellt (links); Foto von auftragsgeschweißten Einzelspuren (rechts oben); Angabe der konstanten Parameter (rechts unten)

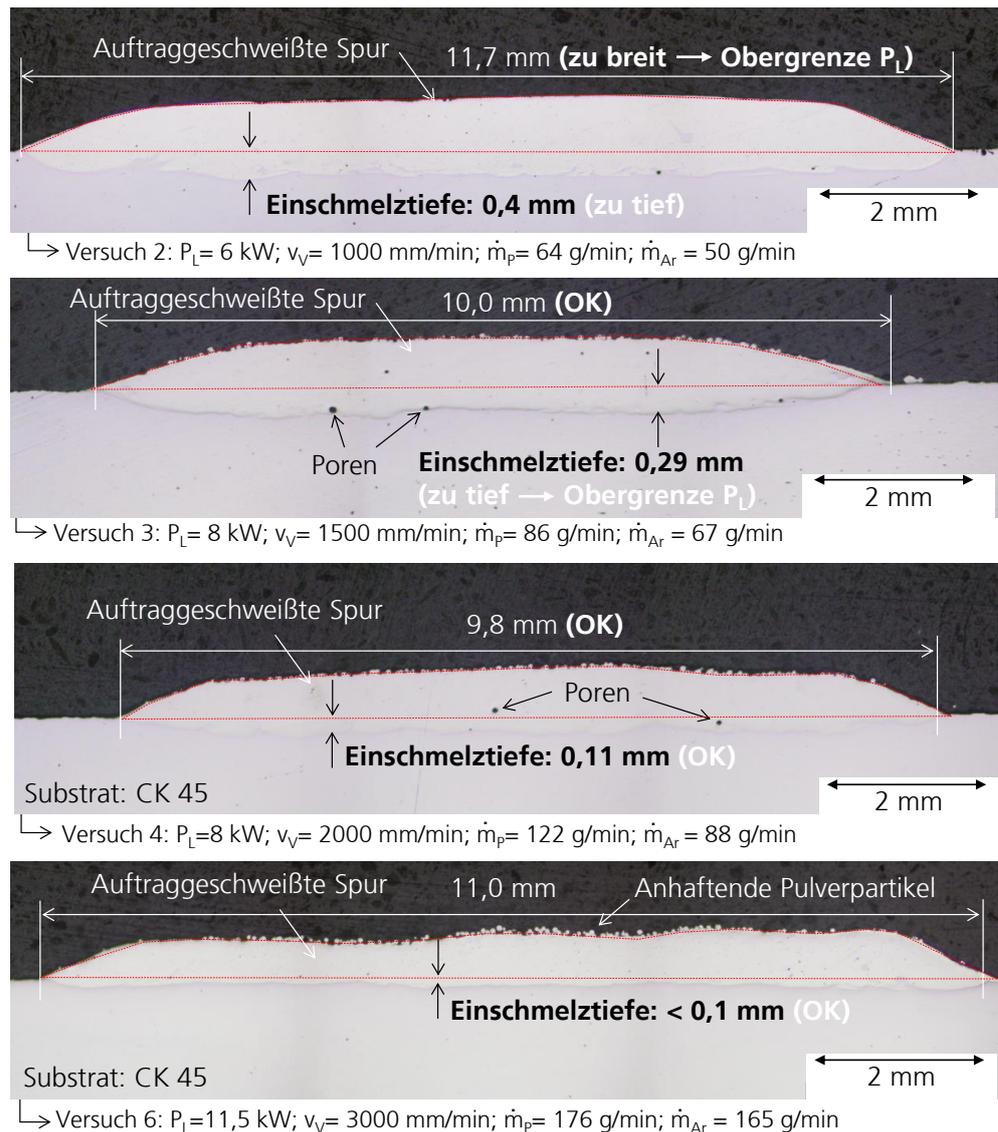


Von jeder auftragsgeschweißten Spur werden 5 Querschliffe angefertigt. Schematisch sind zwei Positionen, an denen die Spuren getrennt werden, in Bild 26 (rechts oben) eingezeichnet. Die Schliffebenen sind durch Pfeile markiert. An LM Aufnahme der Querschliffe wird die Spurbreite, sowie die Einschmelztiefe ermittelt. Folgende Annahmen werden gemacht:

- Ist die Spurbreite $b_s > 11 \text{ mm}$ und ist die Einschmelztiefe $\geq 0,25 \text{ mm}$ so wird daraus geschlossen, dass zu viel Laserleistung verwendet wurde. Somit ist die Obergrenze des Prozessfensters bestimmt. Beispielhaft sind Querschliffe von Versuch 2 und Versuch 4 in Bild 27 (erstes und zweites Bild von oben) dargestellt.
- Ist die Spurbreite $11,0 \text{ mm} \geq b_s \geq 9,5 \text{ mm}$ und ist die Einschmelztiefe $< 0,25 \text{ mm}$ so wird daraus geschlossen, dass eine geeignete Kombination der Verfahrensparameter eingestellt wurde. Somit ist ein Punkt innerhalb des Prozessfensters definiert. Beispiele hierfür sind die Versuche 4 und 6. Querschliffe zu diesen beiden Versuchen sind in Bild 27 (drittes und viertes Bild von oben) dargestellt.
- Anbindefehler zwischen dem Grundwerkstoff und der auftragsgeschweißten Spur sind ein Anzeichen dafür, dass die Laserleistung zu klein ist.

Das auf diese Weise bestimmte Prozessfenster ist als gestrichelte Linie in dem Beschichtungsdiagramm in Bild 26 eingezeichnet. Die größte im Rahmen dieser Arbeit ermittelte Auftragrate wird mit den Parametereinstellungen aus Versuch 6 erreicht (Bild 26). Die Auftragrate beträgt $\dot{m}_{Ar} = 165 \text{ g/min}$.

Bild 27: LM-Aufnahmen von 4 Querschliffen von den Versuchen 2-4 und von Versuch 6 sowie Angabe der Verfahrensparameter; die Spurbreite und die Einschmelztiefe sind angegeben



Zusammenfassung der Ergebnisse in einem Beschichtungsdiagramm:

Die als geeignet ermittelten Parameter für 2 mm, 4 mm und 10 mm breite Spuren sind in Bild 28 in einem Beschichtungsdiagramm dargestellt. Parameterkombinationen, mit denen die Anforderungen an Defektfreiheit und Maßhaltigkeit der auftraggeschweißten Einzelspuren erreicht werden, sind in dem Be-

schichtungsdiagramm als schwarze Rauten dargestellt. Die Prozessfenster sind als schraffierte Bereiche (Laserleistung über Vorschubgeschwindigkeit) bzw. als gestrichelte Linien (Pulvermassenstrom über Vorschubgeschwindigkeit) dargestellt. Auftragsraten können durch Multiplikation des Pulvermassenstroms mit einem Pulverwirkungsgrad ($68\% < \eta_p < 89\%$, vgl. Bild 24) näherungsweise berechnet werden. Ein Beschichtungsdiagramm, in dem die Auftragrate gesondert aufgeführt wird, ist in Bild 73 im Anhang 10.4 dargestellt.

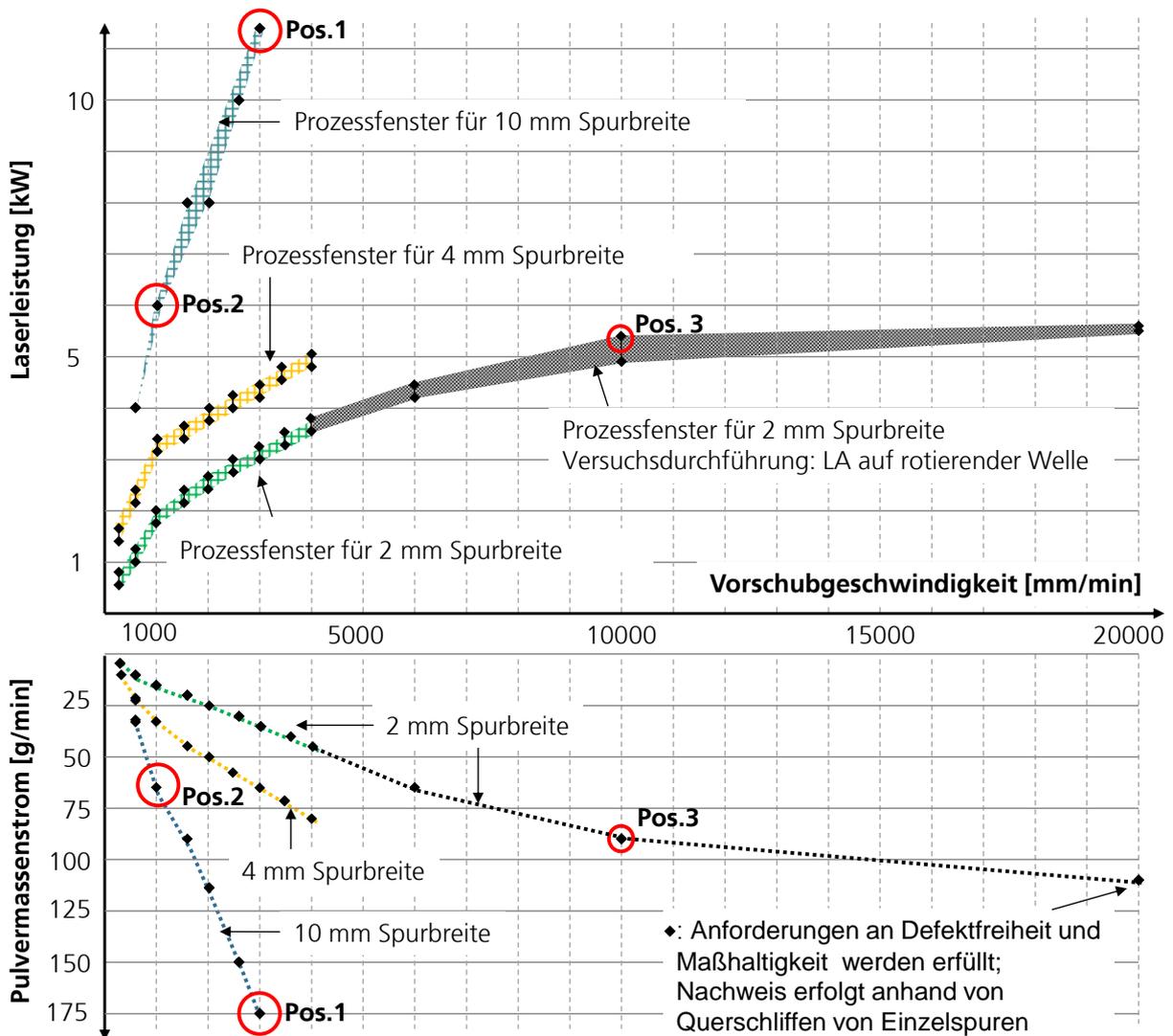
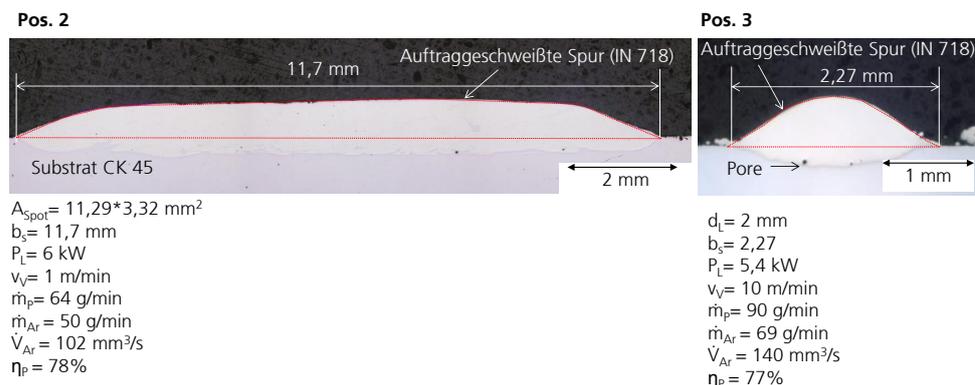


Bild 28: Beschichtungsdiagramm für das LA. Oben: Laserleistung über Vorschubgeschwindigkeit für 2 mm, 4 mm und 10 mm Spurbreite; Unten: Pulvermassenströme über Vorschubgeschwindigkeit für 2 mm, 4 mm und 10 mm Spurbreite

Fazit:

- In dem entwickelten Beschichtungsdiagramm (Bild 28) sind Prozessfenster für das LA mit, gegenüber dem Stand der Technik, signifikant gesteigerten Auftragsraten dargestellt. Große Auftragsraten sind sowohl bei Verwendung großer Spurbreiten ($b_s = 10 \text{ mm}$) als auch bei Verwendung kleiner Spurbreiten (z.B. $b_s = 2 \text{ mm}$ und 4 mm) und gleichzeitig großen Vorschubgeschwindigkeiten realisierbar. Die größte Auftragsrate, die im Rahmen dieser Untersuchung erzielt wurde, ist $\dot{m}_{Ar} = 165 \text{ g/min}$ ($\dot{V}_{Ar} = 330 \text{ mm}^3/\text{s}$). Die entsprechende Parameterkombination ist in Bild 28 mit Pos. 1 gekennzeichnet.
- Beim LA von 2 mm breiten Spuren in Verbindung mit einer koaxialen Düsenteknik kann mit einer kleineren Laserleistung eine größere Auftragsrate erzielt werden, als beim LA von 10 mm breiten Spuren mit einer lateral zum Laserstrahl positionierten Breitstrahldüse. Als Beispiel sind in Bild 29 zwei LM-Aufnahmen von auftragsgeschweißten Spuren, die entsprechenden Verfahrensparameter sowie die erzielte Auftragsrate und der Pulverwirkungsgrad dargestellt. Die Parameterkombinationen sind in Bild 28 mit Pos. 2 und Pos. 3 gekennzeichnet.

Bild 29: LM-Aufnahmen von Querschliffen und Angabe von Verfahrensparametern sowie der erzielten Auftragsrate und des Pulverwirkungsgrades für die Spurbreite 10 mm und 2 mm



Eine Erklärung dafür ist, dass bei der Verwendung der koaxialen Düsenteknik im Vergleich zu der lateralen Pulverzuführung, die Pulverpartikel in einem steileren Winkel in den Strahlengang des Laserlichtes eintreten und daher einen längeren Weg durch den Strahlengang nehmen. Die Pulverpartikel absorbieren bereits Laserstrahlung bevor sie in das Schmelzbad gelangen. Auf diese Weise kann ein größerer Anteil der Laserstrahlung thermalisiert werden. Folglich kann mit der gleichen Laserleistung ein größerer Pulvermassenstrom verarbeitet werden.

- Aus dem Verlauf der Prozessfenster für 2 mm und 4 mm breite Spuren kann geschlossen werden, dass eine bessere Ausnutzung der Laserleistung bei großen Auftragsraten erzielt werden kann. Zur Verdopplung der Auftragsrate ist daher nicht zwingend eine Verdopplung der Laserleistung notwendig. Dieser Effekt wird darauf zurückgeführt, dass die Pulverpartikel bei der Verwendung einer großen Laserleistung schon im Pulvergasstrahl, bevor

sie ins Schmelzbad gelangen, vollständig aufschmelzen. Es wird angenommen, dass durch Mehrfachreflexionen der Laserstrahlung zwischen den Pulverpartikeln innerhalb des Pulvergasstrahls ein größerer Teil der Laserleistung in Wärme umgewandelt wird. Da die aufgeschmolzenen Pulverpartikel schließlich ins Schmelzbad gelangen, geht diese Wärmeenergie im LA Prozess nicht „verloren“, sondern sie wird effektiv zum Aufschmelzen des Werkstoffes genutzt. Ein optisch dichter Pulvergasstrahl und einer große Strahlintensität führen somit zu einer besseren Ausnutzung der Laserleistung. Graphisch wird dieser Effekt durch den Wurzel-ähnlichen Verlauf (abnehmende Steigung) der Prozessfenster für 2 mm und 4 mm breite Spuren dargestellt.

7.1.1 Herstellung von Zugproben und erzielte statische mechanische Eigenschaften

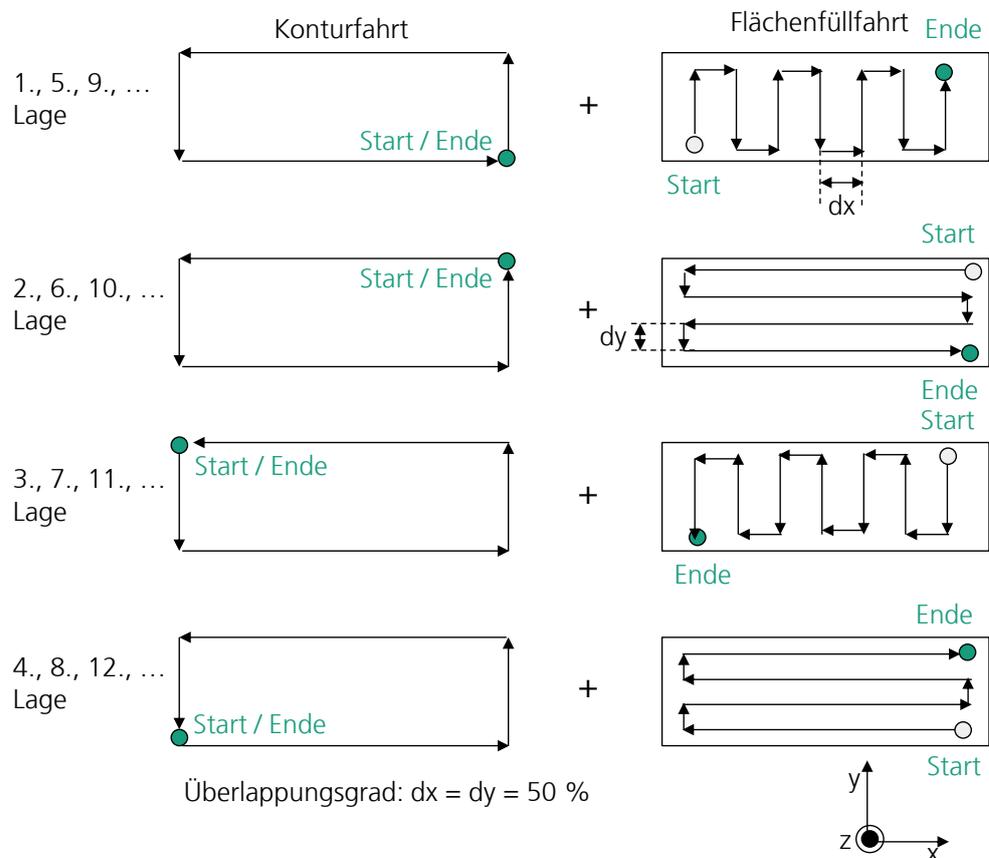
In mehreren Versuchsreihen werden Zugproben mit unterschiedlichen Verfahrensparametern auftraggeschweißt. Dabei werden Verfahrensparameter ausgewählt, die innerhalb und außerhalb der zuvor ermittelten Prozessfenster liegen. Auf diese Weise soll die Tauglichkeit der zuvor ermittelten Prozessfenster für die Entwicklung eines Fertigungsprozesses untersucht werden. Darüber hinaus wird die Tauglichkeit der Verfahrensparameter für den späteren Anwendungsfall (endkonturnahe Fertigung einer filigranen Schaufelkontur) berücksichtigt. Aus diesem Grund wird die Vorschubgeschwindigkeit bei der Herstellung von Zugproben auf $v_v = 3$ m/min beschränkt. Größere Vorschubgeschwindigkeiten sind auf Grund der limitierten Achsenbeschleunigung (4 m/s^2 laut Hersteller) und der kurzen Wegstrecken sowie der schnellen Richtungswechsel z.B. bei Meanderfahrten nicht sinnvoll. Meanderfahrten werden als Flächenfüllstrategie sowohl beim Aufbau von Quadern, aus denen Zugproben spanend hergestellt werden, als auch für die generative Fertigung der Schaufeln (im Bereich des Schaufelfußes) benötigt.

Verfahrensstrategie zum LA von Quadern für Zugproben:

Zur Herstellung der Zugproben werden zunächst Quader durch LA gefertigt. Die Bearbeitung der Zugproben erfolgt nach DIN 50125 - 4 x 20. Das Material wird dazu mittels Drahterodieren aus den Quadern entnommen. Prinzipiell müssen diese Quader daher nicht endkonturnah durch LA gefertigt werden. Dennoch werden zur Vermeidung von Verrundungen der Ecken beim LA der Quader in jeder Lage zunächst eine Konturfahrt und anschließend eine Flächenfüllfahrt durchgeführt. Materialanhäufungen werden vermieden, indem die Start- und Endpunkte bei der Konturfahrt und bei den Flächenfüllfahrten zwischen jeder Lage verändert werden. Zur Vermeidung von Anbindungsfehlern und zur Reduzierung der Porenbildung wird jede Lage mäanderförmig gefüllt. Die Spuren jeder Lage sind dabei um 90° zu den Spuren der vorherigen Lage orientiert. Der Überlappungsgrad der einzelnen Spuren wird auf 50 % eingestellt. Diese Aufbaustrategie zur Herstellung von Quadern aus IN 718 durch LA wird auch bei KEL06 beschrieben. Die Orientierung der Zugproben in den Qua-

dern erfolgt sowohl stehend (parallel zur Aufbaurichtung) wie auch liegend (orthogonal zur Aufbaurichtung). Ein Vergleich von stehend und liegend aufgebauten Proben bei ansonsten gleichen Verfahrensparametern wird durchgeführt (vgl. Versuchsreihen B und C in Bild 31). Die Verfahrensstrategie zum LA der Quader ist in Bild 30 dargestellt. Nach dem LA werden die Quader bei 732°C für 4 Stunden im Vakuum ausscheidungsgehärtet. Die Kühlung erfolgt kontrolliert im Ofen.

Bild 30: Schematische Darstellung der Verfahrensstrategie in Werkzeugbahnen [in Anlehnung an Kel06]



Verfahrensparameter:

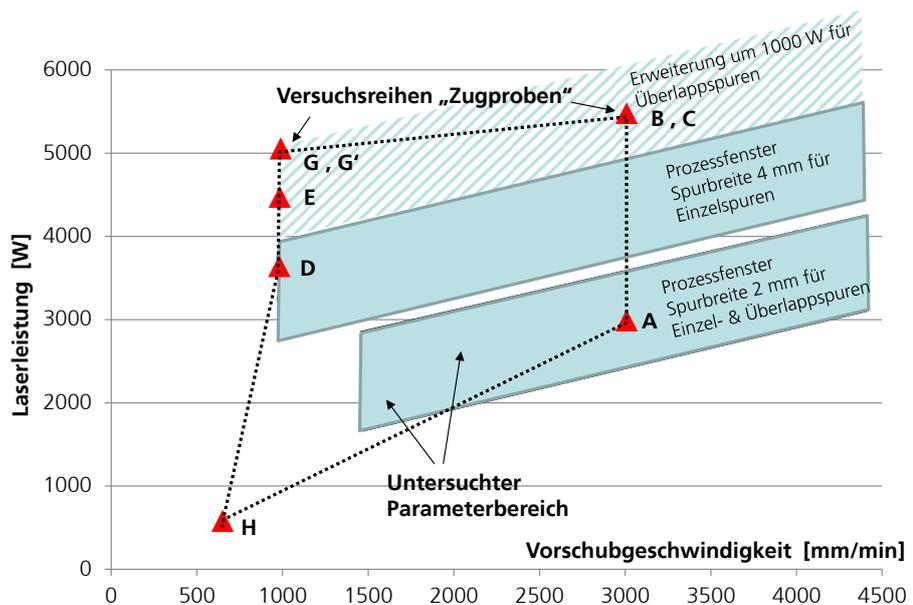
Die Verfahrensparameter, mit denen Quader für Zugproben gefertigt werden, sowie die erzielten Auftragsraten sind in Tabelle 10 dargestellt. Eine schematische Einordnung der Versuchsreihen in das zuvor entwickelte Beschichtungsdiagramm wird in Bild 31 gezeigt. Dabei wird lediglich der obere Teil des Beschichtungsdiagramms schematisch dargestellt. Das Prozessfenster für 4 mm breite Spuren wird um 1000 W vergrößert. Auf diese Weise können Anbindefehler im Überlappbereich der Spuren vermieden werden. Das ursprüngliche Prozessfenster wurde anhand von Einzelspuren ermittelt, wobei das Schweißen von Überlappspuren zunächst nicht berücksichtigt wurde. Bei 2 mm breiten Spuren werden Anbindefehler im Überlappbereich nicht beobachtet. Das Para-

meterfenster von den Einzelspuren wird daher unverändert übernommen. In der schematischen Darstellung in Bild 31 können die Versuchsreihen durch Linien miteinander verbunden werden. Auf diese Weise kann ein Parameterbereich aufgezeigt werden. Für diesen Parameterbereich wird im Folgenden (Abschnitt 7.1.2) das empirische Werkstoffmodell entwickelt.

Versuchsreihe	d_L [mm]	P_L [W]	v_V [mm/min]	\dot{m}_p [U/min] ; [g/min]	Aufbau- richtung	\dot{V}_{Ar} [mm ³ /s]
A	2	3000	3000	0,8 ; 29	liegend	49
B	4	5500	3000	1,8 ; 65	liegend	107
C	4	5500	3000	1,8 ; 65	stehend	107
D	4	3800	1000	0,9 ; 33	liegend	55
E	4	4500	1000	0,9 ; 33	liegend	55
G	4	5000	1000	0,7 ; 26	stehend	43
G'	4	5000	1000	0,7 ; 26	stehend, Hälfte Grund- werkstoff	43
H	1,3	650	650	k.A. ; 2	liegend	3,3

Tabelle 10: Einstellungen bzgl. Spurbreite, Laserleistung, Vorschubgeschwindigkeit und Pulvermassenstrom für die Versuchsreihen A bis E sowie für die Versuchsreihe G,G' und H

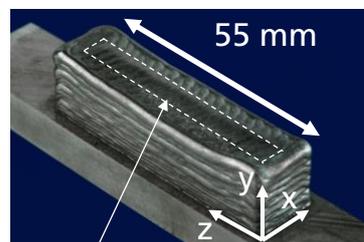
Bild 31: Schematische Darstellung zur Einordnung der Versuchsreihen (rote Dreiecke) in das Beschichtungsdiagramm



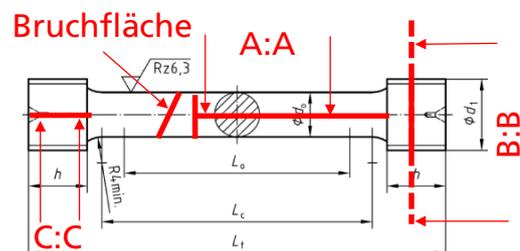
Vorgehensweise bei der Analyse:

Exemplarisch ist ein durch LA hergestellter Quader aus Versuchsreihe A in Bild 32 (links) dargestellt. Zur Untersuchung des auftragsgeschweißten Gefüges werden alle Zugproben an den in Bild 32 (rechts) eingezeichneten Positionen getrennt. Schliffe werden in Längsrichtung durch das Zugprobenvolumen (Position A:A in Bild 32) und durch die Gewindestücke (Position B:B und C:C in Bild 32) angefertigt. Nach dem Zugversuch ist das Gefüge im Gewindebereich der Zugproben weniger stark plastisch verformt als im Bereich der Prüflänge. Dieser Umstand kann bei der Auswertung von Porendurchmesser eine Rolle spielen. Bei der Präparation der Schliffe durch die Gewindestücke wird darauf geachtet, dass eine der beiden Schliffebenen (B:B oder C:C) senkrecht zur Aufbaurichtung orientiert ist. Das ist notwendig, damit in LM-Aufnahmen von geätzten Proben der primäre Dendritenarmabstand (DAS) vermessen werden kann. An allen Zugproben werden die Bruchflächen vor dem Präparieren der Schliffe abgetrennt, so dass die Bruchflächen im LM bzw. REM untersucht werden können. Zusätzlich wird die Legierungszusammensetzung vor und nach dem LA untersucht. Durch diese Untersuchung kann festgestellt werden, ob Legierungselemente während des LA Prozesses oxidieren („abbrennen“) und dann nicht mehr für die Bildung der festigkeitssteigernden Phasen zur Verfügung stehen.

Bild 32: Auftraggeschweißter Quader aus Versuchsreihe A (links); Schematische Darstellung einer Zugprobe mit markierten Positionen für die Gefügeuntersuchungen (rechts)



Entnahmeposition der Zugproben



Exemplarisch werden im Folgenden die durchgeführten Untersuchungen an Schliffbildern und an Materialproben (bei der Bestimmung der Legierungszusammensetzung) von Zugproben aus den drei Versuchsreihen H, A und G vorgestellt. Der Vergleich dieser drei Versuchsreihen ist aus folgendem Grund sinnvoll:

- Versuchsreihe H: Die erzielte Auftragrate ($\dot{V}_{Ar} = 3,3 \text{ mm}^3/\text{s}$) entspricht dem Stand der Technik.
- Versuchsreihe A: Die Parameter dieser Versuchsreihe entsprechen den Werten aus dem Prozessfenster für $d_L = 2 \text{ mm}$ bei $v_v = 3 \text{ m/min}$. Die Auftragrate beträgt $\dot{V}_{Ar} = 49 \text{ mm}^3/\text{s}$. Noch größere Vorschubgeschwindigkeiten eignen sich auf Grund der schnellen Richtungswechsel bei Meanderfahrten nicht zum Aufbau der Quader. Damit ist diese Parameterkombination auch für die endkonturnahe Fertigung von BLISK-Schaufeln geeignet.

- Versuchsreihe G: Die Proben dieser Versuchsreihe werden mit der Spurbreite $d_L = 4$ mm gefertigt. Die Parameter dieser Versuchsreihe entsprechen in den Beschichtungsdiagrammen einem Punkt oberhalb des Prozessfensters für die Spurbreite 4 mm. Der Einfluss von einer großen Laserleistung auf das Gefüge wird anhand dieser Versuchsreihe untersucht. Prinzipiell könnte mit einer 4 mm breiten Spur der Fuß einer BLISK-Schaufel geschweißt werden.

In Tabelle 11 sind die erzielten statischen mechanischen Eigenschaften von Proben der Versuchsreihen H, A und G gegenübergestellt. In den Versuchsreihen A und G werden große Auftraggraten erzielt (vgl. rechte Spalte Tabelle 11), die ermittelten statischen Festigkeitswerte sind jedoch kleiner als die Festigkeitswerte von Versuchsreihe H. Zur Klärung, warum Proben, die mit großen Auftraggraten hergestellt werden, kleinere Festigkeitswerte erzielen, werden die Zugproben im Folgenden metallographisch untersucht.

Probenname	Referenz [SMC07]	Z3 bis Z5 [Kelbassa 2006]	TU-LC-01 bis 12	TU-LC-87 bis 99
Versuchsreihe		H	A	G
Rm [Mpa] bei 20°C	ca. 1240	1332,4 (+9,3/-5,9)	1211,1 (+14,8/-24,8)	1211,8 (+24,2/-23,8)
Rm [Mpa] bei 650°C	ca. 965	1087,8 (+15,7/-10,1)	989,2 (+22,1/-12,4)	989,2 (+10,24/-11,8)
Rp0.2 [MPa] bei 20°C	ca. 1034	1155,3 (+3,9/-3,4)	998,8 (+18,5/-23,4)	991,2 (+41,2/-16,2)
Rp0.2 [MPa] bei 650°C	ca. 860	962,3 (+31,1/-25)	800,6 (+6,4/-6,1)	834,2 (+13,63/-10,55)
A5 [%] bei 20°C	ca. 10	15,4 (+2,3/-1,8)	20,1 (+5,3/-10,7)	17,85 (+5,95/-3,95)
A5 [%] bei 650°C	ca. 10	10,8 (+0,9/-1,2)	21,3 (+5,7/-4,64)	19,16 (+3,1/-5,86)
Z [%] bei 20°C	ca. 12	k.A.	27,9 (+7,46/-14,76)	k.A.
Z [%] bei 650°C	ca. 12	k.A.	30,7 (+5,78/-13,01)	k.A.

Tabelle 11: Statische mechanische Eigenschaften von IN 718 laut Hersteller (Referenz) und die an auftraggeschweißten Zugproben ermittelten Werte

7.1.1.1 Legierungszusammensetzung vor und nach dem Laserauftragschweißen

Zur Untersuchung des auftraggeschweißten Materials auf Kontamination mit atmosphärischen Elementen wird eine Elementanalyse an einem Reststück aus einer Zugprobe und an dem zum LA verwendeten und an der Atmosphäre in Kunststoffbehältern gelagerten pulverförmigen Zusatzwerkstoff IN 718 durchgeführt. Durch diese Analyse kann festgestellt werden, ob Elemente, die für die Bildung der γ' -Phasen notwendig sind (z.B. Nb, Al, Ti), im LA-Prozess oxidieren. Zur Analyse wird ein Reststück aus einer Zugprobe aus Versuchsreihe G verwendet. In dieser Versuchsreihe kommt eine große Laserleistung ($P_L = 5$ kW) zum Einsatz. Die Oberfläche von auftraggeschweißten Quadern weisen teilweise blau-graue Verfärbungen auf, die auf eine Oxidation schließen lassen. Daher ist auch die Wahrscheinlichkeit einer Kontamination bei dieser Versuchsreihe

he groß. Die Ergebnisse der Messungen sind in Tabelle 12 dargestellt. Gegenüber dem Ausgangsmaterial werden im auftraggeschweißten Material kleinere Gehalte der Elemente Al, N, C und O festgestellt. Die Veränderungen sind jedoch nicht kritisch, da die Gehalte der Legierungselemente im auftraggeschweißten Material innerhalb der Spezifikation liegen. Die spezifizierten Minimalgehalte und Maximalgehalte sind ebenfalls in Tabelle 12 aufgeführt [SMC07]. Im Rahmen der Messgenauigkeit können für alle anderen Elemente keine Veränderungen festgestellt werden. Der Grund für die Abnahme der Elemente N, C und O wird im Rahmen dieser Untersuchung nicht geklärt.

Elemente	Analyse des Pulver [Mass.-%]	Analyse des LA Gefüges [Mass.-%]	Spezifikation* [Mass.-%]	Änderung durch LA
Ni	55,10 ± 5,51	54,40 ± 5,44	50,0-55,0	Keine Änderung
Cr	16,90 ± 1,69	18,00 ± 1,80	17,0-21,0	Keine Änderung
Fe	17,40 ± 1,74	18,40 ± 1,84	Rest	Keine Änderung
Nb	5,95 ± 0,60	5,43 ± 0,54	4,75-5,50	Keine Änderung
Mo	3,05 ± 0,31	2,96 ± 0,30	2,8-3,3	Keine Änderung
Ti	0,97 ± 0,03	1,01 ± 0,10	0,65-1,15	Keine Änderung
Al	0,56 ± 0,02	0,50 ± 0,02	0,2-0,8	Verkleinerung nach LA
Co	0,51 ± 0,02	0,49 ± 0,02	≤ 1,0	Keine Änderung
N	0,0048 ± 0,0007	0,0036 ± 0,0002	k.A.	Verkleinerung nach LA
C	0,0223 ± 0,0015	0,0149 ± 0,0019	≤ 0,08	Verkleinerung nach LA
O	0,0120 ± 0,0004	0,0109 ± 0,0006	k.A.	Verkleinerung nach LA

Tabelle 12: Gegenüberstellung der Legierungszusammensetzung des Eingangspulvers und des auftraggeschweißten Materials aus Versuchsreihe G in Mass.-% [Wie12]

Fazit:

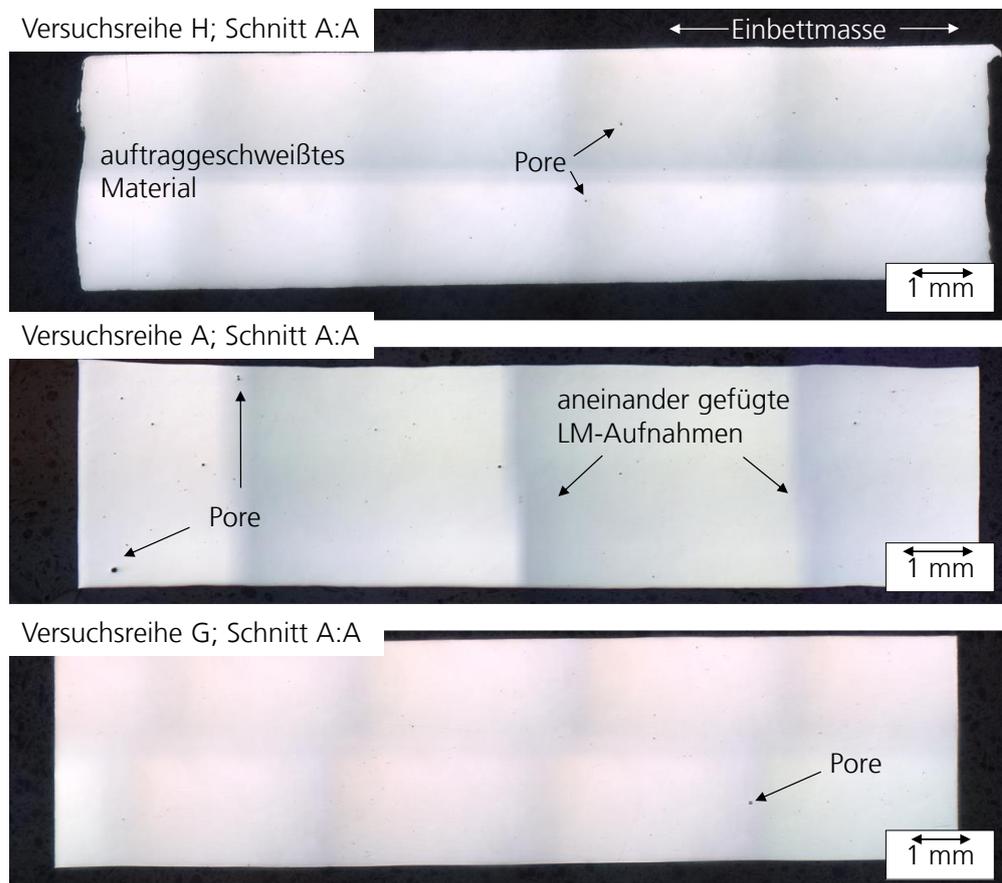
Zwar kann eine geringfügige Veränderung der Legierungszusammensetzung aufgezeigt werden, das auftraggeschweißte Material entspricht aber nach wie vor den Spezifikationen. Eine signifikante Veränderung der Legierungszusammensetzung durch Kontamination mit atmosphärischen Elementen („Abbrand von Elementen“) während des LA Prozesses, die zu einer Herabsetzung der mechanischen Festigkeit des Materials führen könnte, liegt nicht vor. Folglich muss ein anderer Grund für die kleinere Zugfestigkeit von Zugproben, die mit großen Auftragstraten hergestellt werden, vorliegen.

7.1.1.2 Analyse der Porosität

Durch diese Analyse soll festgestellt werden, ob die unterschiedlich große Zugfestigkeit auf eine unterschiedlich große Porosität im Material zurückgeführt werden kann. Eine große Porosität im Material kann als Abnahme des tragenden Querschnitts verstanden werden, zudem wird durch Poren die Einschnürung behindert und die Duktilität verschlechtert sich. Nach [Ber08] geht von Po-

ren eine Kerbwirkung im Gefüge aus, die eine lokale Spannungserhöhung und mehrachsige Spannungszustände bedingen. Zur Analyse der Porosität werden LM-Aufnahmen von polierten Schliffen untersucht. Dazu werden von den Zugproben Schliffe an der Position A:A (vgl. Bild 32) angefertigt. Poren erscheinen in LM-Aufnahmen von polierten Proben dunkler und können von der Auswertesoftware automatisch erkannt und vermessen werden. Porenflächen sowie der Porendurchmesser von Poren in der Schliffebene können auf diese Weise bestimmt werden. In Bild 33 sind exemplarisch LM-Aufnahmen von Querschliffen aus den Versuchsreihen H, A und G dargestellt. Zwar können in allen LM-Aufnahmen vereinzelt Poren ermittelt werden, ein signifikanter Unterschied zwischen den Querschliffen aus den Versuchsreihen ist jedoch zunächst nicht eindeutig nachweisbar.

Bild 33: LM-Aufnahme von polierten Schliffen durch Zugproben; Versuchsreihe H (oben); Versuchsreihe A (Mitte); Versuchsreihe G (unten)



Als Porosität wird das Verhältnis von Porenfläche (aufsummiert) zur gesamten Querschnittsfläche definiert (7.7).

7.7: Formel zur Berechnung der Porosität

$$Porosität_i = \frac{\sum Porenflächen}{Gesamtfläche_{Schliff}}$$

Zur Absicherung des Ergebnisses werden von allen Zugproben aus den Versuchsreihen Querschliffe angefertigt und die mittlere Porosität einer Versuchsreihe wird nach **7.8** berechnet.

7.8: Formel zur Berechnung der mittleren Porosität

$$mittlere\ Porosität = \frac{\sum_{i=1}^n Porosität_i}{n}$$

mit n = Anzahl der untersuchten Querschliffe in einer Versuchsreihe

Die auf diese Weise ermittelte mittlere Porosität beträgt für alle Versuchsreihen weniger als 0,1 % (vgl. Tabelle 13). Ein Unterschied der Zugfestigkeit lässt sich damit nicht begründen. Die Vermutung liegt daher nahe, dass weniger die mittlere Porosität, sondern vielmehr einzelne, überdurchschnittlich große, Fehlstellen im Gefüge festigkeitsrelevant sind. Eine einzelne, sehr große Pore im Gefüge wird bei der Berechnung der mittleren Porosität nach **7.7** und **7.8** wie viele sehr kleine Poren berücksichtigt. Die Kerbwirkung und die damit einhergehende Verkleinerung der Zugfestigkeit ist jedoch bei einer großen Pore kritischer. Daher werden im Folgenden auch die Porengrößen untersucht.

Versuchsreihe	H	A	G
d_L [mm]	1,3	2,0	4,0
P_L [W]	650	3000	5000
V_V [mm/min]	500	3000	1000
Mittlere Porosität [%]	0,045	0,057	0,021

Tabelle 13: Tabellarische Darstellung von Verfahrensparametern für die Versuchsreihen H,A, und G und die mittlere Porosität

Da Poren nicht perfekt rund sind, können unterschiedliche Werte für einen Durchmesser ermittelt werden, je nachdem, wie die entsprechende Pore vermessen wird. Zur Vermeidung derartiger Messfehler wird im Rahmen dieser Arbeit der größtmögliche Porendurchmesser (auch Feret-Durchmesser oder MaxFeret) angegeben. MaxFeret Werte können durch automatisierte Auswertung von LM-Aufnahmen ermittelt werden. Im Histogramm in Bild 34 ist dargestellt, dass in Versuchsreihe H und G Poren mit einem Durchmesser $\leq 19 \mu\text{m}$ am häufigsten gemessen werden. In Versuchsreihe A werden Poren mit einem Durchmesser zwischen $20 \mu\text{m}$ und $39 \mu\text{m}$ am häufigsten gemessen. Poren, die in Versuchsreihe A gemessen werden, sind also tendenziell größer als die Poren der Versuchsreihen H und G. In Versuchsreihe A werden darüber hinaus über-

durchschnittlich große Poren (MaxFeret $\geq 90 \mu\text{m}$) beobachtet. Der Anteil (Häufigkeit) dieser großen Poren beträgt ca. 7 %.

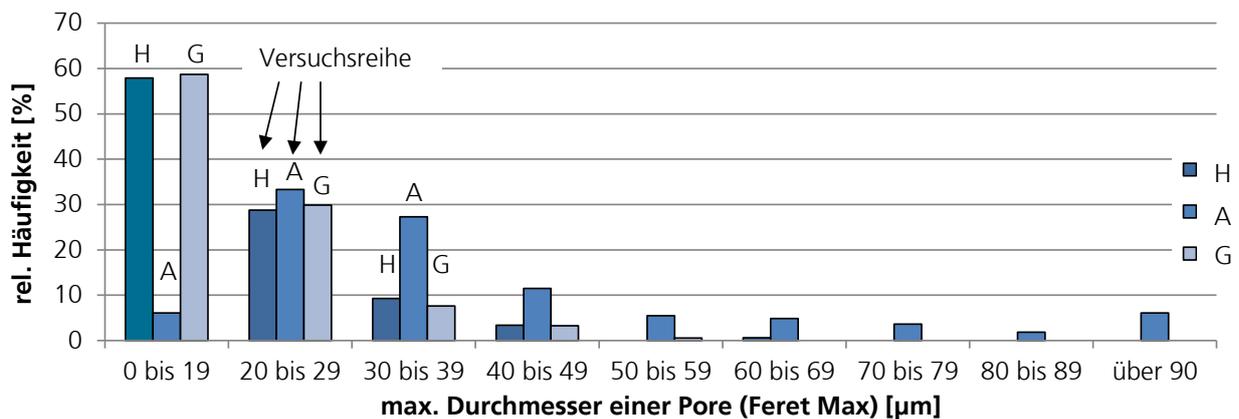


Bild 34: Histogrammdarstellung der Häufigkeit in Prozent über den Porendurchmessern für die Versuchsreihen H, A und G [Wie12]

Fazit:

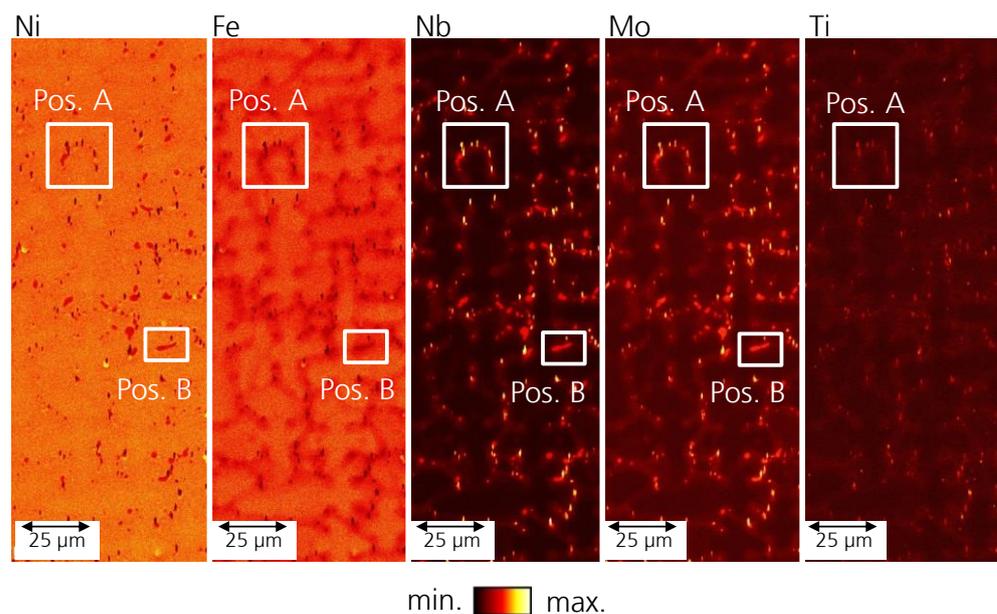
Für Versuchsreihe A kann gezeigt werden, dass die Durchmesser der Poren tendenziell größer sind, als in Versuchsreihe H womit die kleinere Festigkeit der Versuchsreihe A erklärt werden kann. In Versuchsreihe G werden jedoch ausschließlich kleine Poren gemessen, die mittlere Porosität ist ebenfalls klein und dennoch ist die Zugfestigkeit kleiner als in Versuchsreihe H. Folglich müssen weitere Gründe vorliegen, die in auftragsgeschweißtem IN 718 zu einer Herabsetzung der Festigkeit führen.

7.1.1.3 Analyse der Segregationen und Phasen

Eine homogene Verteilung aller Legierungselemente im Gefüge ist die Voraussetzung dafür, dass die festigkeitssteigernden Phasen wie die γ' -Phase fein verteilt im Gefüge vorliegen kann [Bür11]. Aus diesem Grund wird der Werkstoff IN 718 häufig in pulvermetallurgischen Prozessen verarbeitet. Im Falle von Gussteilen werden mehrstufige Wärmebehandlungen durchgeführt, die auch ein Homogenisierungsglühen bei Temperaturen größer als 1080°C mit einschließen [Zha08, SMC07]. Mit dem auftragsgeschweißten Material wird hingegen nur eine einstufige Wärmebehandlung durchgeführt. Ziel dieser einstufigen Wärmebehandlung ist die Ausscheidung der γ' -Phase und eine damit einhergehende Vergrößerung der Festigkeit des Materials. Diese Wärmebehandlung kann aber nur dann zu den gewünschten Ergebnissen führen, wenn im Ausgangsgefüge ein lösungsgeglühter Zustand mit einer homogenen Verteilung der Legierungselemente vorliegt. Ist dies z.B. durch eine Entmischung (sog. Segregation) während des Verarbeitungsprozesses nicht der Fall, so kann die γ' -Phase nicht in ausreichendem Maß in allen Bereichen des Gefüges ausgeschieden werden. Zusätzlich können in Bereichen, in denen Segregationen vorliegen,

unerwünschte Phasen gebildet werden, die die Festigkeit des Materials herabsetzen [Sel05, Bür11, Zha08]. Zur Überprüfung, ob im auftraggeschweißten Material eine derartige Entmischung der Legierungselemente vorliegt, wird eine flächige EDX-Untersuchung (EDX-Mapping) an einer Probe aus Versuchsreihe G durchgeführt [Wit11c]. Die Untersuchung einer Probe aus Versuchsreihe G bietet sich an, da aufgrund der großen eingesetzten Laserleistung und des großen Strahldurchmesser hier eine tendenziell kleinere Abkühlgeschwindigkeit im Schmelzbad erreicht wird, als in den anderen Versuchsreihen. Eine Entmischung kann somit an Proben aus Versuchsreihe G am ehesten nachgewiesen werden. Das Ergebnis der EDX-Untersuchung ist in Bild 35 dargestellt. Die lokalen Unterschiede der Konzentration werden als Farbkontraste hervorgehoben. Jedes Teilbild stellt den gleichen Gefügeausschnitt dar. Exemplarisch sind zwei Bereiche (Pos. A und Pos. B) durch ein Rechteck in allen Aufnahmen markiert. In diesen Bereichen wird eine Anreicherung der Elemente Nb, Mo und Ti festgestellt. In den gleichen Bereichen wird eine Verarmung an Ni, Cr und Fe nachgewiesen.

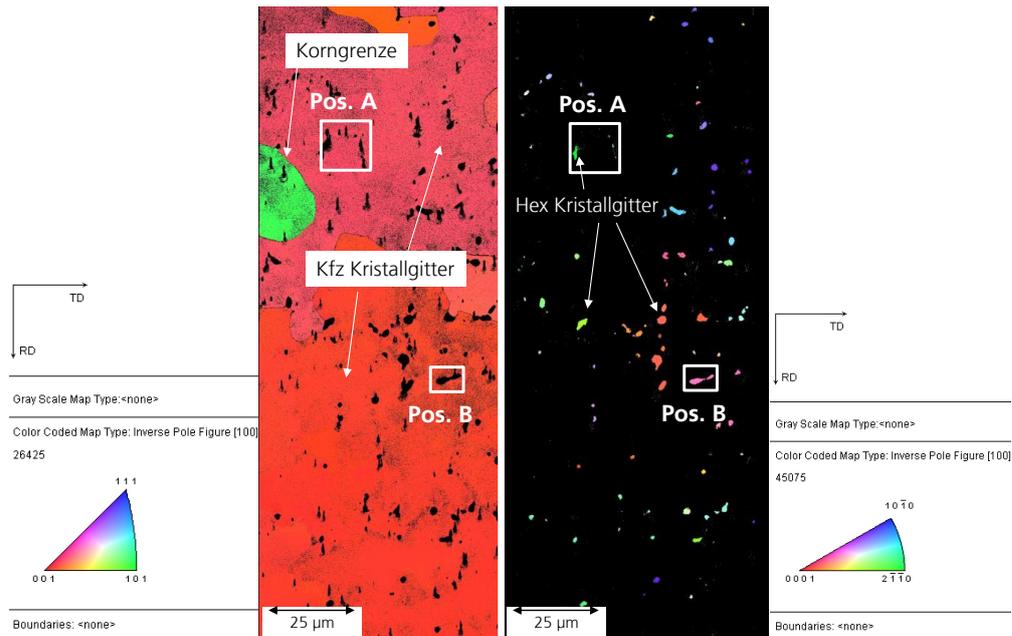
Bild 35: Ergebnisdarstellung eines EDX-Mappings zur Untersuchung der Elementverteilung; die Verteilung der Elemente Ni, Fe, Nb, Mo und Ti wird dargestellt [Wit11c, Wie12]



Zur Bestimmung der Kristallstruktur der im Gefüge vorhandenen Phasen wird eine EBSD-Untersuchung (engl.: Electron BackScatter Diffraction) durchgeführt. Dabei wird der gleiche Gefügebereich betrachtet, wie bei der EDX-Untersuchung (engl.: Energy-Dispersive X-ray spectroscopy) aus Bild 35. Das Ergebnis der Phasenuntersuchung ist in Bild 36 dargestellt. Die beiden Positionen Pos. A und Pos. B sind in Bild 36 ebenfalls markiert. Die Matrix ist kubisch flächenzentriert. Eine hexagonale Gitterstruktur kann an den Ausscheidungen nachgewiesen werden. Von Fe- und Nb-reichen Legierungen ist bekannt, dass sich Laves-Phasen im Gefüge bilden können, die eine hexagonale Gitterstruktur aufweisen [Bür11]. Laves-Phasen scheiden sich darüber hinaus nadel- oder platt-

tenförmig im Gefüge aus. Da die Morphologie der Ausscheidungen in den EDX- und EBSD-Flächenuntersuchungen (Bild 34 und Bild 35) nicht hoch genug aufgelöst werden kann, wird eine REM-Untersuchung mit größeren Auflösungen durchgeführt.

Bild 36: Darstellung der Phasenverteilung an einem Gefügeausschnitt aus einer Zugprobe aus Versuchsreihe G, kfz Bereich (links) und hex Bereiche (rechts) werden in Abhängigkeit der Kristallorientierung zur Probenoberfläche in verschiedenen Farben dargestellt



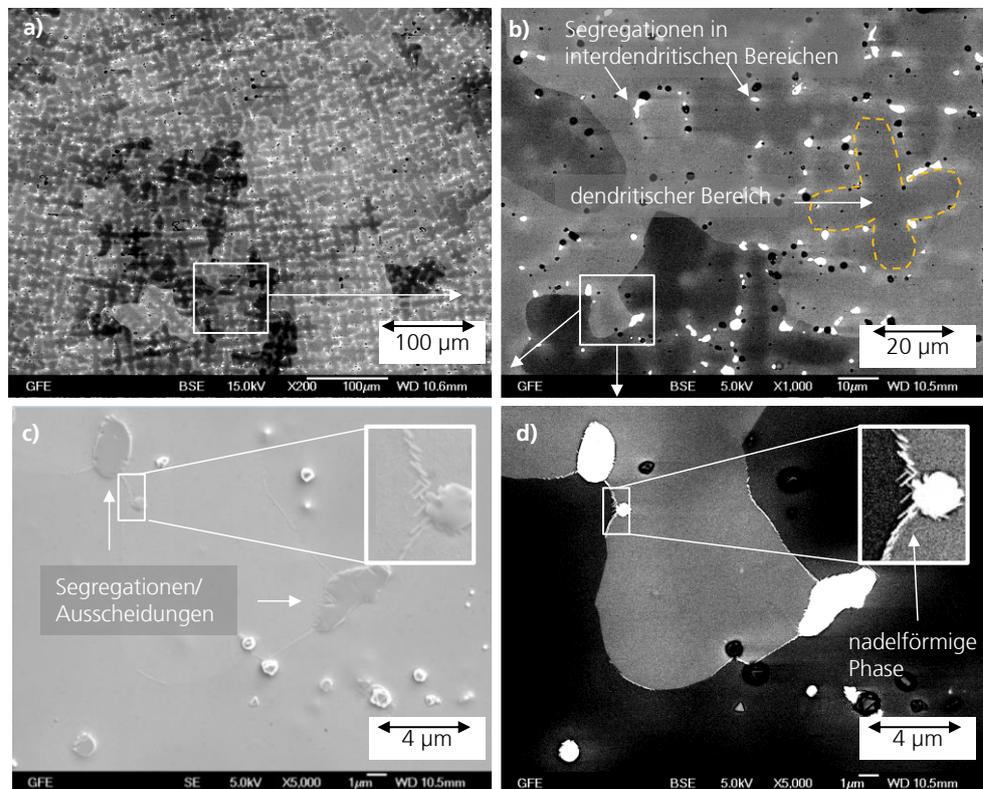
In Bild 37 sind REM-Aufnahmen des Gefüges dargestellt. Die Nb-reichen Ausscheidungen erscheinen in den BSE-Aufnahmen (engl: BackScattered Electrons) in Bild 37 a, b und d als hellere Bereiche. Dichteunterschiede werden in diesen Bildern als Helligkeitskontraste dargestellt. Eine Anreicherung von dichteren Elementen in den interdendritischen Bereichen kann festgestellt werden. Dendritische Bereiche erscheinen in den Aufnahmen als Kreuze. In Bild 37 e ist ein dendritischer Bereich markiert. In Bild 37 c und d sind nadelförmige Ausscheidungen an den Korngrenzen dargestellt. In der Sekundärelektronen-Aufnahme (SE-Aufnahme) in Bild 37 c sind die Helligkeitskontraste zwischen den Ausscheidungen und der Matrix nicht so stark ausgeprägt. Allerdings kann auch hier die nadelförmige Morphologie der Ausscheidungen an den Korngrenzen nachgewiesen werden. Diese nadel- bzw. plattenförmige Morphologie ist typisch für Laves-Phasen [Bür11]. Die chemische Zusammensetzung dieser Phasen kann aus den EDX-Flächenuntersuchungen nicht exakt bestimmt werden, lediglich wurde bisher eine Anreicherung der Elemente Nb, Mo, und Ti gezeigt (vgl. Bild 35). Zur genaueren Bestimmung der chemischen Zusammensetzung werden daher EDX-Punktmessungen an den Ausscheidungen durchgeführt.

Bild 37: REM-Aufnahme von einer Zugprobe aus Versuchsreihe G;

a) und b) BSE-Aufnahme des dendritischen Gefüges [Wie12]

c) SE-Aufnahme [Wie12]

d) BSE-Aufnahme des in b) markierten Bereiches [Wit11c]

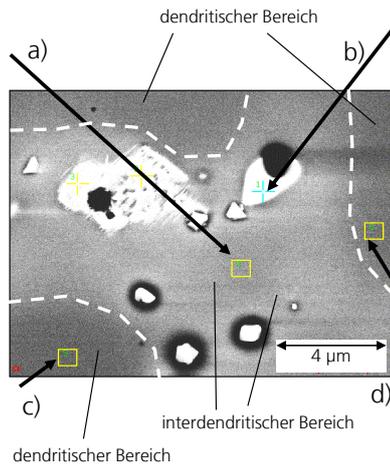


EDX-Punktmessungen werden an den Ausscheidungen und in den Bereichen neben den Ausscheidungen durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Bild 38 dargestellt. In den interdendritischen Bereichen wird ein Nb-Gehalt von ca. 7 Mass. % ermittelt (Bild 38 a) und an den Ausscheidungen ein Nb-Gehalt von ca. 29 Mass.-% (Bild 38 b). An den Ausscheidungen wird zudem das stöchiometrische Verhältnis von Ni:Nb = 2:1 ermittelt. Dieses Verhältnis ist typisch für Laves-Phasen des Typs A_2B [Bür11]. In den dendritischen Bereichen werden Nb-Gehalte zwischen 2,44 Mass.-% (Bild 38 d) und 2,75 Mass.-% (Bild 38 c) gemessen. Das entspricht einer Verarmung an Nb in diesen Bereichen, denn der nominelle Nb-Gehalt in der Legierung IN 718 beträgt 4,75-5,50 Mass. % [SMC07]. Ein ähnliches Entmischungsverhalten, wenn auch nicht so stark ausgeprägt, kann für das Element Mo festgestellt werden. Nach [Bür11] ist bekannt, dass beide Elemente niedrigschmelzende Phasen bilden können und während des Erstarrungsprozesses seigern. Seigerungen dieser beiden Elemente in den interdendritischen Bereichen führen dazu, dass diese Elemente nicht mehr für die Bildung der festigkeitssteigernden γ' -Phase zur Verfügung stehen.

Bild 38: Darstellung der Ergebnisse einer EDX Untersuchung an vier Positionen im Gefüge; a) Interdendritischer Bereich, b) Ausscheidung im interdendritischen Bereich, c) Dendrit, d) Dendrit [Wie12].

Element	W _t %	A _t %
Al	00,56	01,21
Nb	06,66	04,20
Mo	04,20	02,57
Ti	01,70	02,08
Cr	17,49	19,73
Fe	16,79	17,64
Ni	52,61	52,56

Element	W _t %	A _t %
Al	00,49	01,04
Nb	02,75	01,70
Mo	03,00	01,80
Ti	00,86	01,03
Cr	18,45	20,42
Fe	19,93	20,54
Ni	54,54	53,47



Element	W _t %	A _t %
Al	00,46	01,13
Nb	29,14	20,72
Mo	08,69	05,99
Ti	01,11	01,53
Cr	11,94	15,17
Fe	12,21	14,44
Ni	36,45	41,03

Element	W _t %	A _t %
Al	00,87	01,85
Nb	02,44	01,51
Mo	02,97	01,77
Ti	00,81	00,97
Cr	18,59	20,46
Fe	19,93	20,43
Ni	54,39	53,02

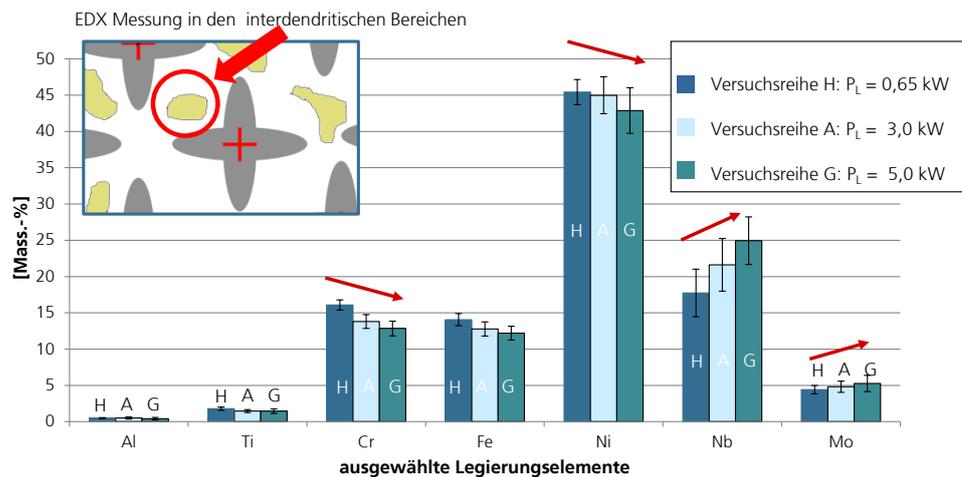
Auf Grundlage der dargestellten Ergebnisse kann geschlossen werden, dass Seigerungen im Gefüge der Legierung IN 718 nach der Verarbeitung durch LA auftreten. Zur Überprüfung, ob in Abhängigkeit der Verfahrensparameter das Seigerungsverhalten unterschiedlich stark ausgeprägt ist, wird die zuvor beschriebene EDX-Messung an Schliffrufen von Zugproben aus den Versuchsreihe H, A und G durchgeführt und miteinander verglichen. Untersucht wird jeweils die lokale Zusammensetzung (in Mass.-%) in den interdendritischen und in den dendritischen Bereichen. Die Werte, die in den interdendritischen Bereichen ermittelt werden, sind in Bild 39 dargestellt. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichung der Messwerte an. Für die Versuchsreihe H, A und G werden unterschiedlich große Konzentrationen ermittelt. Bei Verwendung großer Laserleistungen (Versuchsreihe A und G) werden tendenziell größere Konzentrationen von Nb und Mo gemessen. Gleichzeitig werden kleinere Konzentrationen der Elemente Cr, Fe und Ni gemessen. Die Tendenzen sind durch Pfeile über den Histogrammbalken in Bild 39 hervorgehoben. Ein Ansatz zur Erklärung hierfür ist, dass für die Erstarrungsgeschwindigkeit (V) aus dem Schmelzbad Folgendes gilt:

$$V_{\text{Versuchsreihe G}} < V_{\text{Versuchsreihe A}} < V_{\text{Versuchsreihe H}}$$

Dieser Zusammenhang wird im folgenden Abschnitt durch Analyse der Dendritenarmabstände nachgewiesen. Ist die Erstarrungsgeschwindigkeit klein, so bleibt mehr Zeit für Legierungselemente Ausscheidungen zu bilden [Bür11]. Be-

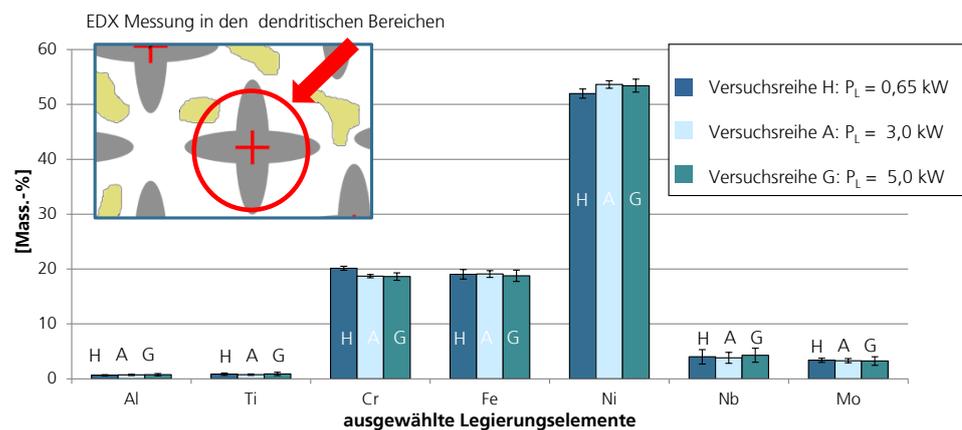
reiche, die erst spät (bei niedrigeren Temperaturen) erstarren, können stark unterschiedliche Konzentrationen aufweisen. Im auftraggeschweißten IN 718 sind das die interdendritischen Bereiche (Bild 29).

Bild 39: Darstellung der lokalen Konzentration in Mass.-% für die Versuchsreihen H, A und G; die entsprechenden EDX-Punktmessungen wurden in den **interdendritischen** Bereichen durchgeführt [Wie12]



Die Bereiche, die als erstes aus der Schmelze erstarren (das sind die Dendriten) sollen dieser Theorie zu Folge annähernd gleiche Konzentrationen aufweisen. Die Ergebnisse der Messung, die in den dendritischen Bereichen durchgeführt werden, sind in Bild 40 dargestellt. Ein Unterschied zwischen den Versuchsreihen kann hier nicht nachgewiesen werden.

Bild 40: Darstellung der lokalen Konzentration in Mass.-% für die Versuchsreihen H, A und G; die entsprechenden EDX-Punktmessungen wurden in den **dendritischen** Bereichen durchgeführt [Wie12]



Fazit:

Beim LA von IN 718 werden Ausscheidungen im Gefüge gebildet. Je kleiner die Erstarrungsgeschwindigkeit ist, desto größer sind diese Ausscheidungen im Gefüge. An den Ausscheidungen werden Nb-Konzentrationen bis zu 29 Mass.% gemessen. Ab Nb-Gehalten von 19 Mass.% ist die Bildung von Laves-Phasen

sehr wahrscheinlich [Kno89]. Diese Phasen scheiden sich nadel- und plattenförmig im Gefüge aus und reduzieren die Festigkeit des Materials [Kno89]. Die durchgeführte Wärmebehandlung reicht nicht aus, um ein lösungsgeglühtes Gefüge einzustellen, in dem alle Legierungselemente homogen verteilt vorliegen. Für den Anwendungsfall von LA in der generativen Fertigung bedeutet das:

- Für große Auftragraten eignen sich kleine Spurbreiten und große Vorschubgeschwindigkeiten auf Grund der großen zu erwartenden Erstarrungsgeschwindigkeiten eher, als große Spurbreiten bei kleineren Vorschubgeschwindigkeiten.
- Ein Zusammenhang zwischen großen lokalen Gehalten von Nb-reichen Phasen und kleiner Zugfestigkeit des Materials (vgl. Versuchsreihe G) wird gezeigt.
- Eine auf das LA Gefüge abgestimmte Wärmebehandlung muss entwickelt werden, durch die Ausscheidungen im Gefüge aufgelöst werden können.

7.1.1.4 Analyse des primären Dendritenarmabstands

Die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze im LA-Prozess ist ein Maß dafür, wie schnell das Gefüge erstarrt und wie viel Zeit für Diffusionsprozesse verbleibt. Bei kleinen Abkühlgeschwindigkeiten können Diffusionsprozesse länger ablaufen, auf diese Weise können sich Ausscheidungen im Gefüge bilden. Ebenso ist das Zeitintervall, in dem Dendriten aus der Schmelze heraus wachsen können, länger und der Abstand der Dendriten zueinander (engl.: Dendrite Arm Spacing, DAS) wird größer [Zhe08]. Ein typischer Wert für laserauftraggeschweißtes IN 718 ist ein DAS von ca. 5 μm [Zha08]. In diesem Abschnitt wird untersucht, ob der Dendritenarmabstand reproduzierbar gemessen werden kann. Das Ziel dieser Untersuchung ist, Zugproben, die mit unterschiedlichen Verfahrensparametern auftraggeschweißt werden, unterschiedlich große DAS-Werte zuzuweisen. Wenn das möglich ist, dann kann der DAS-Wert als Bewertungskriterium für das auftraggeschweißte Gefüge in ein empirisches Werkstoffmodell integriert werden. Zur Überprüfung wird der DAS anhand von LM-Aufnahmen von geätzten Schliffen ermittelt. Die Positionen der Schliffe sind in Bild 32 (rechts) mit B:B und C:C gekennzeichnet. Bei der Präparation der Schliffe wird darauf geachtet, dass die Schliffebenen senkrecht zur Wachstumsrichtung der Dendriten orientiert sind. In diesem Fall erscheinen die Dendriten nach dem Ätzen der Schliffe in LM-Aufnahmen als helle Kreuze, die interdendritischen Bereiche werden stärker geätzt und erscheinen in den Aufnahmen dunkel. Zur Bestimmung des DAS werden innerhalb der LM-Aufnahme Teilflächen (engl.: Region of Interest, ROI) definiert. Anschließend werden die Dendriten, die sich innerhalb einer ROI befinden, ausgezählt. Dazu werden die LM-Aufnahmen in eine Bildauswertesoftware geladen und jeder Dendrit wird ma-

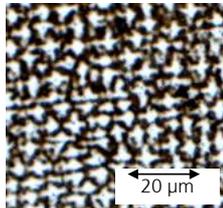
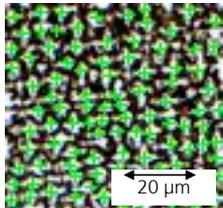
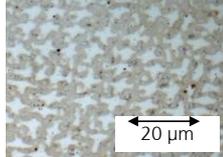
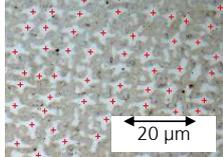
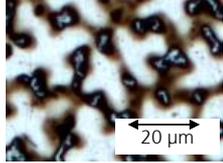
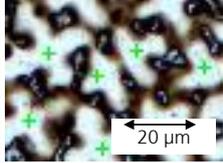
nuell per Mausklick markiert. Wenn alle Dendriten innerhalb einer ROI markiert sind, wird der DAS mit dem empirischen Ansatz (7.9) berechnet.

7.9

$$DAS = \sqrt{\frac{ROI[\mu m^2]}{ANZAHL\ DENDRITEN}}$$

Um das Ergebnis statistisch abzusichern, werden von jeder Zugprobe drei ROI untersucht und ein Mittelwert wird berechnet. Anschließend wird der DAS-Wert für jede Versuchsreihe als arithmetisches Mittel berechnet. In Bild 41 sind für die Versuchsreihen H, A und G exemplarisch LM-Aufnahmen von Gefügebereichen (ROI) mit und ohne Markierung der Dendriten sowie die ermittelten Werte für den DAS dargestellt. Der größte DAS-Wert ($21,20 \pm 1,85 \mu m$) wird für die Versuchsreihe G und der kleinste DAS-Wert ($5,90 \pm 0,24 \mu m$) wird für die Versuchsreihe H ermittelt. Die Mittelwerte mit Angabe der Standardabweichungen sind in Bild 41 (rechte Spalte) dargestellt.

Bild 41: LM-Aufnahme von geätzten Querschliffen aus Versuchsreihe H, A und G; der DAS und die entsprechende Standardabweichung ist angegeben [Wie12]

	Untersuchter Gefüge Bereich, ROI (Beispiel)	Markierte Dendriten im ROI (Beispiel)	Ermittelte Werte für diese Zugprobe	Ermittelter DAS für die Versuchsreihe
Versuchsreihe H $P_L = 0,65 \text{ kW}$ $d_L = 1,3 \text{ mm}$ $v_y = 0,5 \text{ m/min}$			$ROI = 3434,19 \mu m^2$ Anzahl der markierten Dendriten = 101 $DAS = 5,83 \mu m$	$5,9 \pm 0,24 \mu m$
Versuchsreihe A $P_L = 3 \text{ kW}$ $d_L = 2 \text{ mm}$ $v_y = 3 \text{ m/min}$			$ROI = 2724,08 \mu m^2$ Anzahl der markierten Dendriten = 56 $DAS = 6,97 \mu m$	$7,03 \pm 0,49 \mu m$
Versuchsreihe G $P_L = 5 \text{ kW}$ $d_L = 4 \text{ mm}$ $v_y = 1 \text{ m/min}$			$ROI = 2716,25 \mu m^2$ Anzahl der markierten Dendriten = 6 $DAS = 19,75 \mu m$	$21,2 \pm 1,85 \mu m$

Fazit:

- An LM-Aufnahmen von geätzten Schliffen kann der DAS auf reproduzierbare Weise ermittelt werden. Die DAS-Werte, die für die Versuchsreihen bestimmt werden, sind zudem signifikant unterschiedlich. Eine Bewertung (Charakterisierung) von auftragsgeschweißtem IN 718 anhand des DAS ist daher möglich.

- Für das auftraggeschweißte Material gilt folgender Zusammenhang:
Ausscheidungen im Gefüge ↑ dann auch DAS ↑ bzw.
Ausscheidungen im Gefüge ↓ dann auch DAS ↓

7.1.2 Entwicklung eines empirischen Werkstoffmodells zur Abschätzung der Zugfestigkeit

In Abhängigkeit von den eingesetzten Verfahrensparametern werden im auftraggeschweißten Gefüge unterschiedlich viele und auch unterschiedlich große Poren ermittelt. Der DAS ist ebenfalls abhängig von den eingesetzten Verfahrensparametern. Aus den in Abschnitt 7.1.1 dargestellten Ergebnissen wird folgende, vereinfachte Schlussfolgerung gezogen:

- Zugfestigkeit = abhängig von: DAS, Porosität
- DAS, Porosität = abhängig von: Verfahrensparameter

Mit Hilfe eines Werkstoffmodells soll der Zusammenhang zwischen der Zugfestigkeit und dem DAS sowie der Porosität dargestellt werden. Ziel ist es, eine reproduzierbare Methodik zu entwickeln, mit der auftraggeschweißtes Material bewertet werden kann. Ein solches Modell kann dazu beitragen, zukünftig aufwendige Versuchsreihen einzusparen und auf Grundlage eines Referenzgefüges (z.B. ein kleiner Quader) auf die Materialeigenschaften eines Bauteils zu schließen. Damit ein statistischer Zusammenhang zwischen der Zugfestigkeit und der Porosität bzw. dem DAS aufgezeigt werden kann, werden zunächst für die Versuchsreihen A bis E sowie G, G' und H (vgl. Abschnitt 7.1.1, Tabelle 10) die Porosität und der DAS ermittelt. Die arithmetischen Mittelwerte für Rm und für DAS sowie die Standardabweichungen sind in Tabelle 14 dargestellt. In der Modellbetrachtung werden nur Proben berücksichtigt, die bei Raumtemperatur (20°C) geprüft werden. Die einzelnen Rm-Werte und die DAS-Werte sind in Anhang 10.5 und 10.7 dargestellt.

Die Ermittlung der Porosität als prozentualer Flächenanteil (vgl. Formel **7.7**) ist nicht sinnvoll, da keine Information bzgl. der Porengröße enthalten ist. Sinnvoller ist es, charakteristische Verteilungsgrößen zu definieren, sodass nicht nur Flächenanteil (bzw. der Volumenanteil) von Poren im Gefüge, sondern auch die Größenverteilung der Poren im Gefüge beschrieben werden kann. Auf Grundlage einer Porenverteilung kann auch auf die Wahrscheinlichkeit von Ausreißen (großen Poren) geschlossen werden, die nicht in der untersuchten Schliffebene zu sehen sind. Gerade von diesen überdurchschnittlich großen Poren geht eine Kerbwirkung im Gefüge aus, die eine lokale Spannungserhöhung und mehrachsige Spannungszustände bedingen [Ber08]. Es wird vermutet, dass gerade durch diese großen Poren die Festigkeit des Materials herabge-

setzt wird. Eine mathematische Beschreibung der Poren mit Verteilungsfunktionen, die auch eine Schätzung von Ausreißern im Gefüge ermöglichen, ist daher sinnvoll [Sch12].

Versuchsreihe	Rm [MPa]	Standardabweichung von Rm [MPa]	Standardabweichung von Rm [%]	DAS [μm]	Standardabweichung von DAS [μm]	Standardabweichung von DAS [%]
A	1211,02	14,46	1,19	7,03	0,49	7,81
B	1078,33	3,67	0,34	14,40	3,94	27,36
C	1226,70	51,07	4,16	17,47	2,04	11,68
D	1213,47	20,69	1,71	8,67	0,59	6,80
E	1212,16	28,40	2,34	10,77	1,75	16,25
G	1214,00	24,25	2,00	21,20	1,85	8,73
G'	1252,12	19,54	1,56	21,20	1,85	8,73
H	1332,00	-	-	5,90	0,24	4,07

Tabelle 14: Mittelwerte und Standardabweichung für die Zugfestigkeit (Rm) und den DAS für die Versuchsreihen A bis H

7.1.2.1 Mathematische Beschreibung der Poren mit Verteilungsfunktionen

Eine mathematische Beschreibung der Häufigkeit (Wahrscheinlichkeit), mit der Poren mit einer bestimmten Größe im auftraggeschweißten Gefüge vorhanden sind, wird vorgenommen. Dazu eignen sich die Verteilungsfunktionen der logarithmischen Normalverteilung und der Extremwertverteilung Typ I [Wit11 b, Sch12]. Für beide Verteilungen sind Wahrscheinlichkeitsdichtefunktionen und kumulative Verteilungsfunktionen bekannt [Bei95, Cas89]. Wahrscheinlichkeitsdichtefunktionen und kumulative Verteilungsfunktionen können im Rahmen dieser Modellentwicklung wie folgt interpretiert werden:

- Mit Hilfe einer Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion können Wahrscheinlichkeiten für das Auftreten von Poren mit einem bestimmten Porendurchmesser berechnet werden. Ein Ergebnis könnte lauten: Die Häufigkeit (Wahrscheinlichkeit) für das Auftreten einer Pore mit einem Durchmesser von 30 μm beträgt 25 % (Beispiel) und die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten einer Pore mit einem Durchmesser von 100 μm beträgt 0,5 % (Beispiel).
- Eine kumulative Verteilungsfunktion ergibt sich durch Integration einer Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion. Mit Hilfe einer kumulativen Verteilungsfunktion kann berechnet werden, wie viel Prozent aller Porendurchmesser $\leq x$ μm sind. Ein Ergebnis könnte lauten: Die Häufigkeit (Wahrscheinlichkeit)

für das Auftreten von Poren mit einem Durchmesser $\leq 30 \mu\text{m}$ beträgt 80 % (Beispiel) und 99,5% aller Poren sind kleiner als $100 \mu\text{m}$ (Beispiel).

Im Folgenden werden die mathematischen Ansätze zur Bestimmung der Verteilungsparameter für die logarithmische Normalverteilung und der Extremwertverteilung Typ I dargestellt [vgl. Wit11 b, Sch12]:

Logarithmische Normalverteilung

Der logarithmischen Normalverteilung wird die Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion $\varphi(x)$ (7.10) und die kumulative Verteilungsfunktion $\Phi(x)$ (7.11) zugewiesen [Bei95]. Im Rahmen dieser Untersuchung entspricht x dem Wert des Porendurchmessers. Der Verteilungsparameter μ^* entspricht dem Wert des Maximums der Wahrscheinlichkeitsdichte (Modus) und σ^* gibt das Streumaß der Verteilung an [Bei95]. Diese beiden charakteristischen Verteilungsparameter fließen im Folgenden in das Werkstoffmodell ein. Die Idee ist, dass ein Zusammenhang zwischen diesen beiden Verteilungsparametern und der Zugfestigkeit des Materials aufgezeigt werden kann. Im Folgenden wird das mathematische Vorgehen beschrieben, wie die Verteilungsparameter für die logarithmische Normalverteilung bestimmt werden können.

7.10:
[Bei95]

$$\varphi: \begin{cases} \mathbb{R}_{>0} \rightarrow \mathbb{R}_{>0} \\ x \mapsto \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma^*x} e^{\left[-\frac{(\ln x - \mu^*)^2}{2\sigma^{*2}}\right]} \end{cases}$$

7.11:
[Bei95]

$$\Phi: \begin{cases} \mathbb{R}_{>0} \rightarrow \mathbb{R}_{>0} \\ x \mapsto \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma^*} \int_{-\infty}^x \frac{1}{t} e^{\left[-\frac{(\ln t - \mu^*)^2}{2\sigma^{*2}}\right]} dt \end{cases}$$

Mit Hilfe der Substitution (7.12) und der Standardisierung nach (7.13) kann die kumulative Verteilungsfunktion $\Phi(x)$ (7.11) in die linearisierte, standardisierte Verteilungsfunktion: $\Phi(u_i^*)$ transformiert werden [Bei95].

7.12 $x_i^* = \ln(x_i)$

7.13 $u_i^* = \frac{x_i^* - \mu^*}{\sigma^*}$

$$7.14 \quad \phi: \begin{cases} \mathbb{R}_{>0} \rightarrow \mathbb{R}_{>0} \\ u_i^* \mapsto \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{u_i^*} e^{-\frac{1}{2}t^2} dt \end{cases}$$

Die Funktion $\Phi(u_i^*)$ entspricht der linearisierten, standardisierten Normalverteilung im logarithmischen Maßstab. $\Phi(u_i^*)$ kann durch die empirische, kumulative Schätzfunktion $P(i)$ (7.15) mit dem Rang i und der Fehlstellenanzahl n folgt (7.16) geschätzt werden [Bei95].

$$7.15: \quad P(i) = \frac{i - 0,3}{n + 0,4}$$

[Bei95]

$$7.16: \quad \Phi(u_i^*) = \Phi\left(\frac{x_i^* - \mu^*}{\sigma^*}\right) \stackrel{\text{def}}{=} P(i)$$

[Bei95]

Durch Anwendung der Umkehrfunktion $\Phi^{-1}(x)$ entsprechend (7.17) besteht ein linearer Zusammenhang zwischen $\Phi^{-1}[P(i)]$ und x_i^* bzw. ein logarithmisch-linearer Zusammenhang zwischen $\Phi^{-1}[P(i)]$ und $\ln(x_i)$ (7.18).

$$7.17: \quad \Phi^{-1}[\Phi(u_i^*)] = u_i^*$$

[Bei95]

$$7.18: \quad \Phi^{-1}[P(i)] \stackrel{\text{def}}{=} \frac{1}{\sigma^*} x_i^* - \frac{\mu^*}{\sigma^*} = \frac{1}{\sigma^*} \ln(x_i) - \frac{\mu^*}{\sigma^*}$$

[Bei95]

Aus der automatisierten Auswertung von LM-Aufnahmen sind sowohl die Anzahl der Poren (n) sowie die die MaxFeret Werte (x_i) bekannt. Somit können auch die Werte für $P(i)$ berechnet werden. $\Phi^{-1}[P(i)]$ ist ausschließlich numerisch zu lösen. Die errechneten Werte von $\Phi^{-1}[P(i)]$ können über $\ln(x_i)$ aufgetragen werden und mit Hilfe der OLS-Schätzung kann eine Geradengleichung (Regressionsgrade) ermittelt werden. Die Verteilungsparameter μ^* und σ^* können schließlich mit Hilfe der Regressionskoeffizienten a und b (Steigung und Y-Achsenabschnitt der Regressionsgraden) berechnet werden, (7.19) und (7.20).

$$7.19 \quad \frac{1}{\sigma^*} \ln(x_i) - \frac{\mu^*}{\sigma^*} = a + bx$$

$$7.20 \quad \sigma^* = \frac{1}{b}; \mu^* = -a\sigma^*$$

Somit ist mit Hilfe der Regression und durch die Linearisierung der kumulativen Verteilungsfunktion, Modus und Streumaß der logarithmischen Normalverteilung eindeutig bestimmt. Diese Vorgehensweise zur Ermittlung der Vertei-

lungsparameter μ^* und σ^* wird am Beispiel der Versuchsreihe G in Kapitel 7.1.2.2 dargestellt.

Extremwertverteilung Typ I:

Der Extremwertverteilung Typ I wird die Wahrscheinlichkeitsdichte $\gamma(x)$, (7.21) und die kumulative Verteilungsfunktion $\Gamma(x)$, (7.22) zugeordnet.

$$\begin{array}{l} \mathbb{R} \rightarrow \mathbb{R} \\ \text{7.21:} \\ \text{[Cas89]} \end{array} \left\{ \begin{array}{l} \gamma: \\ x \mapsto \frac{1}{\delta} e^{\left[-\left(\frac{x-\lambda}{\delta}\right) - e^{-\left(\frac{x-\lambda}{\delta}\right)}\right]}, \delta > 0 \end{array} \right.$$

$$\begin{array}{l} \mathbb{R} \rightarrow \mathbb{R} \\ \text{7.22:} \\ \text{[Cas89]} \end{array} \left\{ \begin{array}{l} \Gamma: \\ x \mapsto e^{\left[-e^{-\left(\frac{x-\lambda}{\delta}\right)}\right]}, \delta > 0 \end{array} \right.,$$

In (7.21) und (7.22) entspricht x dem Durchmesser einer Pore (MaxFeret), λ dem Modus und δ dem Streumaß der Verteilung [Cas89]. Die Linearisierung der kumulativen Verteilungsfunktion erfolgt durch zweimaliges Logarithmieren (7.23).

$$\begin{array}{l} \text{7.23} \\ -\ln\{-\ln[\Gamma(x_i)]\} = \frac{1}{\delta}x_i - \frac{\lambda}{\delta} \end{array}$$

Zur Bestimmung der Verteilungsparameter λ und δ wird $\Gamma(x_i)$ mit $P(i)$ geschätzt (7.24). Unter dieser Annahme gilt der in (7.25) dargestellte Zusammenhang zwischen $P(i)$ und x_i .

$$\begin{array}{l} \text{7.24} \\ \Gamma(x_i) \stackrel{\text{def}}{=} P(i) \end{array}$$

$$\begin{array}{l} \text{7.25} \\ -\ln\{-\ln[P(i)]\} \stackrel{\text{def}}{=} \frac{1}{\delta}x_i - \frac{\lambda}{\delta} = a + bx \end{array}$$

Aus der automatisierten Auswertung von LM-Aufnahmen sind die Anzahl der Poren (n) und die MaxFeret Werte (x_i) bekannt. Somit können auch die Werte für $P(i)$ berechnet werden. Die Werte von $-\ln\{-\ln[P(i)]\}$ können über x_i aufgetragen werden und mit Hilfe einer OLS-Schätzung kann eine Gradengleichung (Regressionsgrade) ermittelt werden. Die Verteilungsparameter δ und λ können schließlich mit Hilfe der Regressionskoeffizienten a und b (Steigung und Y-Achsenabschnitt der Regressionsgraden) berechnet werden (7.26).

$$\begin{array}{l} \text{7.26} \\ \delta = \frac{1}{b}; \lambda = -a\delta \end{array}$$

Somit ist mit Hilfe der Regression und durch die Linearisierung der kumulativen Verteilungsfunktion, der Modus und das Streumaß der Extremwert Verteilung Typ I eindeutig bestimmt. Diese Vorgehensweise zur Ermittlung der Verteilungsparameter δ und λ wird ebenfalls am Beispiel der Versuchsreihe G in Kapitel 7.1.2.2 dargestellt. Im Folgenden werden kleine Poren mit Hilfe der Logarithmischen Normalverteilung und große Poren mit Hilfe der Extremwertverteilung Typ I beschrieben. Die Auswahl dieser beiden Verteilungsfunktionen und die daraus resultierende verbesserte Beschreibungsgüte gegenüber der Verwendung von nur einer Verteilungsfunktion sind in [Wit11b] dargestellt. Welche Werte als klein bzw. groß gelten, wird wie folgt definiert:

- für kleine Werte gilt $v_i^* \leq 1,64485$ (das entspricht 95% aller Werte)
- für große Werte gilt $v_i^* > 1,64485$ (das entspricht 5% aller Werte)

Dabei ist v_i^* der nach (7.27) standardisierte Wert eines Porendurchmessers in logarithmischen Einheiten.

7.27

$$v_i^* = \frac{\ln(x_i) - \bar{x}^*}{s^*}$$

In (7.27) ist \bar{x}^* der arithmetische Mittelwert aller gemessenen Porendurchmesser in logarithmischen Einheiten und s^* ist die Standardabweichung der Messwerte in logarithmischen Einheiten. Nach Anwendung der kumulierten Normalverteilung entspricht das gewählte $v_i^* = 1,64485$ einer (kumulativen) Wahrscheinlichkeit von 95% (7.28).

7.28

$$\Phi(v_i^* = 1,64485) = 0,95$$

Den Porendurchmessern, für die gilt $v_i^* \leq 1,64485$, wird die logarithmische Normalverteilung zugeordnet. Im Folgenden werden diese Porendurchmesser durch die Menge \mathfrak{L} dargestellt. Den restlichen Porendurchmessern wird die Extremwert-Verteilung Typ I und die Menge \mathfrak{G} zugeordnet. In Bild 42 (links) ist der Graph der Residuen für die Menge \mathfrak{L} dargestellt und in Bild 42 (rechts) ist der Graph der Residuen der Menge \mathfrak{G} dargestellt. Die Residuen sind um den Wert null zufallsverteilt. Eine Ausnahme stellen die Residuen im Bereich sehr kleiner Porendurchmesser (Bereich A in Bild 42 links) dar. Diese Poren sind zu klein und können aufgrund der beschränkten Auflösung des LM nicht aufgelöst werden. Für das Regressionsmodell zur Beschreibung der kleinen Porendurchmesser wird ein Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,94$ errechnet, und für das Regressionsmodell zur Beschreibung der großen Porendurchmesser wird ein Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,95$ errechnet.

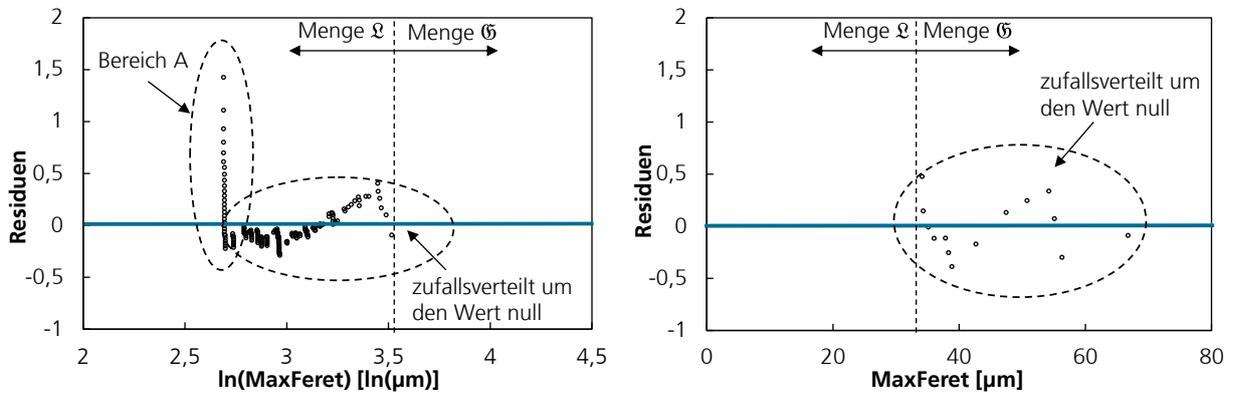


Bild 42: Graph der Residuen der geschätzten Fehlstellengrößen des Regressionsmodells gegenüber den gemessenen Fehlstellengrößen der Menge ℒ (links) und Menge ℔ (rechts) am Beispiel der Versuchsreihe G

7.1.2.2 Bestimmung der Verteilungsparameter

In Tabelle 15 ist exemplarisch für Versuchsreihe G ein Ausschnitt von den der Größe nach sortierten Werten für die Porendurchmesser (MaxFeret) dargestellt. Zusätzlich sind die logarithmierten Werte der Porendurchmesser und die mit Formel 7.27 standardisierten Größen dargestellt. In den LM-Aufnahmen von Schliffen durch Zugproben aus Versuchsreihe G werden $n = 183$ Poren ermittelt, der Mittelwert der gemessenen MaxFeret Werte in logarithmischen Einheiten beträgt $\bar{x}^* = 3,02$ mit der Standardabweichung $s^* = 0,30$.

MaxFeret [µm]	ln (MaxFeret)	v_i^*	n	\bar{x}^*	s^*
14,73	2,69	-1,08	183	3,02	0,30
14,73	2,69	-1,08			
14,73	2,69	-1,08			
...			
54,21	3,99	3,20			
55,08	4,01	3,25			
56,29	4,03	3,32			
66,74	4,20	3,88			

Tabelle 15: Porendurchmesser (MaxFeret), Anzahl der detektierter Poren n, standardisierten Werte v_i^* , sowie Mittelwert und Standardabweichung in logarithmischen Einheiten am Beispiel der Versuchsreihe G

Nach Umstellung von Formel 7.28 und nach Einsetzen der Werte für \bar{x}^* und s^* aus Tabelle 15 wird ein Grenzwert für den Porendurchmesser von $x_{i,grenz} = 34 \mu\text{m}$ (exakt: $33,78 \mu\text{m}$) ermittelt (7.29). Alle Poren mit einem

Durchmesser $x_i \leq 34 \mu\text{m}$ werden durch die Menge \mathcal{L} beschrieben. Alle übrigen Poren werden durch die Menge \mathcal{G} beschrieben.

$$7.29 \quad \phi^{-1}(0,95) = v_i^* = \frac{\ln(x_{i,grenz}) - \bar{x}^*}{s^*} \Rightarrow x_{i,grenz} = 33,78 \mu\text{m}$$

Bestimmung der Verteilungsparameter für die Menge \mathcal{L} :

In Versuchsreihe G werden insgesamt $n = 169$ Poren detektiert, für die gilt: $\text{MaxFeret} \leq 34 \mu\text{m}$. Alle Porendurchmesser werden der Größe nach sortiert und logarithmiert. Jedem Porendurchmesser wird ein Rang i entsprechend (7.30) zugeordnet, wobei n der Anzahl der MaxFeret-Werte (hier $n = 169$) entspricht.

$$7.30 \quad i = 1, 2, \dots, n - 1, n$$

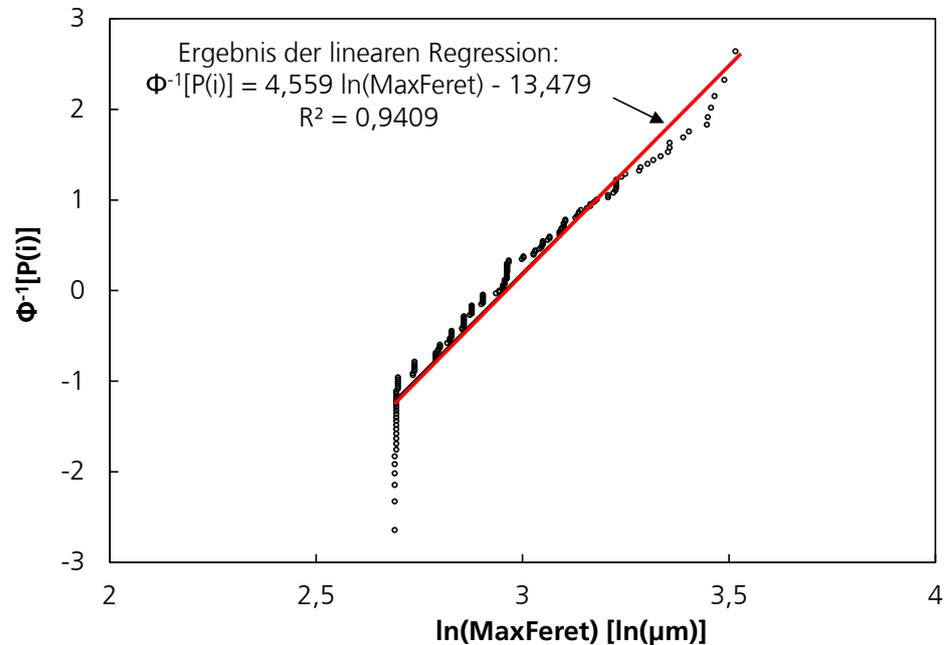
Als Ansatz wird angenommen, dass den Porendurchmessern die geschätzte kumulative Häufigkeit $P(i)$ mit $n = 169$ zugewiesen werden kann [Bei95]. In Tabelle 16 ist ein Ausschnitt von den der Größe nach sortierten Werten für die Porendurchmesser (MaxFeret) dargestellt. Zusätzlich sind die logarithmierten Werte der Porendurchmesser sowie der Rang i und die Werte für die geschätzte kumulative Häufigkeit $P(i)$ dargestellt. Die berechneten Werte für $\Phi^{-1}[P(i)]$ sind ebenfalls angegeben.

MaxFeret [μm]	$\ln(\text{MaxFeret})$	Rang i	$P(i)$	$\Phi^{-1}[P(i)]$
14,73	2,69	1	0,00	-2,64
14,73	2,69	2	0,01	-2,33
14,73	2,69	3	0,02	-2,15
...
31,70	3,46	166	0,98	2,02
31,96	3,46	167	0,98	2,15
32,74	3,49	168	0,99	2,33
33,63	3,52	169	1,00	2,64

Tabelle 16: Zuordnung eines Rangs i und einer geschätzten kumulativen Häufigkeit $P(i)$ zu den MaxFeret-Werten und den logarithmierten MaxFeret-Werten sowie die errechneten Werte für $\Phi^{-1}(P_i)$.

In Bild 43 sind die Werte von $\Phi^{-1}[P(i)]$ über $\ln(\text{MaxFeret})$ in Form eines Graphen dargestellt. Die Regressionsgrade und das berechnete Bestimmtheitsmaß R^2 sind im Bild 43 angegeben. Die Verteilungsparameter μ^* und σ^* der \mathcal{L} können berechnet werden, indem die Werte der Regressionsgraden für die Steigung (hier: 4,559) und der Wert für den Y-Achsenabschnitt (hier: -13,479) in (7.31) eingesetzt werden.

Bild 43: $\Phi^{-1}[P(i)]$ über $\ln(\text{MaxFeret})$ der Menge \mathfrak{L} mit Angabe der Geraden-Gleichung und R^2 am Beispiel der Versuchsreihe G



$$7.31 \quad \sigma^* = \frac{1}{b} = \frac{1}{4,559} = 0,2193 \ln(\mu m)$$

$$\mu^* = -(a\sigma^*) = -(-13,479 \cdot 0,2193) \ln(\mu m) \Rightarrow \mu^* = 2,9566 \ln(\mu m)$$

Mit (7.31) sind die Verteilungsparameter der logarithmischen Normalverteilung eindeutig bestimmt.

Bestimmung der Verteilungsparameter für die Menge \mathfrak{G} :

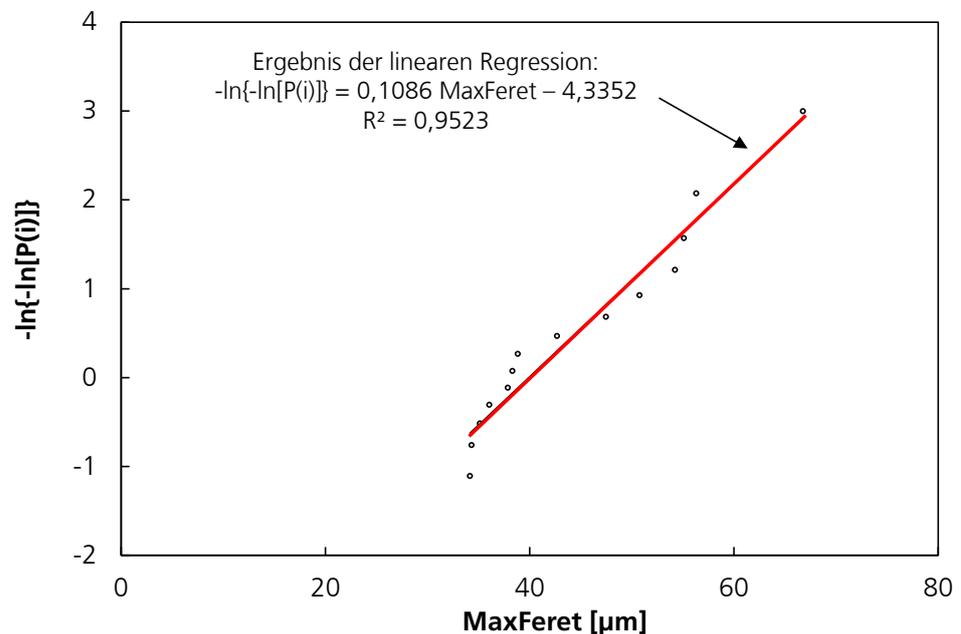
Bei der Ermittlung der Verteilungsparameter der Extremwertverteilung Typ I wird analog vorgegangen. Zunächst werden alle Porendurchmesser aus der Menge \mathfrak{G} der Größe nach sortiert. Jedem Wert wird ein Rang i und eine geschätzte kumulative Häufigkeit $P(i)$ zugeordnet. Mit den bekannten Werten für $P(i)$ können die Werte für die linearisierte kumulative Häufigkeit der Extremwert-Verteilung Typ I mit $-\ln\{-\ln[P(i)]\}$ berechnet werden. In Tabelle 17 ist die Zuordnung der MaxFeret-Werte zu einem Rang i und einer geschätzten kumulierten Häufigkeit $P(i)$ dargestellt. Die Werte für $-\ln\{-\ln[P(i)]\}$ sind ebenfalls angegeben.

MaxFeret [μm]	Rang i	P(i)	$-\ln\{-\ln[P(i)]\}$
34,14	1	0,05	-1,11
34,29	2	0,12	-0,76
35,11	3	0,19	-0,52
...
54,21	11	0,74	1,21
55,08	12	0,81	1,57
56,29	13	0,88	2,07
66,74	14	0,95	3,00

Tabelle 17: Zuordnung der MaxFeret-Werte zu einem Rang i, einer geschätzten kumulierten Häufigkeit P(i) und der linearisierten kumulativen Häufigkeit der Extremwert-Verteilung Typ I am Beispiel der Versuchsreihe G

In dem Diagramm in Bild 44 sind die Werte von $-\ln\{-\ln[P(i)]\}$ über den Werten für MaxFeret aufgetragen. Die Geradengleichung wird durch lineare Regression ermittelt und ist im Graphen dargestellt. Mit dem Wert für die Steigung der Geradengleichung (hier: 0,1086) und dem Wert für den Y-Achsenabschnitt (hier: -4,3352) können nach (7.32) die Werte für die Verteilungsparameter λ und δ ermittelt werden.

Bild 44: Graph von $-\ln\{-\ln[P(i)]\}$ über MaxFeret für Poren aus der Menge G mit Angabe der Geraden-Gleichung und R^2 am Beispiel der Versuchsreihe G



7.32

$$\delta = \frac{1}{b} = \frac{1}{0,1086} = 9,2081 \mu\text{m}$$

$$\lambda = -(\alpha\delta) = -(-9,2081 \cdot 4,3352) \mu\text{m} \Rightarrow \lambda = 39,9190 \mu\text{m}$$

Mit (7.32) sind die Verteilungsparameter der Extremwert-Verteilung Typ I eindeutig bestimmt.

Darstellung aller Verteilungsparameter:

Mit Hilfe der zuvor erklärten Vorgehensweise werden für die Versuchsreihen A bis E sowie G, G' und H die Werte für die Verteilungsparameter μ^* , σ^* , λ und δ ermittelt. Damit alle Verteilungsparameter die gleiche Längeneinheit [μm] aufweisen und so ein Vergleich der Werte möglich ist, werden die Werte des Modus μ^* und der Streubreite σ^* durch Exponieren in lineare Einheiten transformiert. In Tabelle 18 sind die berechneten Werte für die Verteilungsparameter zusammengefasst.

Verteilungsparameter Versuchsreihe	\mathfrak{L}		\mathfrak{G}	
	e^{σ^*} [μm]	e^{μ^*} [μm]	δ [μm]	λ [μm]
A	1,49	32,51	14,22	93,71
B	1,53	28,27	35,71	78,10
C	1,38	32,83	6,87	72,51
D	1,66	28,27	10,92	88,00
E	1,70	29,86	18,94	95,57
G	1,25	19,23	9,21	39,92
G'	1,35	21,48	15,08	52,58
H	1,37	22,10	11,15	49,16

Tabelle 18: Darstellung der Werte für e^{μ^*} , e^{σ^*} , λ und δ für die Versuchsreihen A bis E, G' und H

7.1.2.3 Zusammenhang zwischen Mikrostruktur und Zugfestigkeit

Die Verteilungsparameter können wie folgt interpretiert werden:

Streumaß e^{σ^*} und δ : Je größer die Werte für das Streumaß sind, desto unregelmäßiger ist die Verteilung der Porendurchmesser und umso größer ist die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten sehr großer Poren. Damit kann ein Zusammenhang zwischen großen Werten für das Streumaß und einer kleinen Zugfestigkeit des Gefüges vermutet werden.

Modus e^{μ^*} und λ : Große Modus-Werte sind ein Anzeichen für eine Abnahme des tragenden Querschnitts im Gefüge. Werden große Modus-Werte im Gefüge ermittelt, so ist zu erwarten, dass die Zugfestigkeit des Materials klein ist.

DAS als zusätzliche Bewertungsgröße: Ein großer DAS ist ein Anzeichen dafür, dass Seigerungen bei der Erstarrung auftreten. In Abschnitt 7.1.1.3 wurde gezeigt, dass umso mehr spröden Phasen im Gefüge auftreten, je größer der gemessene DAS ist. Ein Zusammenhang zwischen großen Werten für DAS und kleinen Werten für die Zugfestigkeit ist daher ebenfalls zu erwarten.

Um den Zusammenhang zwischen der Mikrostruktur und der Zugfestigkeit des Materials darzustellen, wird eine Größe ξ als ein empirischer Ansatz definiert. Dazu werden für jede Versuchsreihe alle Werte der Verteilungsparameter (e^{μ^*} , e^{σ^*} , λ und δ) sowie die Werte für den DAS multipliziert. Das Produkt der Parameter wird radiziert. Die Größe ξ des empirischen Ansatzes kann als repräsentativer Mikrostrukturfaktor interpretiert werden (**7.33**). Die Einheit dieser Modellgröße ξ ist ein Längenmaß [Mikrometer].

7.33

$$\xi = \sqrt[5]{e^{\sigma^*} \cdot e^{\mu^*} \cdot \delta \cdot \lambda \cdot DAS} \text{ [}\mu\text{m]}$$

In Tabelle 19 sind die nach (**7.33**) berechneten Werte für ξ und der ermittelten Werte für die Zugfestigkeit (R_m) dargestellt.

Tabelle 19: ξ -Werte der Versuchsreihen A bis E, G, G' und H sowie Zugfestigkeit R_m und Standardabweichung von R_m

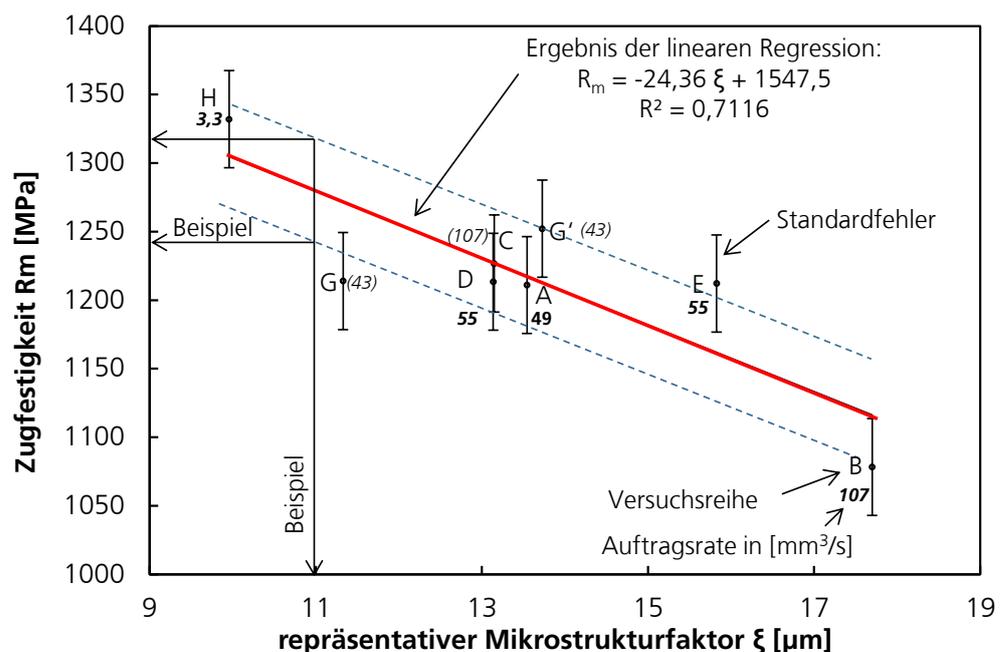
Versuchsreihe	ξ [μm]	R_m [MPa]	Standardabweichung von R_m [MPa]
A	13,54	1211,02	14,46
B	17,70	1078,33	3,67
C	13,15	1226,70	51,07
D	13,14	1213,47	20,69
E	15,83	1212,16	28,40
G	11,33	1214,00	24,25
G'	13,73	1252,12	19,54
H	9,96	1332,00	-

In dem Diagramm in Bild 45 sind Werte für die Zugfestigkeiten R_m über den Werten von ξ aufgetragen. Das Ergebnis der linearen Regression mit Angabe der Geradengleichung, dem Standardfehler und R^2 sind ebenfalls dargestellt. Der Standardfehler der Schätzung beträgt $s = 40,37$ MPa, d.h. 68,27% der Schätzungen liegen in einem Intervall von $2s = 80,74$ MPa. Als weitere Information sind die erzielten Auftraggraten im Diagramm eingetragen. Bei der Angabe der Auftraggraten wird unterschieden in liegend aufgebaute Proben (kursiv und fett) und stehend aufgebaute Proben (kursiv und in Klammern). Folgendes kann in diesem Graphen dargestellt werden:

Durch einen Vergleich von Versuchsreihe B (liegend aufgebaute Proben) mit Versuchsreihe C (stehend aufgebaute Proben) kann dargestellt werden, dass liegend aufgebauten Proben bei ansonsten gleichen Verfahrensparametern eine geringere Festigkeit erzielen, als stehend aufgebaute Proben. Ein Grund für die kleinere Zugfestigkeit von Proben aus Versuchsreihe B sind einzelne, große Poren im Auftraggeschweißten Gefüge. (vgl. Verteilungsparameter in Tabelle 18). Warum Proben der Versuchsreihe C eine kleinere Streubreite der Porosität aufweisen (vgl. δ von Versuchsreihe C in Tabelle 18) und in Folge dessen für diese Proben ein kleinerer Wert für ξ ermittelt wird, wird in dieser Untersuchung nicht geklärt. Eine mögliche Ursache ist, dass bei stehend aufgebauten Proben Wärmeakkumulation im Steg auftritt und in Folge dessen anderen Erstarrungsbedingungen vorliegen. Ein Anzeichen dafür ist der größere DAS von Versuchsreihe C gegenüber Versuchsreihe B (vgl. Tabelle 14: 17,47 μm vs. 14,40 μm)

Für liegend aufgebauten Zugproben (diese Proben werden in Bezug auf die Zugfestigkeit als kritischer angesehen) gilt, dass bei einer Vergrößerung der Auftragrate tendenziell mit einer Zunahme von ξ und einer Abnahme der Zugfestigkeit zu rechnen ist. Für den Werkstoff IN 718 wird laut Hersteller Special Metals eine Zugfestigkeit bei Raumtemperatur von 1241 MPa angegeben [SMC07]. Dieser Wert bezieht sich auf lösungsgeglühtes und anschließend Ausscheidungsgehärtetes Material. Mit Ausnahme der Versuchsreihe B werden Zugfestigkeiten erreicht, die nahe an den Herstellerangaben liegen. Für die Versuchsreihen A,C,D,E,G und G' gilt: $R_m \geq 97\%$ der Spezifikation von Special Metals (1241 MPa).

Bild 45: Graph von R_m in MPa über ξ in μm mit Angabe der Geraden nach linearer Regression; die Fehlerbalken geben den Standardfehler zwischen der Regressionsgeraden und den Werten für R_m an.



Das Ergebnis, das in Bild 45 dargestellt ist, kann wie folgt interpretiert werden: Bei einem bekannten Wert für ξ kann die Zugfestigkeit von auftraggeschweißtem IN 718 in 68,27 % aller Fälle mit einer Genauigkeit von $\pm 40,37$ MPa vorhergesagt werden. Dieses Intervall ist durch gestrichelte Linien in Bild 45 gekennzeichnet. Wird z.B. an auftraggeschweißtem Material der Wert $\xi = 11 \mu\text{m}$ ermittelt, so kann diesem Model zu Folge mit 68,27% Sicherheit davon ausgegangen werden, dass für die Zugfestigkeit dieses auftraggeschweißten Materials gilt: $1249 \text{ MPa} \leq R_m \leq 1315 \text{ MPa}$. Der Wert für ξ kann an einem auftraggeschweißten Referenzvolumen bestimmt werden. Ein solches Referenzvolumen kann z.B. ein Quader sein, der durch LA einfach herzustellen ist. Somit eignet sich dieses Modell dazu, zukünftig aufwendige und zeitintensive Festigkeitsprüfungen in der frühen Phase einer Verfahrensentwicklung einzusparen.

Fazit:

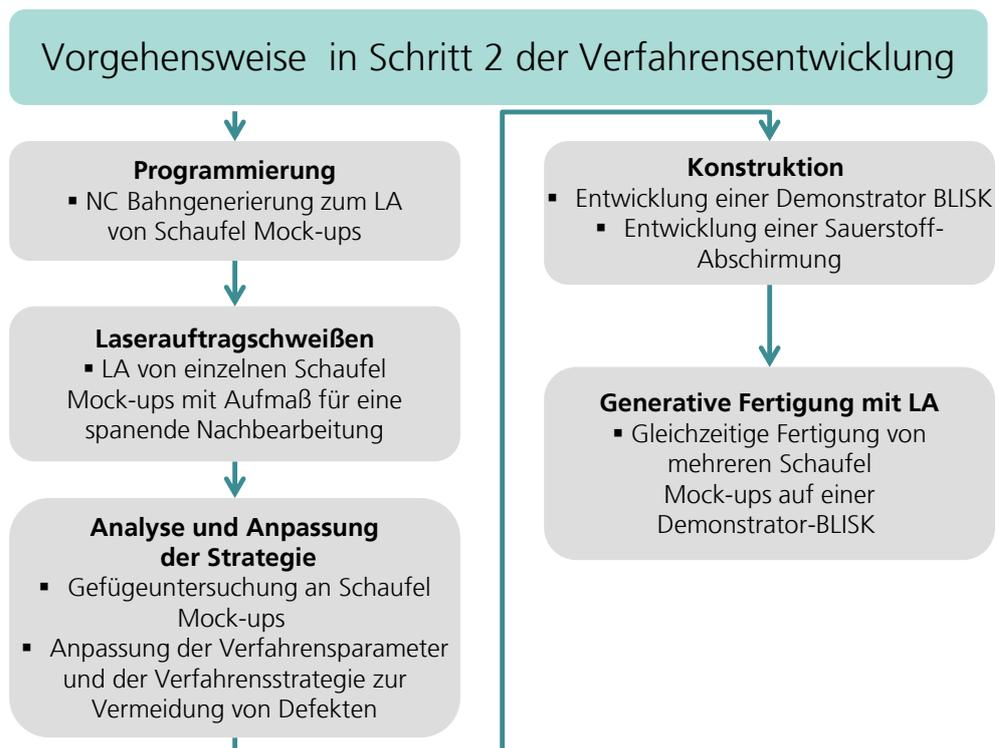
- Poren, die im auftraggeschweißten Material vorhanden sind, können mit Hilfe der logarithmischen Normalverteilung und der Extremwertverteilung Typ I mathematisch beschrieben werden. Beide Verteilungsfunktionen werden durch die Verteilungsparameter Modus und Streubreite beschrieben. Ein Zusammenhang zwischen einer kleinen Zugfestigkeit (R_m) und kleinen Werten für die Verteilungsparameter sowie für den DAS besteht.
- Beim LA mit großen Auftragraten ist darauf zu achten, dass zum einen wenige, kleine Poren im Gefüge vorhanden sind, gleichzeitig aber auch kleine DAS erzeugt werden. In diesem Zusammenhang besteht ein Konflikt zwischen der Verwendung großer Spurbreiten (in Verbindung mit großen Laserleistungen) und kleinen Spurbreiten: Mit $d_L = 4 \text{ mm}$ und $P_L \geq 5 \text{ kW}$ können sehr kleine Porositäten erzielt werden, jedoch werden mit $d_L = 2 \text{ mm}$ und $P_L = 3 \text{ kW}$ kleinere DAS erzielt.
- Ein Kompromiss zwischen einer großen Auftragsrate ($\dot{V}_{Ar} = 49\text{-}55 \text{ mm}^3/\text{s}$) und einer großen Zugfestigkeit ($R_m = 1211\text{-}1213 \text{ MPa}$) wird mit den Versuchsreihen A und D erreicht. Die Einstellungen in diesen Versuchsreihen entsprechen den Prozessfenstern für 2 mm und 4 mm breite Spuren in den Beschichtungsdiagrammen (vgl. Bild 31). Die Verfahrensparameter aus den Versuchsreihen A und D werden im Folgenden auf komplexe bauteilspezifische Modellgeometrien übertragen.

7.2 Übertragung geeigneter Verfahrensparameter und –strategien auf komplexe bauteilspezifische Modellgeometrien

Die Prozessfenster für das LA mit gesteigerter Auftragsrate (Bild 24) wurden anhand von Einzelspuren ermittelt und mit Hilfe von Zugproben aus auftraggeschweißten Quadern verifiziert. Das Ziel des im Folgenden dargestellten Schritts

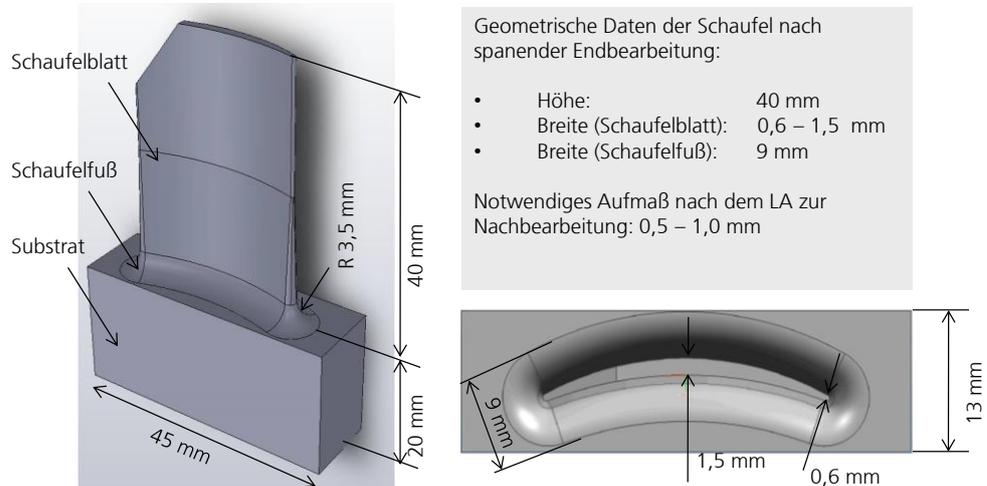
ist die Übertragung der Verfahrensparameter auf den endkonturnahen Fertigungsfall. Dazu werden Schaufel Mock-ups untersucht, deren Geometrie an eine originale BLISK-Schaukel angepasst ist. Eine Übertragung der Ergebnisse auf die BLISK in Schritt 3 der Verfahrensentwicklung ist daher möglich. Die Vorgehensweise innerhalb von Schritt 2 ist schematisch in Bild 46 dargestellt.

Bild 46: Flussdiagramm zur Darstellung der Vorgehensweise in Schritt 2 der Verfahrensentwicklung



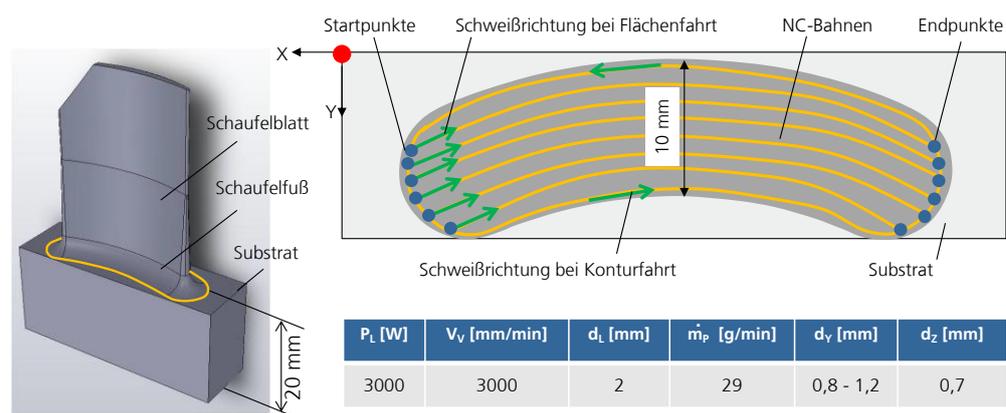
Programmierung und LA von Schaufel Mock-ups: Als Grundlage zur Generierung der Werkzeugbahnen für die einzelnen Schweißbahnen des Schaufelfußes und des Schaufelblatts wird ein CAD-Volumenmodell verwendet. Eine Ansicht dieses Modells ist in Bild 47 dargestellt. Die Fertigungsmaße und das Soll-Aufmaß sind im Bild angegeben. Die Schaufel Mock-ups sind 40 mm groß, wobei der Schaufelfuß ca. 3,5 mm hoch und 9 mm breit ist. An der Spitze (Tip) sind die Schaufel Mock-ups in der Mitte 1,5 mm und an den Schaufelkanten 0,6 mm breit. Die Schaufel Mock-ups werden auf Quadern aus IN 718 auftragsgeschweißt. Die Quader sind 45 x 18 x 20 mm³ groß. Damit die Schaufel Mock-ups spanend nachbearbeitet werden können, wird nach der generativen Fertigung ein Aufmaß von 0,5 - 1 mm auf die Soll-Geometrie angestrebt. Für die NC-Bahngenerierung wird die ILT-Software LACAM3D (CAM-Software) verwendet, mit der die grafische Bahnplanung und die anschließende Generierung des NC-Programmcodes durch einen Post-Prozessor durchgeführt werden [Sch11].

Bild 47: Darstellung des CAD-Modells der Mock-up-Schaufel (HPC Front Drum HCF Test Specimen) mit Angabe der geometrischen Daten nach spanender Endbearbeitung [Wit11a, Sch11]



Der Schaufelfuß wird mit 8 Lagen auftraggeschweißt, die mit zunehmender Schaufelhöhe in der Breite abnehmen. Für die endkonturnahe Fertigung eignen sich 2 mm breite Spuren ($d_L = 2$ mm). In jeder Lage wird zunächst eine Konturfahrt geschweißt. Die Werkzeugbahn dieser Konturfahrt entspricht der Außenkontur des Schaufel Mock-ups in dieser Ebene. Anschließend wird die Fläche innerhalb der Kontur mit überlappenden Spuren gefüllt. Dabei wird ein Spurüberlapp zwischen 0,8-1,2 mm eingestellt. Eine schematische Darstellung der Verfahrensstrategie und die verwendeten Verfahrensparameter zur Generierung der ersten Schaufellage sind in Bild 48 dargestellt.

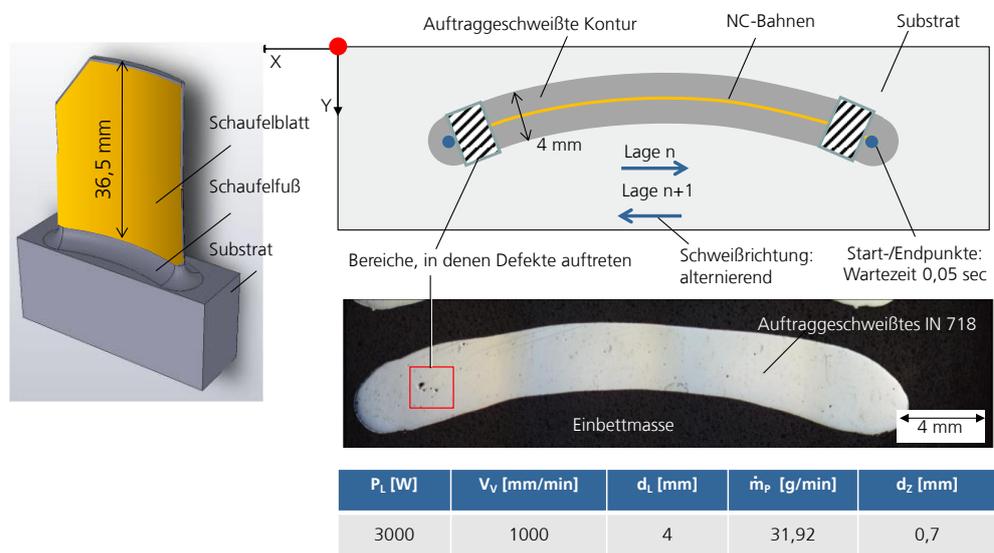
Bild 48: Schematische Darstellung der NC-Bahnen und der Verfahrensparameter zur Generierung der 1. Lage des Schaufelfußes [Wit11a, Sch11]



Ab einer Höhe von 5,6 mm ist das Schaufelblatt in der Mitte ≤ 3 mm breit. Da mindestens 0,5 mm Aufmaß auf jeder Seite für die spanende Nachbearbeitung gefordert sind, kann ab dieser Höhe das Schaufelblatt in Stegbauweise mit einer 4 mm breiten Spur auftraggeschweißt werden. Dazu werden die einzelnen Schweißlagen mit 100 % Überlappung übereinander geschweißt. Die Schweiß-

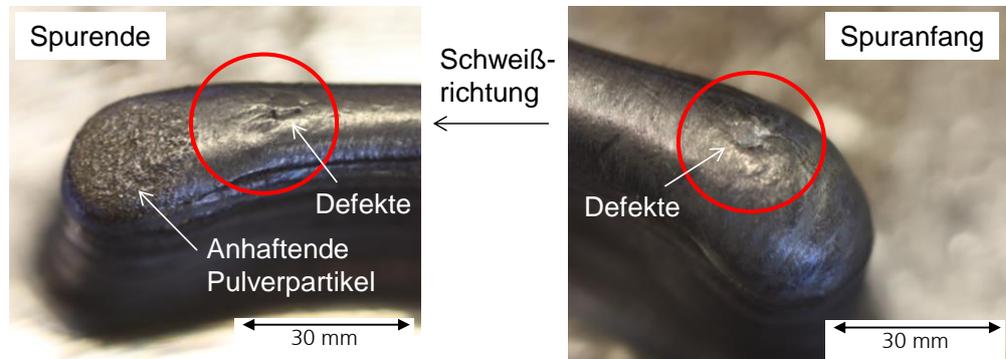
richtung wird von Lage zu Lage gewechselt, d.h. wenn Lage n in positiver X-Richtung geschweißt wird, dann wird Lage n+1 in negativer X-Richtung geschweißt. Am Spuranfang wird eine Wartezeit von $t = 0,05$ Sekunden programmiert, um ein Verrunden (durch zu geringe Aufbauhöhe) der Kanten zu vermeiden. Die Verfahrensstrategie und die verwendeten Verfahrensparameter, sind in Bild 49 dargestellt. In Schaufeln, die mit dieser Strategie auftraggeschweißt werden, werden Defekte im Bereich der Schaufelkanten beobachtet. Die Bereiche, in denen die Defekte auftreten und eine LM-Aufnahme eines Defektes sind in Bild 49 dargestellt.

Bild 49: CAD-Modell des Schaufel Mock-ups (links); Darstellung der NC-Bahn zum LA des Schaufelblattes (rechts oben); LM Aufnahme eines Schliffes durch ein Schaufelblatt sowie tabellarische Darstellung der Verfahrensparameter (rechts unten)



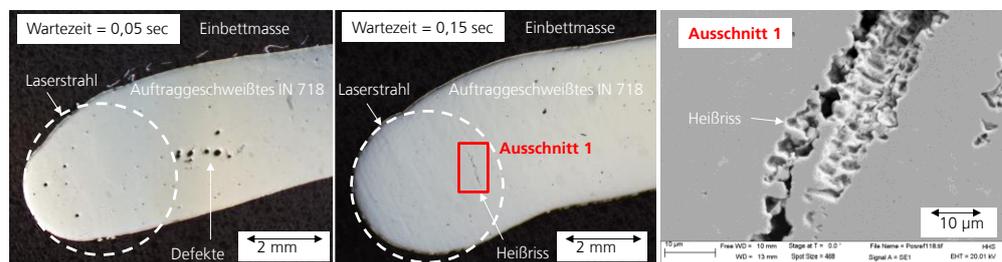
Analyse und Anpassung der Strategie: Defekte im Bereich der Schaufelkanten werden darauf zurückgeführt, dass anhaftende, nicht vollständig aufgeschmolzene, Pulverpartikel auf der Oberfläche der zuletzt geschweißten Lage vorhanden sind. Wenn am Ende einer Lage die Laserleistung ausgeschaltet wird, der pulverförmige Zusatzwerkstoff aber noch einige Sekunden weiter gefördert wird, kann es zu diesen Anhaftungen von Partikeln kommen. Diese Partikel kommen in Kontakt mit dem Schmelzbad, kurz bevor das Schmelzbad am Ende einer geschweißten Lage erstarrt. Werden diese Partikel nicht entfernt, so treten Defekte in der darauf folgenden Lage auf. Die Laserleistung reicht dann nicht aus, die Partikel vollständig aufzuschmelzen. In Bild 50 sind zwei Aufnahmen der obersten Lage einer Schaufel Mock-ups dargestellt. Anhaftende Pulverpartikel am Ende der Schweißspur sowie Defekte sind dargestellt.

Bild 50: Anhaftende Pulverpartikel und Defekte an einer geschweißten Schaufelblattlage; Spurende (links); Spuranfang (rechts)



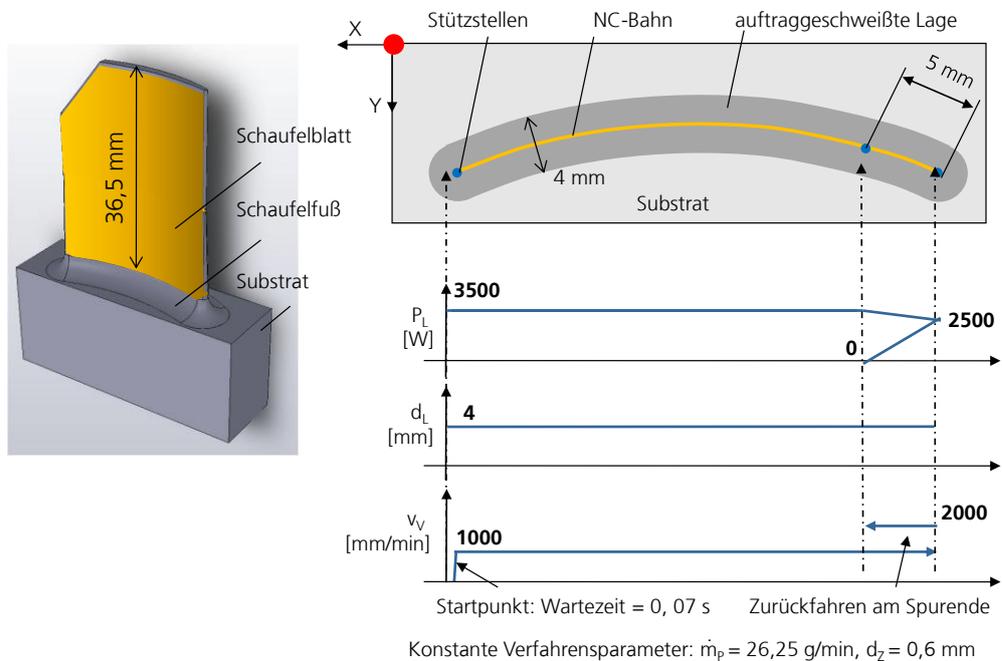
Durch eine Vergrößerung der Wartezeit am Spuranfang bei gleichzeitig eingeschalteter Laserleistung kann sichergestellt werden, dass anhaftende Partikel aufschmelzen. Allerdings werden dann Heißrisse im Bereich des durch den Laserstrahl während der Wartezeit bestrahlten Bereichs beobachtet. In Bild 51 sind zwei LM-Aufnahmen von Defekten an den Schaufelkanten sowie eine REM-Aufnahme eines Risses dargestellt. In den LM-Aufnahmen ist der Laserstrahl am Spuranfang durch eine gestrichelte Linie schematisch dargestellt.

Bild 51: LM-Aufnahmen mit Defekten aufgrund von unvollständig aufgeschmolzenem Pulver (links), Heißriss (Mitte), REM-Aufnahme des Risses aus dem mittleren Bild (rechts)



Zur Vermeidung der in Bild 51 dargestellten Defekte wird die Verfahrensstrategie wie folgt angepasst: Am Spuranfang wird eine Wartezeit von $t = 0,07$ Sekunden programmiert. An den Spuren wird die Laserleistung in einer Rampe zunächst auf $P_L = 2500$ Watt verkleinert. Während die Laserleistung anschließend vollständig ausgeschaltet wird, wird die Bearbeitungsoptik mit $v_V = 2000$ mm/min um 5 mm zurück bewegt. Nach jeder Lage werden die Bereiche, in denen Pulverpartikel anhaften, zusätzlich mit $P_L = 2000$ Watt und $v_V = 1000$ mm/min umgeschmolzen. Die angepasste Verfahrensstrategie und die verwendeten Verfahrensparameter sind in Bild 52 dargestellt.

Bild 52: Schematische Darstellung der angepassten Verfahrensstrategie zum auftragschweißen einer Lage des Schaufelblattes



Die Defekte an den Schaufelkanten werden mit Hilfe der angepassten Verfahrensstrategie vermieden. In Bild 53 ist eine LM-Aufnahme von einem Schliffe durch ein Schaufelblatt dargestellt. Im Gefüge werden keine Defekte festgestellt. Links im Bild ist ein Foto einer generativ gefertigten Schaufel eingezeichnet. Die Position des Schliffs (Schnittebene A.A) ist in diesem Foto markiert.

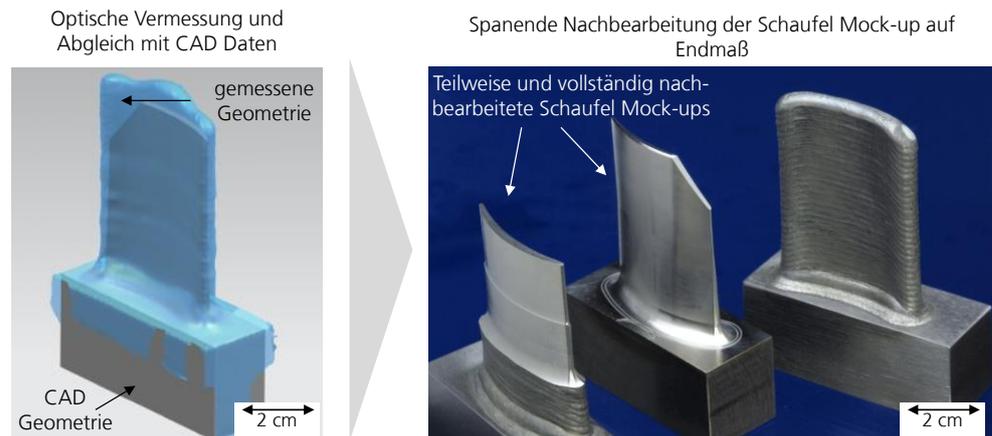
Bild 53: LM-Aufnahme von Schliffen durch ein Schaufelblatt, die Position der Schliffe ist angegeben



Schaufel Mock-ups, die mit dieser angepassten Strategie auftragsgeschweißte werden, werden anschließend optisch vermessen. Die Vermessung mit einem Lichtschnittsensor der Firma Steinbichler (Steinbichler L-Scan), der in eine 5-Achs Fräsmaschine der Firma Alzmetall integriert ist, am Fraunhofer IPT durchgeführt. Anschließend wird das Messergebnis mit den CAD Daten (Sollgeometrie) abgeglichen. Auf diese Weise kann bereits vor der spanenden Nachbearbeitung überprüft werden, ob genügend Aufmaß vorhanden ist. In Bild 54 links ist das Messergebnis am Beispiel eines Schaufel Mock-ups dargestellt. An jeder Stelle der Oberfläche wird genügend Aufmaß für eine spanende Nachbearbei-

ung erzielt. Eine spanende Nachbearbeitung der Schaufel Mock-ups ist damit möglich. In Bild 54 rechts sind drei Schaufel Mock-ups im unbearbeiteten sowie im teilweise und im vollständig nachbearbeiteten Zustand dargestellt.

Bild 54: CAD Darstellung eines optisch vermessenen Schaufel Mock-ups (links); Foto mit Schaufel Mock-ups im unbearbeiteten sowie im teilweise und im vollständig nachbearbeiteten Zustand (rechts)



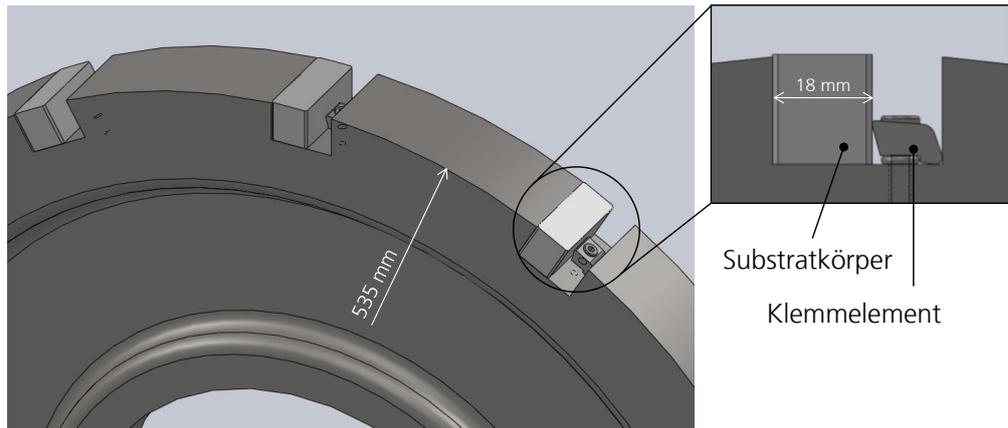
Zwischenfazit:

Eine Strategie für die generative Fertigung von defektfreien Schaufel Mock-ups mit genügend Aufmaß für eine spanende Nachbearbeitung wurde entwickelt. Die angewandten Verfahrensparameter entsprechen den Prozessfenstern für 2 mm und 4 mm breite Spuren aus den Beschichtungsdiagrammen in Schritt 1 der Verfahrensentwicklung. Zur Vermeidung von Defekten im Bereich der Schaufelkanten ist eine Anpassung der Schweißstrategie notwendig. Durch Anpassung der Wartezeiten am Spuranfang und durch Rampen der Laserleistung auf 0 Watt an den Spurenden mit anschließendem Umschmelzen dieser Bereiche können die Defekte vermieden werden. Da die Schaufel Mock-ups bisher einzeln eingespannt und gefertigt wurden, ist eine Übertragung der Schweißstrategie auf einen BLISK-ähnlichen Fertigungsfall notwendig. Ein BLISK-ähnlicher Fertigungsfall ist dann gegeben, wenn mehrere Schaufeln auf einer Scheibe gleichzeitig gefertigt werden.

Entwicklung einer Demonstrator-BLISK: Für die gleichzeitige Fertigung mehrerer Schaufel Mock-ups und zur Entwicklung von Verfahrensstrategien für das LA einer ganzen BLISK wird ein Demonstratorbauteil, im Folgenden Demonstrator-BLISK genannt, entwickelt [Sch11, Wit11a]. Diese Demonstrator-BLISK besteht aus einer Scheibe aus C45-Stahl mit einem Außendurchmesser von 535 mm und einer Breite von 45 mm, in die zwölf auf dem Umfang verteilte Nuten zur Aufnahme der Substratkörper (Quader) eingebracht sind (Bild 55 und Fertigungszeichnung im Anhang 0). Zur Gewichtseinsparung werden auf beiden Planseiten der Scheibe Aussparungen vorgesehen und zum Schutz vor Oxidation wird das Bauteil brüniert, wodurch es eine schwarze Färbung erhält. Die

Substratkörper werden in den Nuten der Demonstrator-BLISK durch Klemmelemente verspannt (siehe Bild 55, rechts). Dadurch sind ein schnelles Lösen und Festziehen sowie eine reproduzierbare Positionierung der Substratkörper durchführbar.

Bild 55: Schematische Darstellung der Demonstrator-BLISK mit eingespannten Substratkörpern und Detailansicht der Befestigungsmöglichkeit mit Hilfe von Klemmelementen [Sch11]

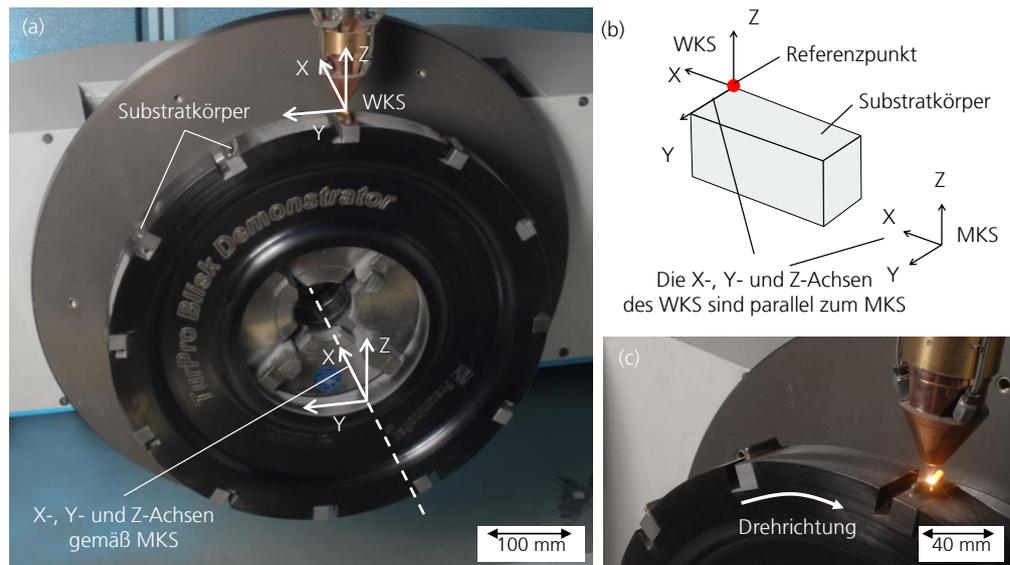


Positionierung: Zur Inbetriebnahme an der Anlage TLC 1005 wird die Demonstrator-BLISK wie folgt positioniert:

- Die Rotationsachse der Demonstrator-BLISK wird parallel zur X-Achse des Maschinenkoordinatensystems (MKS) ausgerichtet. Durch die Anlagensteuerung kann die Positionierung des Dreh-Kipp-Tisches durch Angabe eines Drehwinkels in die in Bild 56 dargestellte Lage vorgenommen werden.
- Die Planfläche des Substratkörpers, auf die auftraggeschweißt wird, wird parallel zur X-Y-Ebene des MKS positioniert. In diesem Positionierungsschritt wird die Oberfläche des Substratkörpers, auf die eine Schaufel aufgebaut werden soll, durch Rotation der Demonstrator-BLISK um die X-Achse (A-Achse) parallel zur X-Y-Ebene des MKS ausgerichtet. Der Bearbeitungskopf (bzw. der aus der Düse austretende Laserstrahl) ist parallel zur Z-Achse des MKS ausgerichtet, wodurch die Bearbeitung senkrecht zur Oberfläche der Substratkörper erfolgt. Die Ausrichtung eines Substratkörpers im MKS ist schematisch in Bild 56b dargestellt.
- Der Referenzpunkt, durch den das Werkstückkoordinatensystem (WKS) festgelegt wird, wird auf eine Ecke des Substratkörpers positioniert (Bild 56b). Dieser Referenzpunkt wird durch den gemeinsamen Schnittpunkt der Seitenflächen des Quaders festgelegt. Die Seitenflächen des Quaders sind wiederum durch die Einspannung innerhalb des BLISK-Demonstrators parallel zur X-Y-, X-Z- und Y-Z-Ebene des MKS ausge-

richtet. Der Bearbeitungskopf wird mit Hilfe einer CCD-Kamera so positioniert, dass die Düse (der TCP) exakt über dem Referenzpunkt steht. Der Abstand zwischen der Oberfläche des Substratkörpers und der Düse wird mit Hilfe eines Abstandhalters auf 12 mm eingestellt.

Bild 56: Darstellung der Demonstrator-BLISK in der Werkstückaufnahme an der Anlage TLC 1005 und eingezeichnetes Koordinatensystem (a); Schematische Darstellung des Substratkörpers mit eingezeichnetem Referenzpunkt und Koordinatensystemen (b) Prozessaufnahme und eingezeichnete Drehrichtung der Scheibe (c) [Wit11a, Sch11]



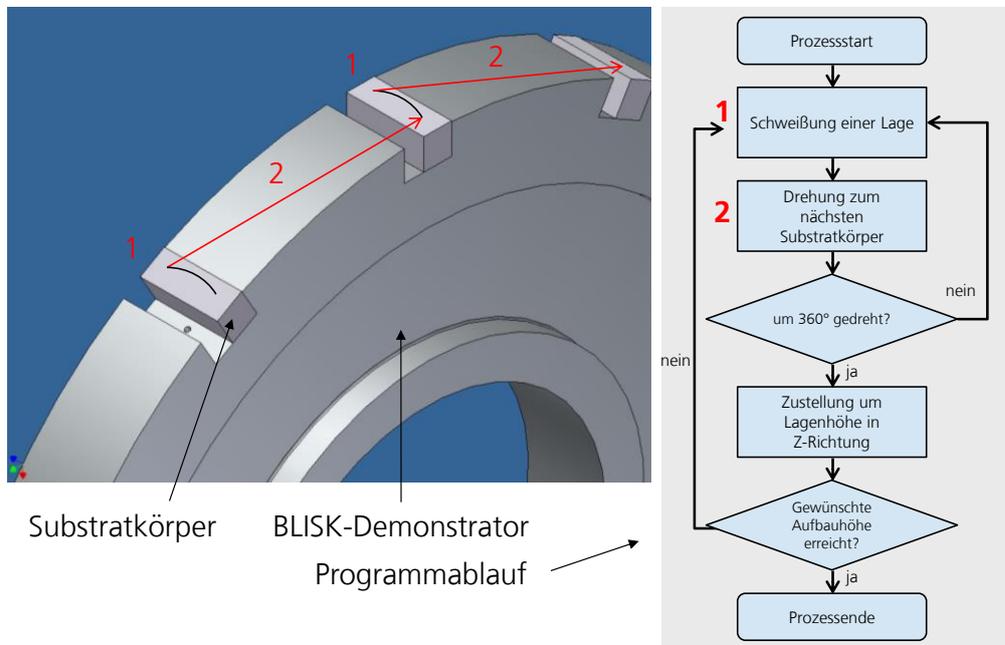
Programmablauf: Im NC-Programm zum Aufbau mehrerer Schaufeln auf der Demonstrator-BLISK wird die Möglichkeit vorgesehen, eine unterschiedliche Anzahl an Substratkörpern einzuspannen und in einem Programmablauf bearbeiten zu können. D.h. es können 1,2,4,6, oder 12 Schaufeln in einem Programmablauf gefertigt werden. Im ersten Umlauf wird jeweils auf alle zu bearbeitenden Substratkörper die erste Lage des Schaufelfußes geschweißt. Nach jeder geschweißten Lage wird die Demonstrator-BLISK bis zum nächsten Substratkörper weitergedreht und zeitgleich wird der Bearbeitungskopf auf den Startpunkt der nächsten Schaufellage positioniert. Schematisch ist der Programmablauf in Bild 57 dargestellt. Nach einer gesamten Umdrehung der Demonstrator-BLISK wird der Bearbeitungskopf um die Lagenhöhe in Z-Richtung bewegt und mit der Schweißung der zweiten Lage fortgefahren. Nach dem Aufbau des Schaufelfußes wird die gleiche Verfahrensstrategie zum Aufbau des Schaufelblatts angewendet. Folgende Vorteile werden durch diese Verfahrensstrategie erzielt:

- Durch den gleichmäßigen Wärmeeintrag über den gesamten Umfang des Bauteils kann der Verzug der Scheibe minimiert werden.
- Abkühlzeiten können realisiert werden, ohne dass der Prozess unterbrochen werden muss.

- Durch den sukzessiven Aufbau der einzelnen Schaufellagen entstehen keine Zugänglichkeitsprobleme des Bearbeitungskopfes.

Während der Positionierfahrten zwischen zwei Substratkörpern wird die Laserstrahlung ausgeschaltet. Der Pulvermassenstrom wird kontinuierlich gefördert, da dieser systembedingt nicht (nicht schnell genug) steuerbar und nur durch eine Unterbrechung des Prozesses abschaltbar ist. Mit dieser Verfahrensstrategie entfällt auf der einen Seite das Starten und Hochfahren des Prozesses (Laserleistung anfordern, Pulver- und Gasförderung einschalten, Dauer ca. 19 Sekunden), auf der anderen Seite geht während des Positionierfahrten ungenutztes Pulver verloren (Dauer der Positionierfahrt ca. 2-3 Sekunden)

Bild 57: Schematische Darstellung der Bahnstrategie auf der Demonstrator-BLISK (links); schematische Darstellung des Programmablauf (rechts) [Sch11]

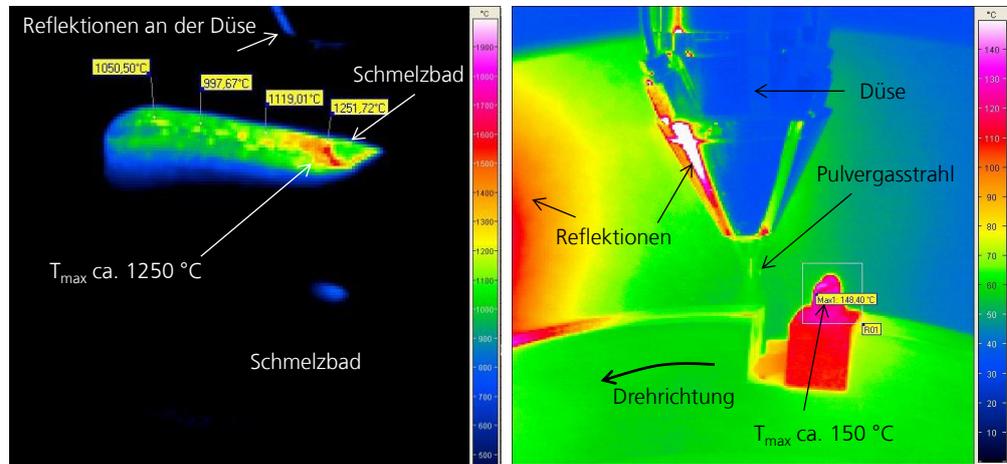


Der Programablauf zum Schweißen einer Lage des Schaufelblatts dauert bei 12 eingesetzten Substratkörpern ca. 68 Sekunden. Die Situation nach einer Umdrehung kurz vor dem Start der nächsten Lage ist in Bild 58 rechts, dargestellt. Die Temperatur der Schaufel Mock-ups beträgt ca. 150°C. Zur Fertigung einer originalen BLISK mit mehr Schaufeln vergrößert sich die Abkühlzeit auf ca. 240 Sekunden (Annahme: 76 Schaufeln, Durchmesser der Scheibe 535 mm). Daher wird davon ausgegangen, dass bei der BLISK Fertigung keine aktive Kühlung der Schaufeln notwendig ist. Die eingebrachte thermische Energie wird durch Wärmeleitung in den Grundkörper, sowie durch Wärmestrahlung und durch Konvektion transportiert [Hof98].

Bild 58: Thermografie-Aufnahme des LA-Prozesses auf der Demonstrator-BLISK;

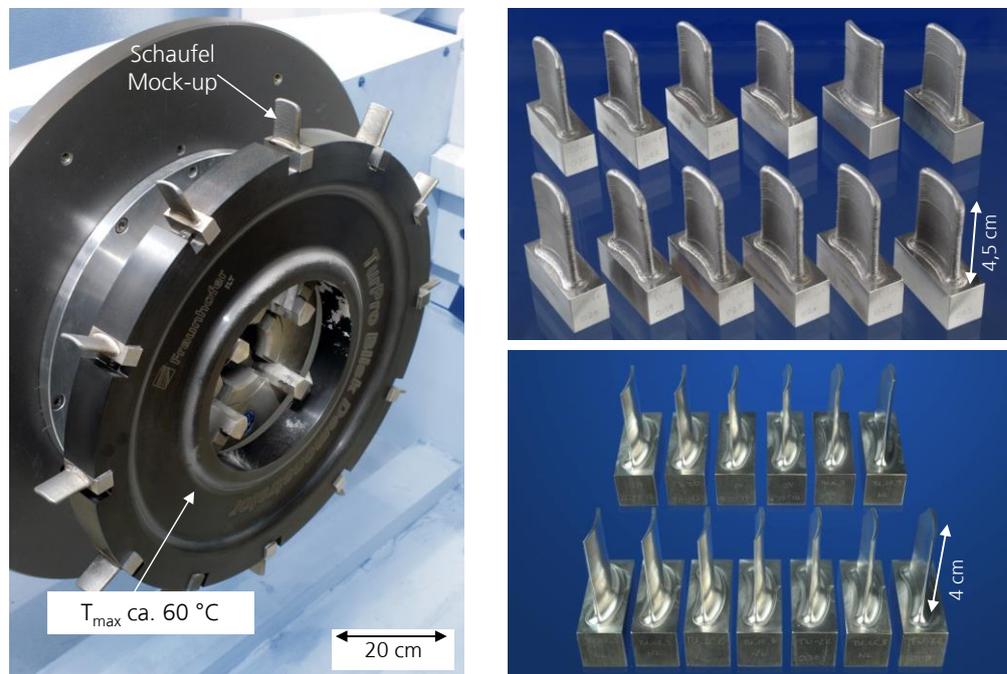
links: Während des LA-Prozesses [Sch11]

rechts: nach einer Umdrehung der Demonstrator-BLISK kurz vor dem Beginn der nächsten Lage [Sch11]



In Bild 59 ist die Demonstrator-BLISK mit 12 generativ gefertigten Schaufel Mock-ups dargestellt. Nach der kontinuierlichen Schweißung von 60 Lagen auf 12 Substratkörper ist die Schaufelhöhe (40 mm) erreicht. Der Grundkörper erwärmt sich in dieser Zeit auf ca. 60°C. Die Kühlung während des Fertigungsprozesses erfolgt ausschließlich passiv.

Bild 59: Foto der Demonstrator-BLISK mit 12 generativ gefertigten Schaufel Mock-ups (links); Foto der generativ gefertigten Schaufel Mock-ups (rechts oben) [Wit11a, Sch11]; Foto der nachgearbeiteten Schaufel Mock-ups (rechts unten)



Fazit

- Anhand der Beschichtungsdiagramme können geeignete Verfahrensparameter für die generative Fertigung einer Schaufelgeometrie abgelesen werden. Die Verwendbarkeit der Beschichtungsdiagramme ist damit nachgewiesen.
- Im Bereich der Schaufelkanten ist eine Anpassung der Schweißstrategie notwendig. Die Laserleistung muss angepasst werden, um Defekte zu vermeiden. Diese Defekte treten auf, wenn Pulverpartikel auf der Oberfläche anhaften und diese Partikel in der darauf folgenden Lage nicht vollständig aufgeschmolzen werden. Das Rampen der Laserleistung am Spurende sowie kurze Wartezeiten am Anfang einer Lage sind Möglichkeiten, mit denen Defekte vermieden werden können.
- Die Verfahrensstrategie zur generativen Fertigung von Einzelschaufeln (Mock-ups) kann auf einen BLISK-ähnlichen Fertigungsfall übertragen werden. Dazu wird eine Demonstrator-BLISK entwickelt. Eine durchgängige Prozesskette, beginnend mit der Generierung der Werkzeugbahnen bis hin zur spanenden Nachbearbeitung von Schaufel Mock-ups wird realisiert (Bild 60).

Bild 60: Schematische Darstellung der Prozesskette zur generativen Fertigung mit LA am Beispiel von Schaufel Mock-ups

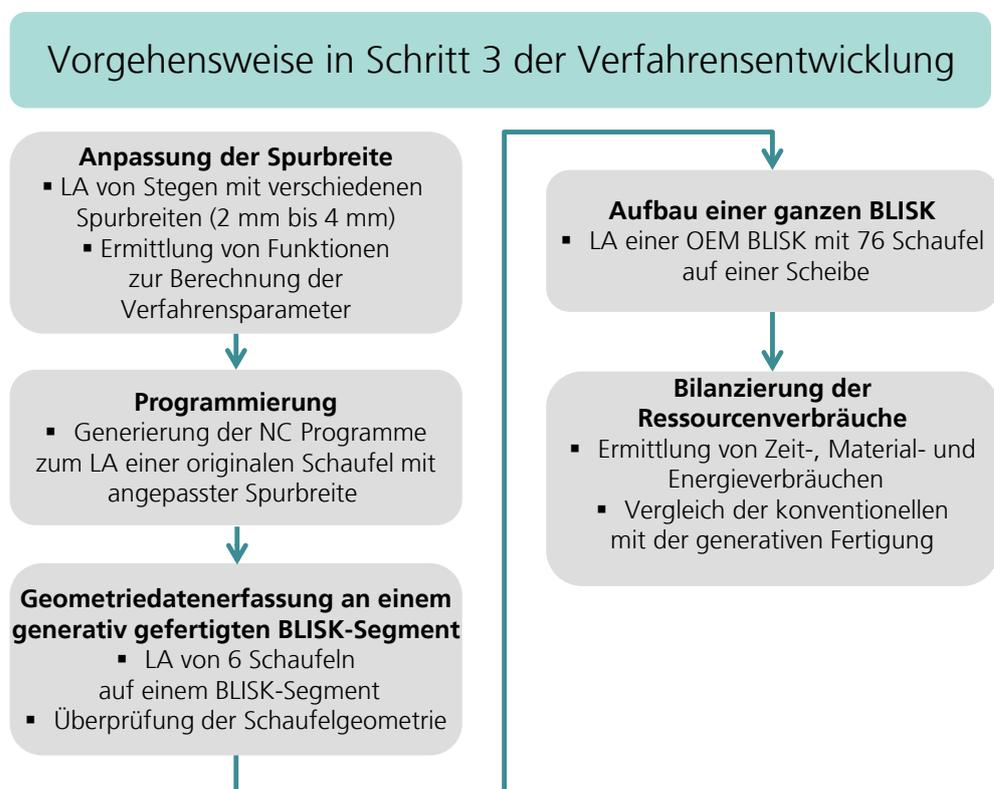


- Während der generativen Fertigung von 12 Schaufel Mock-ups mit der Demonstrator-BLISK ist eine aktive Kühlung nicht notwendig. Die Abkühlzeit während der Bearbeitung der übrigen Schaufeln ist lange genug, um eine passive Abkühlung der Schaufeln zu gewährleisten. Die Scheibe selbst erwärmt sich auf ca. 60°C.
- Eine Kühlung der Scheibe bei der Fertigung einer originalen BLISK muss ggf. vorgenommen werden. Der LA-Prozess wird aufgrund der größeren Anzahl an Schaufeln länger dauern, damit wird sich auch die Grundscheibe mehr aufwärmen.

7.3 Umsetzung des Verfahrens mit CAD/CAM/NC-Kopplung an einem Originalbauteil

Ziel dieses Schrittes ist die Übertragung der zuvor entwickelten Strategie auf eine originale BLISK Geometrie. Dabei soll eine möglichst große Auftragrate und ein konstantes Aufmaß auf die Sollkontur erreicht werden. Zur Erzielung eines konstanten Aufmaßes muss die Spurbreite während des LA Prozesse an die Sollkontur angepasst (adaptiert) werden. Die Realisierung einer derart adaptiven Prozessführung mit Hilfe einer Zoom-Optik zur kontinuierlichen Anpassung des Strahldurchmessers ist ein weiteres Ziel dieses Entwicklungsschrittes. Die Vorgehensweise zur Umsetzung des Verfahrens an einer originalen BLISK ist in Bild 61 in Form eines Flussdiagramms dargestellt.

Bild 61: Darstellung der Vorgehensweise in Schritt 3 der Verfahrensentwicklung in Form eines Flussdiagramms



Anpassung der Spurbreite: Die ermittelten Prozessfenster für $b_s = 2$ mm und $b_s = 4$ mm reichen jedoch noch nicht aus, um eine kontinuierliche Spurbreitenanpassung bei der generativen Fertigung der Schaufeln zu realisieren. Daher werden zunächst geeignete Verfahrensparameter für das LA von Spuren mit $d_L = 2,5$ mm, $d_L = 3$ mm und $d_L = 3,5$ mm ermittelt [Kha12]. Die ermittelten Verfahrensparameterkombinationen sind in Tabelle 20 dargestellt. Die Verfahrensparameter werden so eingestellt, dass bei allen Spuren die Spurbreite $b_s = 0,6$ mm erreicht wird. Eine konstante Spurbreite ist notwendig, da bei der

Fertigung der BLISK Schaufeln andernfalls keine ebenen Lagen erzielt werden. Bereits kleine Abweichungen in der Lagenhöhe summieren sich auf und könnten im extremsten Fall zu einem Abbruch des Prozesses führen [Kha12].

Spurbreite d_L [mm]	Vorschubgeschwindigkeit v_V [mm/min]	Laserleistung P_L [W]	Spurhöhe h_s [mm]	Pulvermassenstrom \dot{m}_p [g/min]	Schutzgasvolumenstrom \dot{V}_{SG} [l/min]	Fördergasvolumenstrom \dot{V}_{FG} [l/min]
2	1400	1900	0,6	22,6	12	4
2,5	1350	2650				
3	1250	3250				
3,5	1150	3700				
4	1100	4000				

Tabelle 20: Geeignete Verfahrensparameter zum LA von Stegen mit Spurbreiten zwischen 2 mm und 4 mm [Kha12]

Aus den in Tabelle 20 dargestellten Einstellungen werden folgende funktionale Zusammenhänge ermittelt [Kha12]:

- $P_L = -300 b_s^2 + 2850 b_s - 2600$ [Watt]
- $v_V = -160 \cdot b_s + 1730$ [mm/min]

Die funktionalen Zusammenhänge sind schematisch in Bild 62 dargestellt. Die experimentell ermittelten Werte entsprechen den Werten aus Tabelle 20. Da die Parametereinstellungen anhand von auftraggeschweißten und mittels Messschieber vermessenen Steggeometrien ermittelt werden, unterliegen diese Werte einer Ungenauigkeit. Diese Ungenauigkeit wird auf $\pm 0,25$ mm geschätzt.

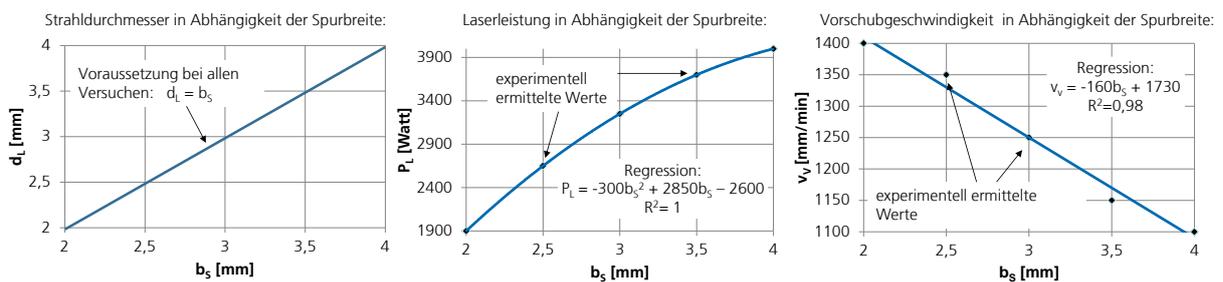
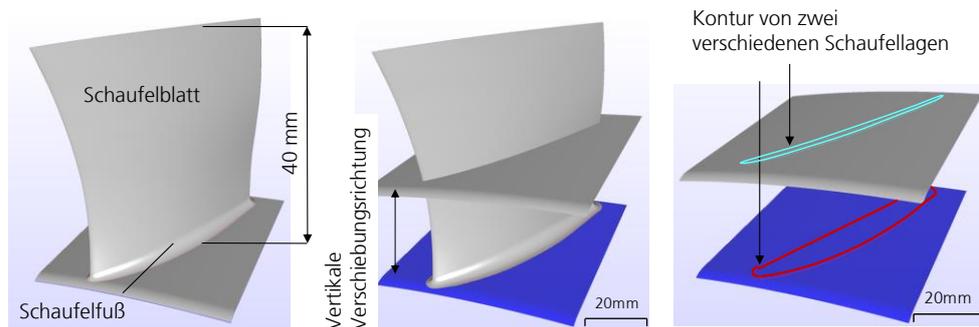


Bild 62: Graphische Darstellung der funktionalen Zusammenhänge zwischen der Spurbreite und den Verfahrensparametern [Kha12]

Programmierung: Für das Programmieren der einzelnen Schaufellagen der BLISK-Schaufler wird zunächst eine einzelne Schaufel aus dem CAD-Volumenmodell der BLISK separiert. Mit Hilfe der CAM-Software LACAM3D wird diese Schaufel in 69 einzelne Lagen mit einem Lagenabstand von 0,6 mm geteilt. Dieser Vorbereitungsschritt für die Erstellung der Programme zum LA

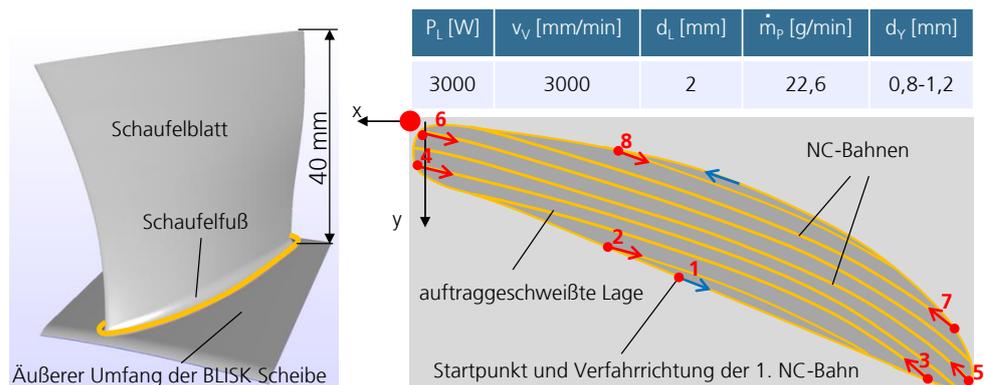
der einzelnen Schaufellagen wird auch als Slicen [Gebhardt 2006] bezeichnet. Beim Slicen der BLISK-Schaukel wird ein Flächensegment des BLISK-Umfangs als Schnittebene verwendet. Dieses Flächensegment wird in Aufbaurichtung der Schaufel verschoben. Die Kontur, die aus dem Schneiden der Schaufelgeometrie mit diesem Flächensegment resultiert, wird als Berandungskontur für eine einzelne Schaufellage verwendet. In Bild 63 ist das Slicen einer BLISK-Schaukel schematisch dargestellt.

Bild 63: CAD-Modell der BLISK-Schaukel (links); Slicen der Schaufelkontur durch Verschieben eines Flächensegmentes des BLISK-Umfangs (Mitte); Konturen von zwei Schaufellagen (rechts) [Kha12, Fle12]



Für das LA des Schaufelfußes wird die zuvor an den Schaufel Mock-ups erprobte Strategie verwendet. Zuerst wird die Außenkontur durch eine geschlossene Spur generiert. Danach wird die durch die Kontur eingeschlossene Fläche durch mehrere Spuren aufgefüllt. Die Schweißrichtung wird beim LA jeder Spur geändert. Der Spurversatz wird auf 0,8-1,2 mm eingestellt. Die Strategie zum LA der 1. Schaufellage und die verwendeten Verfahrensparameter sind in Bild 64 dargestellt.

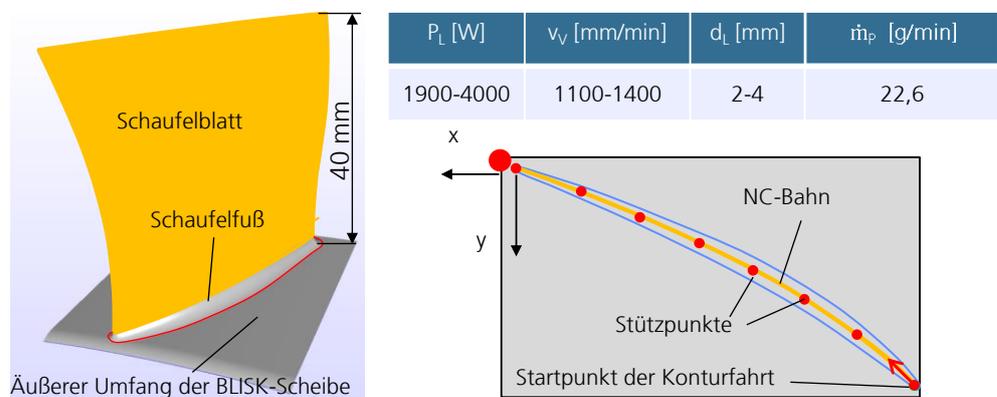
Bild 64: CAD-Modell der BLISK-Schaukel (links); Darstellung der verwendeten Verfahrensparameter und der NC Bahnen für die erste Schaufellage (rechts) [Kha12]



Das Schaufelblatt wird in Stegbauweise durch LA gefertigt. Zur Programmierung der einzelnen Lagen werden dazu zunächst die Mittellinien der Konturen ermittelt. Jede Mittellinie wird in Abschnitte unterteilt und jeder Abschnitt ist durch einen Anfangs- und einen Endstützpunkt markiert. Mit Hilfe der CAM-Software LACAM3D wird jedem Stützpunkt eine Spurbreite zugewiesen. Die Spurbreite entspricht der Konturbreite an der entsprechenden Stelle des Schau-

felblatts plus ein Aufmaß von 1 mm (entspricht 0,5 mm Aufmaß auf jeder Schaufelseite). In der CAM-Software LACAM3D sind die zuvor ermittelten funktionalen Zusammenhänge zwischen den Verfahrensparametern und der Spurbreite hinterlegt. Eine Zuweisung der jeweils geeigneten Verfahrensparameterkombination zu jedem Stützpunkt erfolgt automatisch. Zur Programmierung des Laserstrahldurchmessers wird der NC-Befehl TC_FOCUS(1, 0, TC_WERT(i)) verwendet. Dabei ist „i“ die Nummer des entsprechenden Stützpunktes. Der Zusammenhang zwischen dem TC_Wert und d_L ist im Anhang 10.10 in Form einer Kalibrierkurve dargestellt. Die Laserleistung und die Vorschubgeschwindigkeit werden zwischen den Stützpunkten linear (wegabhängig) interpoliert. An jedem Spuranfang wird eine Wartezeit von 0,08 s und eine anschließende Verweilzeit der Düse bei nicht angeforderter Laserleistung von 0,5 s programmiert. Die Schweißrichtung wird nach jeder Lage gewechselt, sodass ein gleichmäßiger Aufbau beider Schaufelkanten erreicht wird. Die Konturbahnen werden in Absolutkoordinaten bezogen auf das WKS programmiert. Der Nullpunkt des WKS ist durch den Mittelpunkt der BLISK-Scheibe bestimmt. Dieser Punkt wird bei jedem neuen Programmstart auf der Anlage eingemessen. In Bild 65 ist schematisch eine BLISK Schaufel (links) und eine Werkzeugbahn zum LA einer Lage (rechts) dargestellt. Die Stützpunkte, an denen die Verfahrensparameter eingestellt werden, sind durch Punkte auf der Werkzeugbahn dargestellt. Die Verfahrensparameterbereiche, zwischen denen interpoliert wird, sind im Bild angegeben.

Bild 65: CAD-Modell der BLISK-Schaukel (links); tabellarische Darstellung der verwendeten Verfahrensparameter und Darstellung einer NC Bahn für das Schaufelblatt (rechts) [Kha12]



Geometriedatenerfassung an einem generativ gefertigten BLISK-Segment: Zur Überprüfung der NC Programme werden zunächst zwei Schaufeln auf einem BLISK-Segment hergestellt. Die Geometrie der generativ gefertigten Schaufeln wird optisch mit Hilfe eines 3D-Laserscanners vermessen. Die durch LA gefertigten Schaufeln und das Messergebnis sind in Bild 66 dargestellt. Die gemessenen Geometriedaten werden mit der CAD-Geometrie der BLISK-Schaukel überlagert (gefittet). Auf diese Weise kann ein zu kleines Aufmaß sichtbar gemacht werden. In Bild 66 ist dargestellt, dass bei diesen Schaufeln an der Oberkante

zu wenig Material aufgebaut wird. Das geforderte Aufmaß wird an dieser Stelle nicht eingehalten.

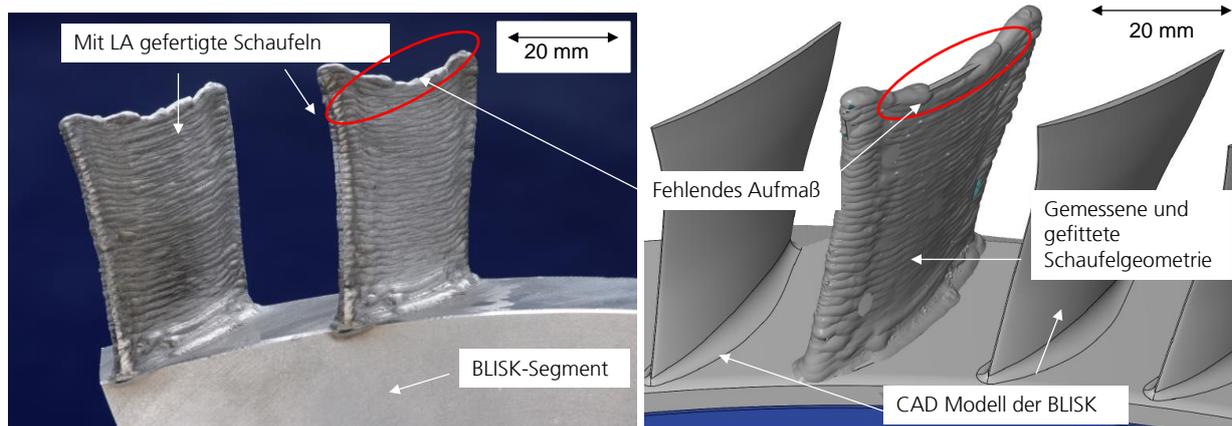


Bild 66: Fotografische Darstellung von zwei generativ gefertigten BLISK-Schaufeln auf einem BLISK-Segment (links); Darstellung des gefitteten Messergebnisses dieser Schaufel (rechts) [Kha12]

Zum Aufbau der in Bild 66 dargestellten Schaufeln wird eine koaxiale Dreistrahl-Düse (ILT SO 12) eingesetzt. Das zu kleine Aufmaß an der Schaufelspitze wird darauf zurückgeführt, dass das LA bei Verwendung einer Dreistrahl-Düse nicht vollständig richtungsunabhängig ist. Vergleichbare Ergebnisse werden bei HOFFMANN [1998] vorgestellt. In Abhängigkeit von der Richtung der Verfahrbewegung wird der Zusatzwerkstoff mit unterschiedlich großen Wirkungsgraden aufgeschmolzen. Ein Grund hierfür ist, dass die Pulverstrahlen abwechselnd stechend oder schleppend in das Schmelzbad zugeführt werden [Hof98]. Durch Verwendung einer koaxialen Ringspaltdüse, mit der gleichmäßiges, richtungsunabhängiges, LA möglich ist, kann dieser Effekt vermieden werden. Nach dem Austausch der Dreistrahl-Düse durch eine Ringspaltdüse wird der Fördergas- und der Düsengasvolumenstrom angepasst, so dass im TCP ein Restsauerstoffgehalt von < 20 ppm gemessen wird. Folgende Werte werden eingestellt [Kha12]:

- Fördergasvolumenstrom: 6 l/min (Helium)
- Düsengasvolumenstrom: 10 l/min (Argon)

Alle übrigen Verfahrensparameter bleiben unverändert. Ein BLISK-Segment mit 6 Schaufeln wird hergestellt und mittels optischer Messtechnik vermessen. Die gemessenen Geometriedaten werden mit dem CAD-Modell der BLISK verglichen. Ein positives Aufmaß von $0,5 \text{ mm} \pm 0,25 \text{ mm}$ kann für alle Schaufeln nachgewiesen werden. Das erzielte Aufmaß ist annähernd konstant, lediglich an den Schaufeleintritts- und Schaufelaustrittskanten wird ein größeres Aufmaß nachgewiesen. Ein größeres Aufmaß wird als unkritisch angesehen, da die End-

kontur durch eine spanende Nachbearbeitung erzeugt wird. Das auftraggeschweißte BLISK-Segment und das Ergebnis der optischen Vermessung sind in Bild 67 dargestellt. Das ermittelte Aufmaß ist farbig dargestellt.

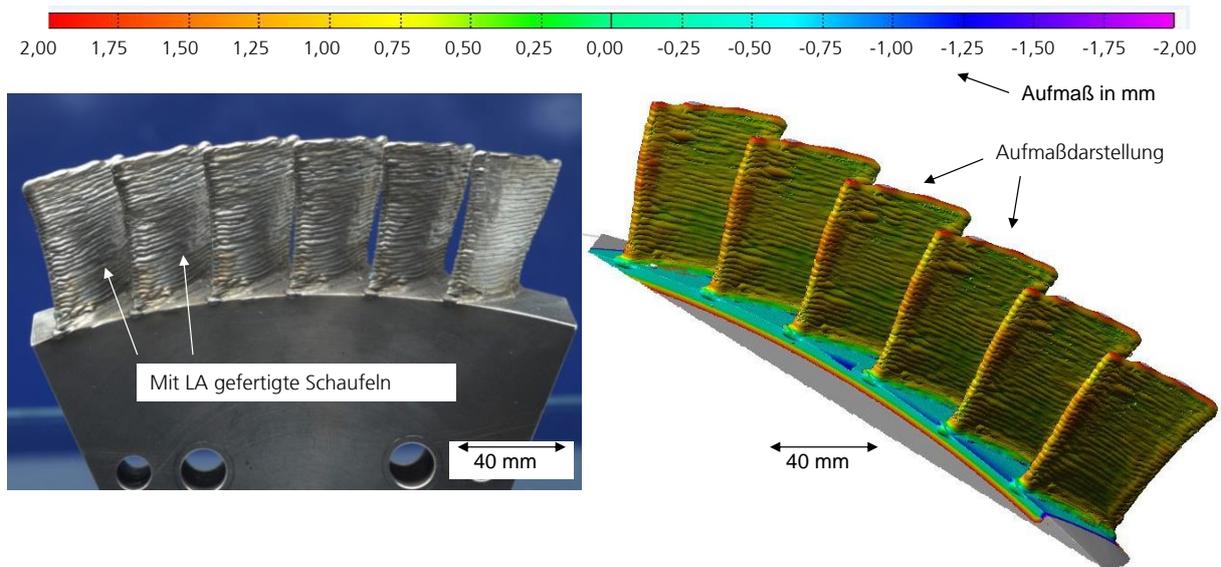


Bild 67: Fotografische Darstellung von sechs generativ gefertigten BLISK-Schaufeln auf einem BLISK-Segment (links); Darstellung des Aufmaßes dieser Schaufeln nach optischer Vermessung und Vergleich der Messergebnisse mit der Soll-Geometrie (rechts) [Kha12]

Zum LA von 76 Schaufeln auf einer BLISK-Scheibe wird die gleiche Verfahrensstrategie verwendet wie zum Aufbau des in Bild 67 dargestellten BLISK-Segments. Die BLISK-Scheibe wird spanend aus dem Werkstoff 1.4301 (X5CrNi18-10) mittels Drehen hergestellt. Zum Kühlen der BLISK-Scheibe während des LA-Prozesses wird Pressluft verwendet. Die BLISK-Scheibe wird während des LA-Prozesses handwarm (ca. 40°C). Bei der generativen Fertigung der 76 Schaufeln werden folgende Werte ermittelt:

- Bedarf pulverförmiger Zusatzwerkstoff = 9,5 kg
- Prozesszeit = ca. 7 h (entspricht 420 min)
- Bedarf Helium = 2520 Liter (420 min*6 l/min)
- Bedarf Argon = 4200 Liter (420 min*10 l/min)

In Bild 68 ist die BLISK mit 76 generativ gefertigten Schaufeln dargestellt. Eine spanende Nachbearbeitung dieser Schaufeln ist möglich, da genügend Aufmaß vorhanden ist (Bild 67).

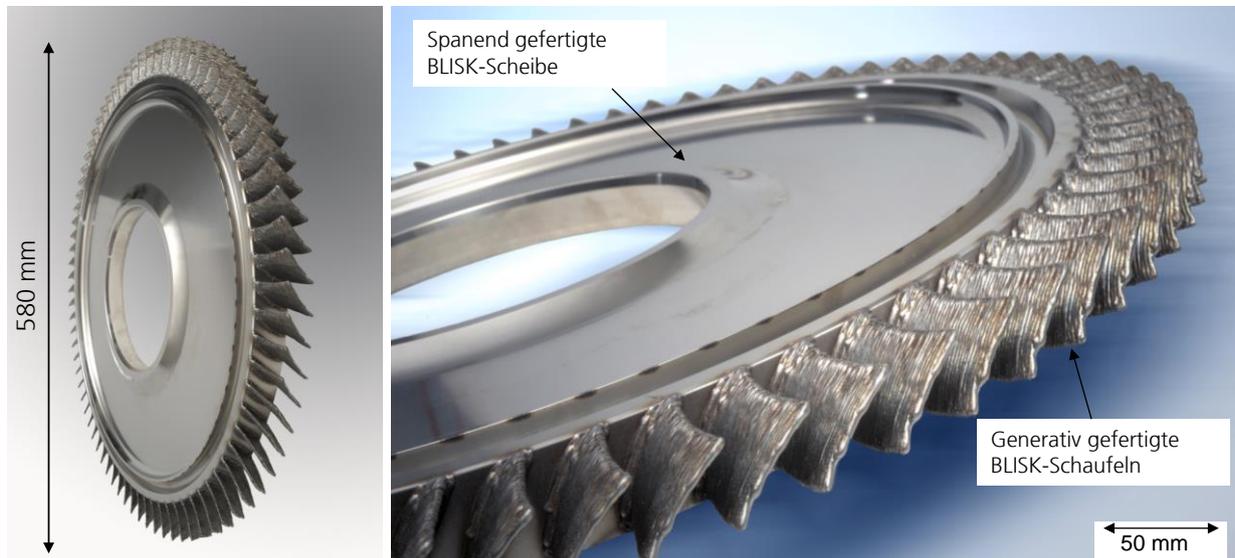


Bild 68: BLISK mit 76 Schaufeln; die Schaufeln wurden generativ mittels LA und die BLISK-Scheibe spanend gefertigt

Fazit:

Die endkonturnahe generative Fertigung einer originalen BLISK ist mit LA möglich. Mit Hilfe einer Zoom-Optik kann der Strahlradius an die Kontur angepasst (adaptiert) werden. Auf diese Weise kann ein annähernd konstantes Aufmaß von $0,5 \text{ mm} \pm 0,25 \text{ mm}$ erzielt werden. Zur Kühlung der BLISK-Scheibe während der generativen Fertigung kann Pressluft verwendet werden. Ein Verzug der Schaufeln kann an einem generativ gefertigten BLISK-Segment nicht festgestellt werden.

Bilanzierung der Ressourcenverbräuche am Fallbeispiel:

Zur Überprüfung, ob die generative Fertigung einer BLISK durch LA wirtschaftlich sinnvoll sein kann, werden die Material-, Zeit- und Energieverbräuche sowohl für den Fall der generativen Fertigung mittels LA, wie auch für den Fall einer konventionellen Fertigung geschätzt. Ein Vergleich der Verbräuche wird anschließend durchgeführt [Wit12].

In Bild 69 sind die Schritte, die bei der Bilanzierung der generativen Fertigung berücksichtigt werden, schematisch dargestellt. Die Schritte, die bei der Bilanzierung der konventionellen Fertigung berücksichtigt werden, sind in Bild 70 als Pfeile schematisch dargestellt. Durch Pfeile, die nach außen führen, wird ein Ressourcenverbrauch symbolisiert. Diese Pfeile sind durchnummeriert und werden zusätzlich durch eine hellere Farbe hervorgehoben. Die Darstellungen sind Vereinfachungen, die in Absprache mit einem Triebwerkshersteller erstellt wurden. Eine reale Prozesskette weißt weitere Schritte, z.B. die Qualitätssicherung (Rissprüfung) auf. Es wird aber davon ausgegangen, dass Ressourcenverbräuche aus diesen Schritten sowohl bei der konventionellen Fertigung wie auch bei

der generativen Fertigung anfallen und sich somit bei einem anschließenden Vergleich der Ressourcenbilanzen heraus kürzen lassen. Eine reale Prozesskette ist bei KAPPMAYER ET AL 2012 dargestellt.

Bild 69: Schematische Darstellung der Fertigungsstufen bei der generativen Fertigung einer BLISK, Bilanzströme sind als Pfeile dargestellt

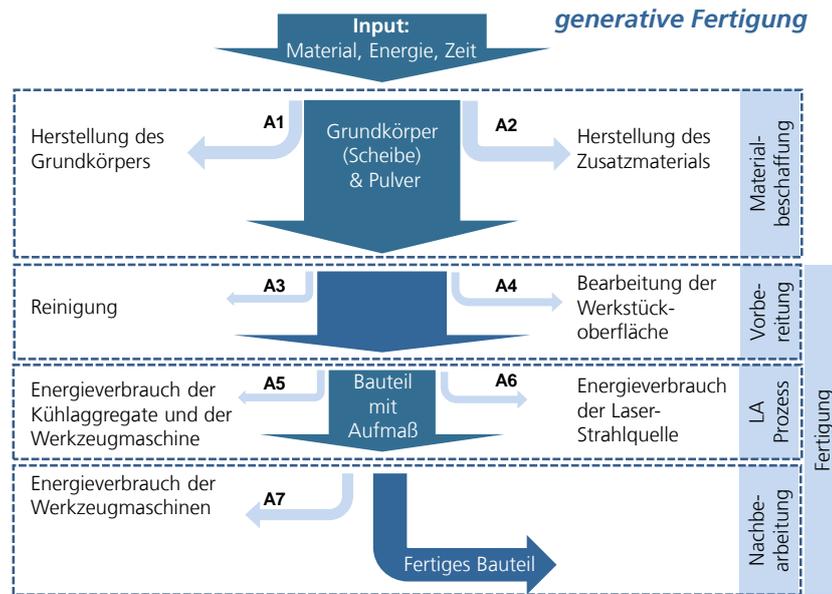
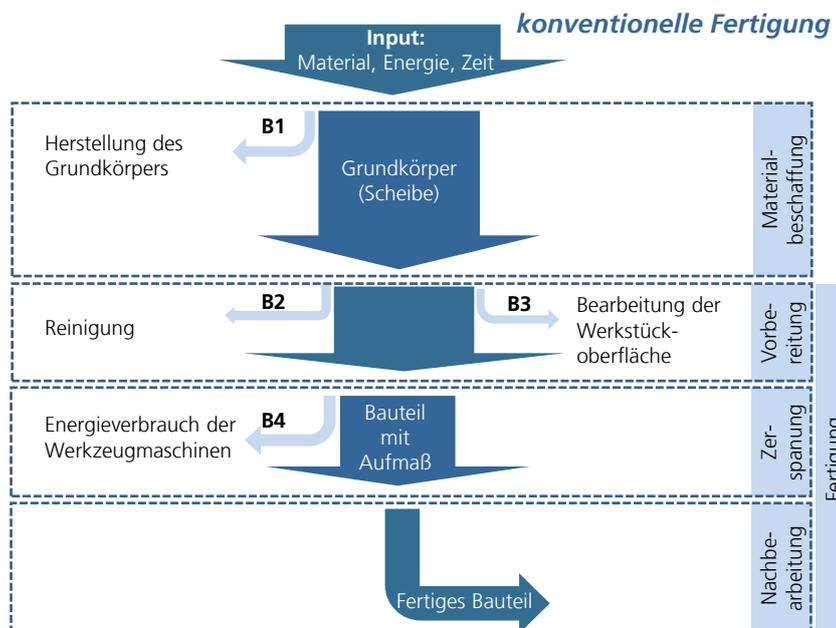


Bild 70: Schematische Darstellung der Fertigungsstufen bei der konventionellen Fertigung einer BLISK; Bilanzströme sind als Pfeile dargestellt

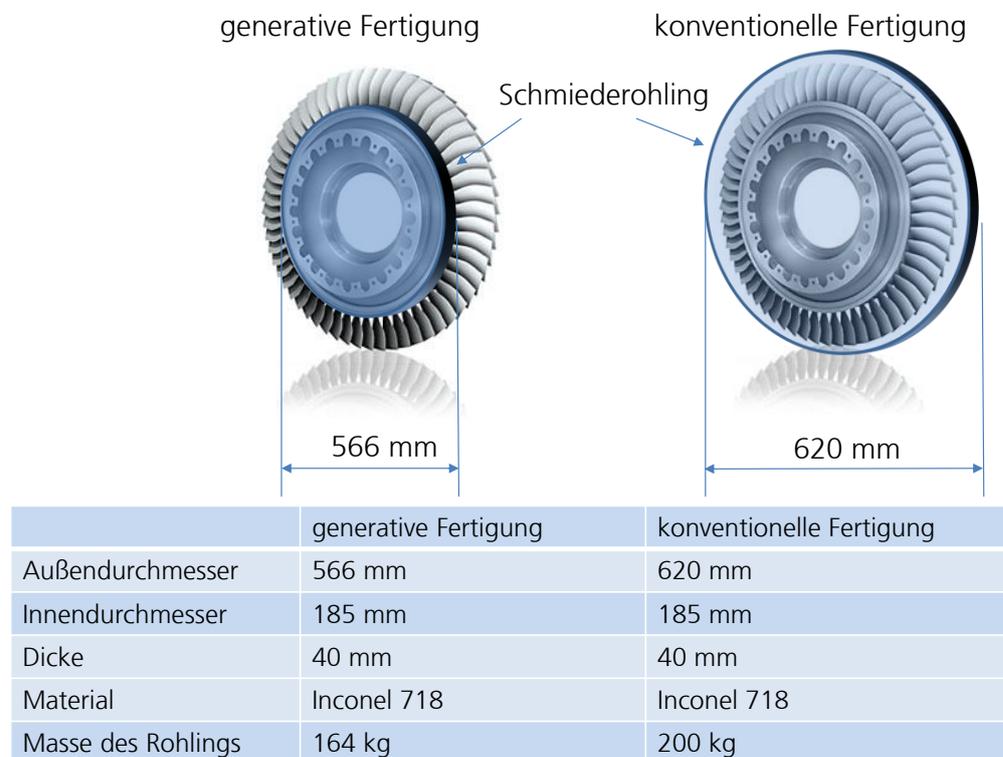


Im Folgenden werden die Ressourcenverbräuche berechnet. Dazu werden teilweise Annahmen getroffen, daher sind die ermittelten Werte als Schätzung zu verstehen.

Bilanzstrom A1 und B1; Herstellung des Grundkörpers:

Bei der konventionellen Fertigung wird die gesamte BLISK aus Vollmaterial spanend gefertigt. Der geschmiedete Grundkörper muss daher entsprechend groß sein. Bei der generativen Fertigung werden die Schaufeln auf einer Scheibe aufgebaut, weshalb der Grundkörper in diesem Fall kleiner ausfallen kann. Die Grundkörper, die zur Fertigung der BLISK verwendet werden, sind in Bild 71 schematisch dargestellt.

Bild 71: Schematische Darstellung der Schmiederohlinge zur Herstellung einer BLISK bei konventioneller und bei generativer Fertigung



Die Energiemengen, die zum Schmieden der Grundkörper benötigt werden, können aus der Energiemenge, die zum Vorheizen und der Energie für den eigentlichen Schmiedeprozess errechnet werden [Dbu12]. Die notwendige spezifische Energie zum Vorheizen eines vergleichbaren Materials wird bei [Dbu12] mit ca. 3000 kJ/kg angegeben. Weitere 25% Energie werden für den Schmiedeprozess benötigt [Dbu12]. Der Energiebedarf für den Gesamtprozess (Vorheizen und Schmieden), wird daher mit Formel **7.34** geschätzt:

$$7.34 \quad E_{A1/B1} \approx \text{Masse} \cdot \text{spez. Energie (Vorheizen)} \cdot (1 + 0,25)$$

Die Masse des geschmiedeten Grundkörpers beträgt ca. 164 kg bei der generativen Fertigung und ca. 200 kg bei der konventionellen Fertigung. Somit können mit **7.35** und **7.36** die Energiemengen für den Schmiedeprozess der Grundkörper geschätzt werden:

$$7.35 \quad m_{A1} \approx 164 \text{ kg} \quad ; \quad E_{A1} \approx 164 \text{ kg} \cdot 3000 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \cdot (1 + 0,25) = 615 \text{ MJ}$$

$$7.36 \quad m_{B1} \approx 200 \text{ kg} \quad ; \quad E_{B1} \approx 200 \text{ kg} \cdot 3000 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} \cdot (1 + 0,25) = 750 \text{ MJ}$$

Bilanzstrom A2; Herstellung des Zusatzmaterials:

Für die generative Fertigung der BLISK werden ca. 9,5 kg pulverförmiges IN 718 benötigt. Dieses Pulver wird in einem Verdünnungsprozess hergestellt. Dazu wird Stangenmaterial in einer Induktionsspule aufgeschmolzen und in einen Gasstrom aus inertem Gas zu Pulver zerstäubt [ALD11, ALD14]. Zur Ermittlung der Abschmelzleistung einer Pulververdünnungsanlage wird Kontakt zu einem Anlagenhersteller (ALD Vacuum Technologies) aufgenommen. Die Werte, die im Rahmen eines Leitfadens gestützten Telefoninterviews von einem Mitarbeiter der Firma ALD Vacuum Technologies ermittelt werden, sind in Anhang 10.13 protokolliert. Bei diesen Werten handelt es sich um realistische Schätzwerte für eine Ni-Basis Legierung:

- Abschmelzgeschwindigkeit: ca. 14 g/s
- Abschmelzenergie: ca. 2,85 kJ/g (2850 kJ/kg)

Das Pulver muss nach dem Verdünnungsprozess noch gesiebt werden, um zu große und zu kleine Partikel zu entfernen. In dem Fallbeispiel wird Pulver mit einer Korngröße zwischen 45 µm und 90 µm benötigt. Die Ausbeute nach dem Sieben bei dieser Pulverspezifikation wird wie folgt geschätzt:

- Ausbeute beim Sieben auf Körnung 45-90 µm: ca. 44 %

Insgesamt müssen daher nicht 9,5 kg sondern ca. 21,6 kg Pulver hergestellt werden (**7.37**).

$$7.37 \quad m_{A2} = \frac{9,5 \text{ kg}}{0,44} \approx 21,6 \text{ kg}$$

Die notwendige Energiemenge zur Herstellung dieser Pulvermasse kann mit Formel **7.38** geschätzt werden:

$$7.38 \quad E_{A2} \approx 21,6 \text{ kg} \cdot 2850 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}} = 61,6 \text{ MJ}$$

Bilanzströme A3/A4 und B2/B3; Reinigung und Bearbeitung der Oberfläche:

Bevor mit den Kernprozessen (Fräsen der Schaufelkontur bzw. generativer Aufbau mittels LA) begonnen werden kann, werden die Oberflächen einer BLISK-Scheibe vorbereitet. Diese Vorbereitung erfolgt i.d.R. spanend durch Plandrehen der beiden Seitenflächen sowie der Außen- und Innendurchmesser [Kap12]. Es wird angenommen, dass beide Seiten der Scheibe sowie der Innen- und Außenradius um 2 mm abgedreht werden müssen. Daraus ergeben sich ein Volumen von 1087,7 cm³ bei der generativen Fertigung und ein Volumen von 1302,4 cm³ bei der konventionellen Fertigung, das durch eine Drehbearbeitung zerspannt werden muss. Für die Bearbeitung kann ein Zeitspanvolumen von 16 cm³/min angenommen werden [Kap12]. Die Leistungsaufnahme eines Bearbeitungszentrums, an dem solche Dreharbeiten durchgeführt werden können, wird mit 30 kW geschätzt. Am Markt sind Bearbeitungszentren mit größeren und mit kleineren Leistungsaufnahmen verfügbar. Der Wert 30 kW entspricht einem mittleren Wert [Mon11]. Mit Formel 7.39 und 7.40 können folgende Zeit- und Energieverbräuche geschätzt werden:

$$7.39 \quad t_{A3\&A4} \approx \frac{1087,7 \text{ cm}^3}{16 \text{ cm}^3/\text{min}} \approx 68 \text{ min} \quad ; \quad E_{A3\&A4} \approx 68 \text{ min} \cdot 30 \text{ kW} = 122,4 \text{ MJ}$$

$$7.40 \quad t_{B2\&B3} \approx \frac{1302,4 \text{ cm}^3}{16 \text{ cm}^3/\text{min}} \approx 81 \text{ min} \quad ; \quad E_{B2\&B3} \approx 81 \text{ min} \cdot 30 \text{ kW} = 145,8 \text{ MJ}$$

Bilanzstrom A5; Energieverbrauch der Werkzeugmaschine (LA-Prozess):

In einem Expertengespräch mit Mitarbeitern der Firma Trumpf wird die Leistungsaufnahme einer Werkzeugmaschine (für ein Handlingsystem, das für die Fertigung einer BLISK geeignet ist) erfragt. Folgender Wert wird ermittelt:

- Leistungsaufnahme eines Handlingsystems: 13 kW

Die Angabe bezieht sich auf die Nennleistung der Anlage TruLaser Cell 7000 von der Firma Trumpf. Der LA-Prozess zur endkonturnahen Herstellung der Schaufeln für die BLISK dauert ca. 7 Stunden. Somit lässt sich folgende Energiemenge berechnen:

$$7.41 \quad t_{A5,A6} \approx 7h \ ; \ E_{A5} \approx 13 \text{ kW} \cdot 7h = 327,6 \text{ MJ}$$

Bilanzstrom A6; Energieverbrauch der Laserstrahlquelle:

Bei der generativen Fertigung der Schaufeln werden Laserleistungen zwischen $P_L = 1,9 \text{ kW}$ und $P_L = 3,9 \text{ kW}$ verwendet. Zu Abschätzung der benötigten Energie wird vereinfacht angenommen, dass die gesamte BLISK mit einer (mittleren) Laserleistung von $P_L = 3 \text{ kW}$ gefertigt wird. Somit könnte eine solche BLISK mit einem 3 kW TruDisk Scheibenlaser (Beispiel) gefertigt werden. In dem Expertengespräch mit Mitarbeitern der Firma Trumpf werden folgende Werte ermittelt [Wit12]:

- Leistungsaufnahme eines 3 kW TruDisk Scheibenlaser bei Nutzung der vollen Leistung: ca. 16 kW ; Die notwendige Kühlleistung für den Betrieb des Lasers ist darin enthalten.

Mit dieser Angabe kann folgender Energieverbrauch für die Strahlquelle und die Kühlung berechnet werden (7.42):

$$7.42 \quad E_{A6} \approx 16 \text{ kW} \cdot 7 \text{ h} = 403,2 \text{ MJ}$$

Bilanzströme A7 und B4; Energieverbrauch der Werkzeugmaschine (spanende Bearbeitung):

Die spanende Bearbeitung von Schaufeln erfolgt in mehreren Schritten. Der erste Schritt wird als Schruppbearbeitung bezeichnet, wobei ein großes Zeitspanvolumen erreicht wird. Daran anschließend werden ein oder mehr Feinbearbeitungsschritte durchgeführt. Für den Fall der konventionellen Fertigung wird angenommen, dass die Schaufeln zunächst mit einem Aufmaß von 2 mm aus dem Vollmaterial herausgefräst werden. Das bedeutet, dass bei der konventionellen Herstellung in einem ersten Fräsvorgang 1960 cm^3 Material abgetragen werden müssen. Dieser Wert wird auf Grundlage der CAD-Geometrie der Original-BLISK errechnet. Zur Abschätzung der Prozesszeit und des Energieverbrauchs werden Expertengespräche mit wissenschaftlichen Mitarbeitern des Fraunhofer Instituts für Produktionstechnik (Fraunhofer IPT) in Aachen geführt. Dabei werden folgende Werte ermittelt:

- Leistungsaufnahme einer Fräsanlage (Schruppbearbeitung): ca. 30 kW
- Zeitspanvolumen (Schruppbearbeitung, Material IN 718, Schaufelkontur ähnlich zum Fallbeispiel): $3,7 \text{ cm}^3/\text{min}$

Damit kann die Prozesszeit und der Energieverbrauch für diesen Arbeitsschritt wie folgt geschätzt werden:

$$7.43 \quad t_{B4.Schritt\ 1} \approx \frac{1960\ cm^3}{3,7\ cm^3/min} \approx 530\ min$$

$$7.44 \quad E_{B4\ Schritt\ 1} \approx 530\ min \cdot 30\ kW = 954\ MJ$$

Anschließend wird eine Feinbearbeitung durchgeführt, wobei die Schaufeln auf Endmaß bearbeitet werden. Bei diesem Prozess werden insgesamt $115\ cm^3$ Material abgetragen. Dieser Wert wird ebenfalls anhand des CAD-Modells der BLISK-Schaufeln errechnet. Für diesen zweiten Fräsvorgang wird folgende Annahme getroffen:

- Leistungsaufnahme einer Fräsanlage (Feinbearbeitung): ca. 30 kW
- Zeitspanvolumen (Feinbearbeitung, Material IN 718, Schaufelkontur ähnlich zum Fallbeispiel): $0,06\ cm^3/min$

Da bei der generativen Fertigung die Endkontur nicht direkt erzeugt werden kann, muss auch bei der generativen Fertigung dieser Bearbeitungsschritt durchgeführt werden. Die Prozesszeit und der Energieverbrauch für diesen Arbeitsschritt werden wie folgt geschätzt (**7.46** und **7.47**):

$$7.45 \quad t_{B4.Schritt\ 2} \approx \frac{115\ cm^3}{0,06\ cm^3/min} \approx 1917\ min$$

$$7.46 \quad t_{B4\ Schritt\ 2} \approx 1917\ min \approx t_{A7}$$

$$7.47 \quad E_{B4\ Schritt\ 2} \approx 1920\ min \cdot 30\ kW \approx 3451\ MJ \approx E_{A7}$$

Zusammenfassung der Bilanzströme:

In Bild 72 sind die Ressourcenverbräuche als Balkendiagramme dargestellt. Eine Unterteilung nach Prozesszeit, Energieverbrauch und Materialverbrauch wird vorgenommen. Die Ressourcenverbräuche, die für die generative Fertigung ermittelt werden, sind durch helle Balken dargestellt und die Ressourcenverbräuche für die konventionelle Fertigung werden durch die dunklen Balken dargestellt. Unter Voraussetzung der getroffenen Annahmen und Vereinfachungen werden folgende Einsparpotentiale ermittelt:

- Material: ca. 10 %
- Zeit: ca. 10 %

- Energie: ca. 9 %

Eine Reduzierung des Verbrauchs von den drei Ressourcen Material, Zeit und Energie kann als Indiz dafür gewertet werden, dass eine wirtschaftliche Produktion durch LA prinzipiell möglich ist.

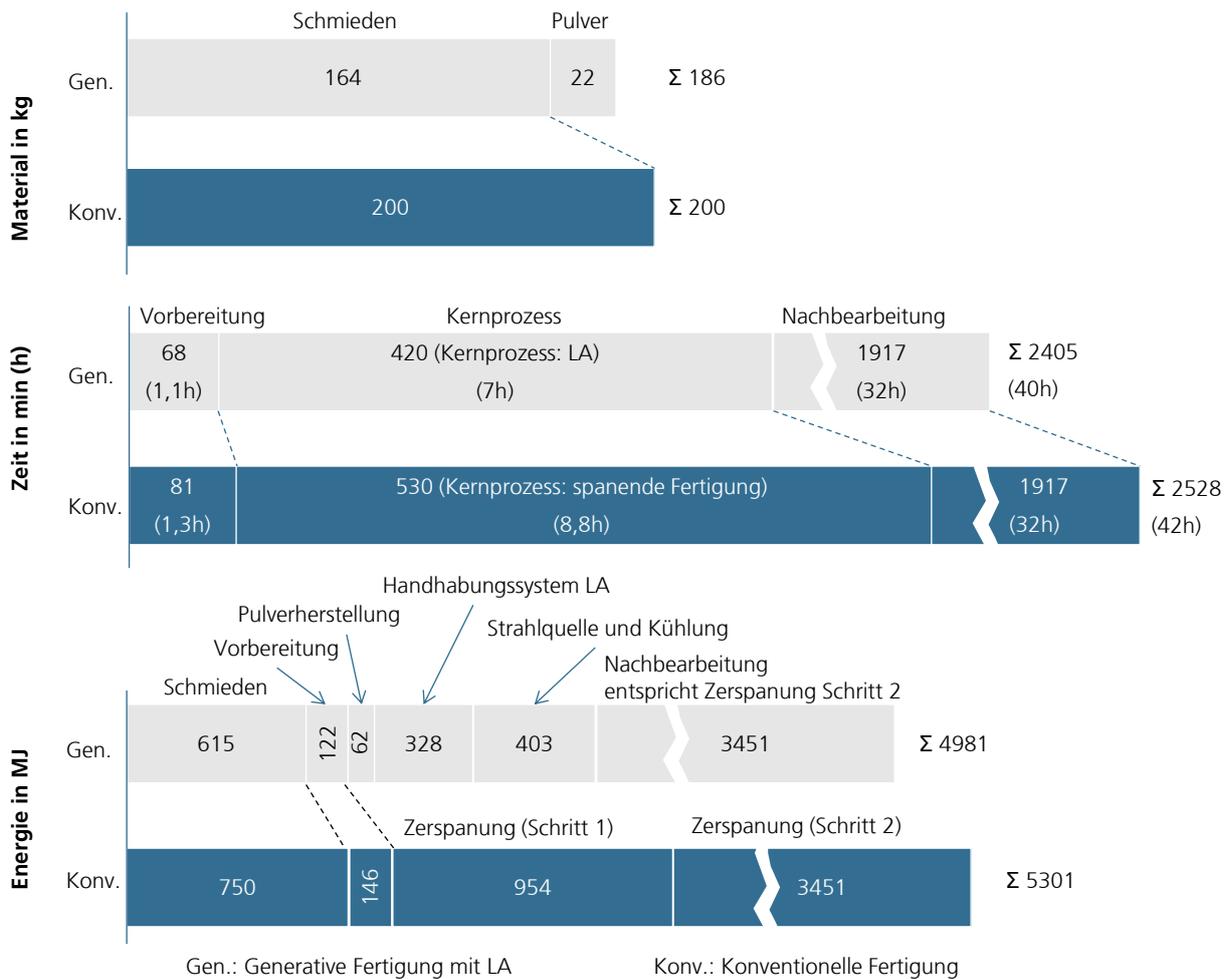


Bild 72: Bilanzierung der Prozessenergie, der Prozesszeit und der Materialmengen für die generative Fertigung und für die konventionelle Fertigung

Die in diesem Abschnitt ermittelten Ressourcenverbräuche für die generative Fertigung beziehen sich auf den Anwendungsfall einer BLISK mit kleinen Schaufeln und daher auch einem kleinen Zerspanungsvolumen. Für die Überprüfung einer Ressourceneinsparung durch die generative Fertigung ist dieses Bauteil daher kritisch zu bewerten. Bei BLISKS mit größeren Schaufeln und entsprechend größeren Schaufelzwischenräumen kann ein größeres Einsparpotential erwartet werden.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Die zunehmende Globalisierung und die Belastung unserer Umwelt durch Schadstoffausstoß jeglicher Art führen dazu, dass sich der Wettbewerbsdruck auf produzierende Unternehmen drastisch erhöht. Dieser Wettbewerbsdruck äußert sich darin, dass neue Fertigungstechnologien entwickelt werden, die zum einen eine Ressourcen-schonende Herstellung erlauben und zum anderen hochgradig flexibel eingesetzt werden können. Die Flexibilität von Produktionstechnologien gewinnt zunehmend an Bedeutung, da hierdurch, erstmalig nach der Entwicklung der Massenproduktion, die Möglichkeit geschaffen wird, den Ansatz „Design for Function only“, also ein von Fertigungsrestriktionen und Skaleneffekten losgelöstes Produktdesign, wirtschaftlich zu realisieren [Bre12]. Klassische Vertreter solcher Produktionstechnologien, denen ein großes Maß an Flexibilität zugeschrieben wird, sind die auch als Schichtbauverfahren bekannten generativen Fertigungsverfahren. Die Fertigung von Bauteilen erfolgt dabei ohne den Einsatz produktindividueller Werkzeuge direkt aus CAD-Datensätzen.

In der dargestellten Arbeit wird das Laserstrahl-Auftragschweißen (LA) der Nickelbasis-Superlegierung Inconel 718 für eine effiziente, endkonturnahe generative Fertigung von komplexen Strukturen entwickelt. Das Ziel ist die Steigerung der Produktivität des LA Prozesses für den 3D-Anwendungsfall bei gleichzeitiger Sicherstellung der mechanischen Werkstoffeigenschaften. Das LA bietet gegenüber anderen generativen Fertigungsverfahren den Vorteil, dass Strukturen auf geometrisch komplexe Grundkörper aufgebaut werden können. Dadurch ist das LA sehr flexibel einsetzbar. Aufgrund der bisher geringen Produktivität wird das Verfahren jedoch vorwiegend im Bereich der Reparatur und der Beschichtung eingesetzt.

Die Steigerung der Produktivität kann dabei als ein Zusammenspiel von drei Faktoren betrachtet werden: Zum einen wird durch die Auftragrate die Geschwindigkeit vorgegeben, mit der Bauteile erzeugt werden können. Durch die erzielbare Geometrietreue wird der Aufwand für eine Nachbearbeitung vorgegeben. Bereits zwischen diesen beiden Faktoren bestehen Wechselwirkungen, denn der Einsatz z.B. einer 10 mm breiten Spur beim LA mag eine große Auftragrate ermöglichen, ein endkonturnaher Aufbau einer filigranen Schaufelkontur ist so jedoch nicht möglich. Als dritter Faktor sind stets die Materialeigenschaften zu berücksichtigen. Durch Defekte, die im Gefüge auftreten, wenn der LA Prozess zu großen Auftragsraten hochskaliert wird, kann eine Schwächung des Materials erfolgen. Vorrangiges Ziel hierbei ist es, Defekte, wenn möglich, zu vermeiden, oder, wenn Defekte nicht zu vermeiden sind, diese zumindest vorhersagbar zu machen. Auf diese Weise kann in der Phase des Produktdesigns bereits darauf Rücksicht genommen werden.

Zur Steigerung der Auftragrate werden im Rahmen dieser Arbeit zunächst Grundlagenuntersuchungen an Einzelspuren durchgeführt. Dazu werden für unterschiedliche Spurbreiten (untersucht werden 2 mm, 4 mm und 10 mm breite Spuren) Prozessfenster für das LA ermittelt. Für die Darstellung der Prozessfenster wird ein Beschichtungsdiagramm entwickelt. Auftragraten bis zu 270 mm³/s für 10 mm breite Spuren und ca. 140 mm³/s für 2 mm und 4 mm breite Spuren werden erreicht. Vor dieser Arbeit entspricht der Stand der Technik für endkonturnahes LA der Nickelbasis-Superlegierung Inconel 718 ca. 3-4 mm³/s.

Aus dem Verlauf der Prozessfenster für LA mit großen Auftragraten kann abgelesen werden, dass der LA Prozess bei großen Auftragraten an Effizienz gewinnt. Bei konstanter Spurbreite und Spurbhöhe wird die Auftragrate vergrößert, wenn die Vorschubgeschwindigkeit vergrößert wird. Eine Anpassung der Laserleistung und des Pulvermassenstroms sind notwendig, jedoch muss bei einer Verdoppelung der Vorschubgeschwindigkeit (Beispiel) die Laserleistung nicht zwangsweise verdoppelt werden. Die größere Effizienz des LA bei großen Auftragraten wird darauf zurückgeführt, dass durch Mehrfachreflexionen der Laserstrahlung im Pulvergasstrahl ein größerer Anteil der Laserstrahlung thermalisiert wird und mit den Pulverpartikeln in das Schmelzbad transportiert wird. Bei kleineren Auftragraten und weniger dichten Pulvergasstrahlen geht dieser Teil der Laserstrahlung durch Reflektion verloren.

Die entwickelten Prozessfenster werden anhand von Zugproben verifiziert. Dazu werden mit Verfahrensparametern, die den Prozessfenstern entsprechen, sowie mit Verfahrensparametern, die außerhalb der Prozessfenster liegen, quaderförmige Proben hergestellt, deren mechanische Eigenschaften in Zugversuchen quantifiziert werden. Im Vergleich mit Proben, die mit kleinen Auftragraten (3-4 mm³/s) hergestellt werden, wird eine Verkleinerung der Zugfestigkeit (R_m), sowie der Dehngrenze ($R_{p0,2}$) um ca. 10 % beobachtet. Die erzielten Festigkeitswerte bei realisierten Auftragraten von 40-50 mm³/s betragen ca. 97 % der Spezifikation, die Herstellerseitig (Aerospace Materials Specifications, AMS 5662) für IN 718 angegeben werden. Unter Berücksichtigung einer Steigerung der Auftragrate um den Faktor 10 wird eine derart kleine Einbuße bei der Zugfestigkeit in dieser Arbeit als tolerierbar angesehen.

Gefügeuntersuchungen, die an den Zugproben durchgeführt werden, zeigen, dass die Porosität und die Ausscheidungen im Gefüge in einem Zusammenhang mit der erzielten Festigkeit des Materials stehen.

Die Ermittlung der Porosität als prozentualer Flächen- oder Volumenanteil, wie es bisher im Bereich der generativen Fertigung üblich ist, macht keinen Sinn. Eine Porosität von x% kann durch eine sehr große Pore oder durch eine große Anzahl sehr kleiner Poren im Gefüge berechnet werden. Die Kerbwirkung und die damit einhergehende Schwächung des Materials sind jedoch bei großen Po-

ren kritischer. In dieser Arbeit wird nachgewiesen, dass mit Hilfe der logarithmischen Normalverteilung und der Extremwertverteilung Typ 1 die Verteilung von Poren im auftraggeschweißten Gefüge beschrieben werden kann. Darüber hinaus wird gezeigt, dass eine Korrelation zwischen der Zugfestigkeit des Materials und den Verteilungsparametern möglich ist.

Neben Poren im Gefüge kann eine Schwächung des Materials durch z.B. Laves- oder δ -Phasen nachgewiesen werden. Anhand von Zugproben, die mit Verfahrensparametern geschweißt werden, die außerhalb der ermittelten Prozessfenster liegen und bei denen eine tendenziell zu große Laserleistung eingesetzt wird, werden diese Phasen nachgewiesen. Da der Nachweis dieser Phasen mit EBSD- (electron backscatter diffraction) und EDX- (energy dispersive X-ray spectroscopy) Analysen aufwendig ist, wird nach einer alternativen Möglichkeit gesucht, das auftraggeschweißte Gefüge in Bezug auf eine Qualitätsminderung durch unerwünschte Phasen zu bewerten. Dabei zeigt sich, dass der primäre Dendritenarmabstand (DAS) in einem Zusammenhang mit den im Gefüge vorhandenen Ausscheidungen steht. Eine Messmethode zur Ermittlung des DAS anhand von lichtmikroskopischen Aufnahmen wird daher entwickelt. Diese Methode stellt einen geringeren Aufwand dar und ist damit für eine große Anzahl von Zugproben realisierbar.

Durch die systematische Analyse der Porenverteilungsgrößen und der DAS-Werte sowie die Zusammenfassung der Ergebnisse in Form eines empirischen Werkstoffmodells kann zukünftig eine signifikante Reduktion des Prozessentwicklungsaufwands erzielt werden. So können bspw. kleine Materialproben genutzt werden, um die Werkstoffeigenschaften eines Bauteils abzuschätzen, bevor dieses Bauteil gefertigt wird. Voraussetzung dafür ist, dass das Gefüge der Materialprobe in Bezug auf die Porenverteilung und den DAS repräsentativ ist. Die entwickelten Beschichtungsdiagramme können genutzt werden, um geeignete Verfahrensparameter einzugrenzen.

Die Übertragung der Verfahrensparameter und Verfahrensstrategien auf komplexe, dünnwandige Schaufelgeometrien ist möglich und wird in dieser Arbeit gezeigt. Eine Strategieanpassung ist jedoch im Bereich der Schaufelkanten notwendig. Anhaftende Pulverpartikel, die am Ende einer Spur mit dem Schmelzbad in Kontakt kommen, bevor dieses erstarrt ist, werden in der darauf folgenden Schweißlage nicht vollständig aufgeschmolzen. Durch die Anpassung von Wartezeiten am Spuranfang und durch Rampen der Laserleistung auf den Wert 0 Watt am Ende der Spur können diese Defekte vermieden werden.

Durch Implementierung einer Demonstrator-BLISK (BLade integrated dISK, Schaufellauftrad) kann erstmalig die gleichzeitige generative Fertigung von mehreren Schaufeln, und damit ein BLISK-ähnlicher Fertigungsfall, erprobt werden. Eine durchgängige Prozesskette, beginnend mit der Programmierung der

Werkzeugbahnen für den LA Prozess über die optische Vermessung der generativ gefertigten Schaufeln bis hin zu spanenden Nachbearbeitung wird gezeigt.

Die Verfahrensstrategien werden anschließend auf eine originale BLISK für ein Flugtriebwerk übertragen. Erstmals wird dabei eine Zoom-Optik zur Adaption des Laserstrahldurchmessers in einen generativen Fertigungsprozess implementiert. Mithilfe dieser Zoom-Optik und mit auftragschweißspezifischen Transferfunktionen zur Anpassung der Verfahrensparameter an die lokale Breite der Schaufelkontur, wird eine originale BLISK endkonturnah gefertigt. Das Aufmaß beträgt $0,5 \text{ mm} \pm 0,25 \text{ mm}$. Die BLISK-Scheibe wird spanend mittels Drehen erzeugt.

Der Ressourcenverbrauch bei der generativen Fertigung und bei der konventionellen Fertigung dieser BLISK wird auf Grundlage von Prozesszeiten und Materialverbräuchen ermittelt. Teilweise werden zur Berechnung Angaben verwendet, die zuvor in Expertengesprächen mit z.B. Anlagenherstellern für Pulververdüngungsanlagen oder Herstellern von Lasersystemen ermittelt wurden. Aus dieser Untersuchung geht hervor, dass im Fall der generativen Fertigung durch LA ein Einsparpotential von ca. 10% für Material, Zeit und Energie gegeben ist. Dieses Ergebnis bezieht sich auf den Fall der generativen Fertigung einer BLISK mit kleinen Schaufeln und entsprechend kleinen Schaufelzwischenräumen. Bei BLISKS mit größeren Schaufeln kann mit einem größeren Einsparpotential gerechnet werden. Von Pulverbettbasierten Verfahren (z.B. Selective Laser Melting, SLM) sind Beispiele bekannt, bei denen ein Luftfahrtbauteil („Aluminium Bracket“) topologieoptimiert und anschließend generativ gefertigt wurde. Dabei können 50% Gewichtseinsparung und eine Reduktion des Prozessabfalls im Vergleich zur spanenden Fertigung von 90% erreicht werden [Kra10; Sch11]. Ähnliche Einsparpotentiale sind für das LA ebenfalls denkbar.

Ein zukünftiger Entwicklungsschwerpunkt ist die Verbesserung der Konturtreue beim LA mit großen Auftragraten. In dem Fallbeispiel der BLISK-Fertigung bedeutet ein Aufmaß von $0,5 \text{ mm} \pm 0,25 \text{ mm}$, dass die BLISK den gleichen Feinbearbeitungsschritt durchlaufen muss, der auch in der konventionellen Fertigung für dieses Bauteil vorgesehen ist. Gerade diese Feinbearbeitung nimmt aber sehr viel Zeit und damit auch Energie in Anspruch. Von den insgesamt ca. 40 Stunden Prozesszeit für die generative Fertigung der BLISK entfallen ca. 32 Stunden auf die Feinbearbeitung. Eine generative Fertigung mittels LA wird sich daher in Zukunft nur dann etablieren können, wenn entweder eine Nachbearbeitung nicht nötig, oder im Fall einer Notwendigkeit, stark verkürzt werden kann.

9 Literatur

- [AMO12] Advanced Manufacturing Office, United States Department of Energy, Materials: Foundation for the clean energy future, http://energy.tms.org/docs/pdfs/Materials_Foundation_for_Clean_Energy_Age_Press_Final.pdf , Abruf: 27.06.2014
- [Agh12] Aghasibeig, M.; Fredriksson, H.; Laser cladding of a featureless iron-based alloy, *Surface & coatings technology*, 2012, Band 209, Seiten 32-37
- [ALD14] ALD Vacuum Technologies, Produkt- und Verfahrensübersicht, <http://web.ald-vt.de/cms/vakuum-technologie/downloads/technologie-und-produktuebersicht/> , Abruf am 29.05.2014
- [ALD11] ALD Vacuum Technologies, Ceramic-Free metal powder production for reactive and refractory metals, <http://web.ald-vt.de/cms/vakuum-technologie/downloads/produktbroschueren/>, Abruf am 29.5.2014.
- [And13a] Anderson, E.; Additive manufacturing in China: Threats, opportunities, and developments (part 1), *The SITC Bulletin*, 2013 <http://igcc.ucsd.edu/research/technology-and-security/innovation-and-technology-in-china/sitc-publications/>, Abruf am 23.04.2014.
- [And13b] Anderson, E.; Additive manufacturing in China: Aviation and aerospace applications (part 2), *The SITC Bulletin*, 2013, <http://igcc.ucsd.edu/research/technology-and-security/innovation-and-technology-in-china/sitc-publications/>, Abruf am 23.04.2014.
- [Bal13] Baldrige, T.; Poling, G.; Foroozmehr, E.; Kovacevic, R.; Metz, T.; Kadekar, V.; Gupta, M.; Laser cladding of Inconel 690 on Inconel 600 superalloy for corrosion protection in nuclear applications, *Optics*

- and lasers in engineering, 2013, Band 51, Seiten 180-184
- [Bea04] Beaubois, V.; Huez, J.; Coste, S.; Brucelle O.; Lacaze J.; Short term precipitation kinetics of delta phase in strain free Inconel 718 alloy, Materials science and technology, 2004, Band 20, Seiten 1019-1026
- [Bei95] Beiss, P.; Zuverlässigkeit, Skript zur Vorlesung, Professur und Institut für Werkstoffkunde, RWTH-Aachen, 1995
- [Ber08] Berns, H; Theisen, W.; Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 4. Auflage, 2008
- [Bi11] Bi, G.; Gasser, A.; Restoration of nickel-base turbine blade knife-edges with controlled laser aided additive manufacturing, Physics procedia, 2011, Heft 12, Seiten 402–409
- [Bla05] Blackwell, P.L.; The mechanical and microstructural characteristics of laser-deposited IN718, Journal of Materials Processing technology, 2005, Seiten 240-246
- [Bob08] Bobzin, K.; Hochleistungswerkstoffe, Skript zur Vorlesung, Institut für Oberflächentechnik, RWTH aachen, 8. Auflage, 2008
- [Bre12] Brecher, C. et al.; Integrative production technology for high-wage countries. In: Brecher, C.(Hrsg.) Integrative production technology for high-wage countries, Springer Verlag, Berlin Heidelberg 2012, Seiten 17-76
- [Bür11] Bürgel, R.; Maier, H.J.; Niendorf, T.; Handbuch Hochtemperaturwerkstofftechnik, 4. Auflage, Vieweg+Teuber Verlag, Wiesbaden, 2011
- [Cas89] Castillo, E.; Extreme value theory in engineering, Academic press Inc. Hardcourt Brace Jovanovich publishers, 1989

- [Coz73] Cozar, R.; Pineau, A.; Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys, Metallurgical and materials transactions B, 1973, Band 4, Seiten 47–59
- [Dbu12] Deutsche Bundesstiftung Umwelt, www.dbu.de/123artikel2014_341.html, Abruf am 18.09.2012
- [DOE12] United States Department of Energy, Additive Manufacturing: Pursuing the promise, Download: <http://energy.gov/eere/amo/downloads/additive-manufacturing-pursuing-promise>, Datum des Abrufs: 27.06.2014
- [Dil05] Dilthey, W.; Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2005
- [DIN06] DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Zerstörungsfreie Prüfung von Schweißverbindungen Teil 1: Bewertung von Schweißverbindungen in Stahl, Nickel, Titan und ihren Legierungen mit Durchstrahlung Zulässigkeitsgrenzen; Deutsche Fassung EN 12517-1:2006, Beuth Verlag, Berlin, 2006
- [DIN09] DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Norm DIN 50125:2009-07, Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben, Beuth Verlag, Berlin, 2009
- [Dut09] Dutta, B.; Singh, V.; Natu, H.; Choi, J.; Mazumder, J.; Direct metal deposition, Advanced materials & processes, 2009, Seiten 29-31
- [Dut11] Dutta, B.; Palaniswamy, S.; Choi, J.; Song, L.; Mazumder, J.; Additive manufacturing by direct metal deposition, Advanced materials & processes, 2011, Seiten 33-36
- [DVS0601] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS), Schweißen von Nickel und Nickellegierungen, Merkblatt DVS 0601, DVS Verlag, Düsseldorf, 1998
- [DVS1004-1] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS), Heißrissprüfverfahren Grund-

- lagen, Merkblatt DVS 1004-1, DVS Verlag, Düsseldorf, 1996
- [Eco11] The Economist, "The Printed World: Three-dimensional printing from digital designs," 10. Februar 2011. www.economist.com/node/18114221, Abruf: 27.06.2014
- [Emm11] Emmelmann, C.; Sander, P., Kranz, J.; Wycisk E.; Laser additive manufacturing and bionics: Redefining lightweight design, Physics Procedia, 2011, Seiten 364-368
- [Eve71] Everhart, J. L.; Engineering properties of nickel and nickel alloys, Plenum Press, New York, 1971
- [Fle13] Flemmer, J.; Pirch, N.; Witzel, J.; Gasser, A.; Wissenbach, K.; Kelbassa, I.; LaCam3D, CAM solution for tool path generation for build up of complex aerospace components by laser powder deposition, Proceedings of the 37th international Matador conference, Springer Verlag, London, 2012, Seiten 61 – 64.
- [Gas10] Gasser, A.; Backes, G.; Kelbassa, I.; Weisheit, A.; Wissenbach, K.; Laser additive manufacturing - Laser metal deposition (LMD) and selective laser melting (SLM) in turbo-engine applications, Laser Technik Journal, 2010, Band 2, Seiten 58-63
- [Gae12] Gaesert, S.; Steigerung der Auftragsrate für das Laserauftragschweißen von Inconel 718 mit Breitstrahldüsen, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Lasertechnik, RWTH-Aachen und Fachbereich Maschinenbau und Mechatronik, FH Aachen, 2012
- [Geb07] Gebhardt, A.; Generative Fertigungsverfahren, Rapid Prototyping – Rapid Tooling – Rapid Manufacturing, 3. Auflage, Carl-Hanser Verlag, München, 2007
- [Geb13] Gebhardt, A.; Generative Fertigungsverfahren, Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping – Tooling – Produktion, 4. neu bearbeitete und erweiterte Auflage, Carl-Hanser Verlag, München, 2013

- [Gib10] Gibson, I.; Rosen, D. W.; Stucker, B.; Additive manufacturing technologies – Rapid prototyping to direct digital manufacturing, Springer Verlag, 2010
- [Göb08] Göbel, G.; Erweiterung der Prozessgrenzen beim Laserstrahlschweißen heißsgefährdeter Werkstoffe, Dissertation an der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität Dresden, 2008
- [Got07] Gottstein, G.; Physikalische Grundlagen der Materialkunde, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2007
- [Gra12] Graf, B.; Gumenyuk, A.; Rethmeier, M.; Laser metal deposition as repair technology for stainless steel and titanium alloys, Physics procedia, 2012, Heft 39, Seiten 376 – 381
- [Gu12] Gu, D.; Meiners, W.; Wissenbach, K.; Poprawe, R.; Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms, International materials reviews, 2012, Seiten 1-32
- [Heu09] Heubner, U.; Klöwer, J.; Nickelwerkstoffe und hochlegierte Sonderedelstähle, 4. Vollständig neu bearbeitete Auflage, Expert Verlag, Renningen, 2009
- [Hof98] Hoffmann, E.; Herstellung metallischer Bauteile durch Laserstrahlgenerieren, Dissertation an der Fakultät für Maschinenwesen der RWTH Aachen, 1998
- [Jül14] Forschungszentrum Jülich, Zentralinstitut für Engineering, Elektronik und Analytik (ZEA), Internetseite: http://www.fz-juelich.de/zea/zea-3/DE/Leistungen/AnalytischeVerfahren/AnalytischeVerfahren_node.html, Abruf: 14.07.2014
- [Kap12] Kappmeyer, G.; Hubig, C.; Hardy, M.; Witty, M.; Busch, M.; Modern machining of advanced aerospace alloys – Enabler for quality and performance, Procedia of the 5th CIRP conference on high performance cutting, 2012, Seiten 28-43
- [Kha12] Khavkin, E.; Entwicklung einer Strategie zur generativen Fertigung einer BLISK durch Laser-Auftrag-

- schweißen, Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Lasertechnik, RWTH-Aachen, 2013
- [Kel06] Kelbassa, I.; Qualifizierung des Laserstrahl-Auftragschweißens von BLISks aus Nickel- und Titanbasislegierungen, Dissertation an der Fakultät für Maschinenwesen der RWTH Aachen, 2006
- [Kel12a] Kelbassa, I.; Gasser, A.; Meiners, W.; Backes, G.; Müller, B.; High speed LAM, Proceedings of the 37th international Matador conference, Springer Verlag, London, 2012, Seiten 381 – 385
- [Kel12b] Kelbassa, I.; Wohlers, T.; Caffrey, T.; Quo vadis, laser additive manufacturing? Journal of laser applications, 2012, Band 24, Heft 5, Seiten 1-11
- [Klocke08] Klocke, F.; König, W.;, Fertigungsverfahren, 8.Auflage, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2008
- [Kno89] Knorovsky, G. A.; Cieslak, M. J.; Headley, T. J.; Romig, A. D.; Hammetter, W. F.; INCONEL 718: A solidification diagram, Metallurgical transactions A, 1989, Seiten 2149–2158
- [Kra10] Kranz, J.; Emmelmann, C.; Wycisk, E.; RM-gerechte Produktentwicklung von Flugzeugkomponenten für AIRBUS, Laserzentrum Nord, IPA Anwenderforum, 2010
- [Kur86] Kurz, W.; Fisher, D.J.; Fundamentals of solidification, Trans tech publications, Lausanne, 1986
- [Lam13] Lambarri, J.; Leunda, J.; Navas, V. G.; Soriano, C.; Sanz, C.; Microstructural and tensile characterization of Inconel 718 laser coatings for aeronautic components, Optics and lasers in engineering, 2013, Seiten 1-9
- [LCV13] LCV Lasercentrum Vlaanderen, Herstellen van compressor-as door oplassen van RVS 316 poeder, <http://www.lcv.be/170>, Abruf am 10.02.2013
- [Li11] Li, D. C.; Lu, Z. L.; Tong, Z. Q.; Lu, Q. P.; Traore, M. M.; Zhang, A. F.; Lu, B. H.; Investigation into the di-

- rect laser forming process of steam turbine blade, Optics and lasers in engineering, 2011, Seiten 1101-1110
- [Ma90] Ma, D. X.; Untersuchungen zum Erstarrungsverhalten der Ni-Basis-Superlegierungen, VDI Verlag, 1990, Band 5, Heft 211
- [Ma13] Ma, M.; Wang, Z.; Wang, D.; Zeng, X.; Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L stainless steel, Optics & laser technology, 2013, Band 45, Seiten: 209–216
- [Mal12] Inform white paper der Firma Malvern Instruments Limited, http://www.google.de/url?sa=t&rct=j&q=&src=s&source=web&cd=1&ved=0CCcQFjAA&url=http%3A%2F%2Fgolik.co.il%2FData%2FABasicGuidtoParticleCharacterization%282%29_1962085150.pdf&ei=DySgU9_4M4aUOPi7gNAP&usg=AFQjCNEErXWjplTVBJ_bur6nyEV8yyiv_g&sig2=UPzXPY1Xtlmmca bYbPZ7XA&bvm=bv.68911936,d.ZWU, Heruntergeladen am 17.06.2014
- [Mon11] Monforts Werkzeugmaschinen, www.monforts-werkzeugmaschinen.de, Titel des Dokuments: Monforts_ProduktBrosch_09-2011_final.pdf, Abruf am 10.11.2012
- [Mud07] Mudge, R.; Wald, N.; Laser engineered net shaping advances – additive manufacturing and repair, Welding journal, 2007, Seiten 44-48
- [Oda09] Odabasi, A.; Necip, Ü.; Gültekin, G.; Eruslu, Ni.; Influence of heat input on microstructure and mechanical properties of laser beam welded superalloy Inconel 718, Supplemental proceedings, Vol. 3. General Paper Selections TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2009
- [Pau12] Paul, C. P.; Mishra, S. K.; Prem Singh, C. H.; Bhargava, P.; Tiwari, P.; Kukreja, L. M.; Studies on laser rapid manufacturing of cross-thin-walled porous structures of Inconel 625, International

- journal of advanced manufacturing technologies, 2012, Band 61, Seiten 757-770
- [Qi09] Qi, H.; Azer, M.; Ritter, S.; Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718, Metallurgical and materials transactions A, 2009, Band 40, Seiten 2410-2422
- [Qi10] Qi, H.; Azer, M.; Prabhjot, S.; Adaptive toolpath deposition method for laser net shape manufacturing and repair of turbine compressor airfoils, International journal of advanced manufacturing technology, 2010, Band 48, Seiten 121-131
- [Ram05] Ram, J.G.D.; Reddy, V. A.; Rao, P. K.; Reddy, G.M.; Snudar, S.J.K.; Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds, Journal of materials processing technology, 2005, Band 167, Seiten 73-82
- [Rav13] Ravi, G.; Hao, X.; Waink, N.; Wu, X.; Attallah, M.; Direct laser fabrication of three dimensional components using SC420 stainless steel, Materials and design, 2013, Band 47, Seiten 731–736
- [Ray14] Ray, A.; Arora, K.S.; Lester, S.; Shome, M.; Laser cladding of continuous caster lateral rolls: Microstructure, wear and corrosion characterisation and on-field performance evaluation, Journal of materials processing technology, 2014, Seiten 1566-1575
- [Rol13] Roland Berger Strategy Consultants, Additive manufacturing - A game changer for the manufacturing industry? www.rolandberger.com/media/publications/2013-11-29-rb-sc-pub-Additive_manufacturing.html, Abruf am 27.05.2014
- [Rus12] Rush, M.T.; Colegrove, P.A.; Zhang, Z.; Broad, D.; Liquation and post-weld heat treatment cracking in Rene 80 laser repair welds, Journal of materials processing technology, 2012, Seiten 188-197
- [Sch09] Schleifenbaum, H.; Meiners, W.; Wissenbach, K.; Individualisierte Produktion mittels High Power Selecti-

- ves Laser Melting (SLM), wt Werkstattstechnik online, 2009, Band 99, Heft 6, Seiten 376-383
- [Sch11] Schleifenbaum, H.; Diatlov, A.; Hinke, C.; Bültmann, J.; Voswinkel, H.; Direct photonic production: towards high speed additive manufacturing of individualized goods, Production engineering research and development (Online), 2011, Band 5, Heft 4, Seiten 359-371
- [Sch12] Schopphoven, T.; Entwicklung eines empirischen Werkstoffmodells zur mikrostrukturellen Abschätzung der Zugfestigkeit für generativ gefertigte Bauteile, Diplomarbeit, Lehrstuhl für Lasertechnik, RWTH Aachen, 2012
- [Sch11] Schrage, J.; Endkonturnahe Herstellung einer Blade Integrated Disk (BLISK) durch Laserstrahl-Auftragschweißen, Diplomarbeit, Lehrstuhl für Lasertechnik, RWTH Aachen, 2011
- [Sel05] Seliga, T. Untersuchungen der Strukturstabilität von Ni-(Fe)-Basislegierungen für Rotorwellen in Dampfturbinen mit Arbeitstemperaturen über 700 °C, Schriften des Forschungszentrums Jülich, Reihe Energietechnik, 2005, Band 38
- [Sim87] Sims, C.T.; Stoloff, N.S.; Hagel, W.C.; Superalloys II, Wiley-Interscience publication, 1987
- [SMC07] Special Metals Corporation, INCONEL® alloy 718. Technical Bulletin, Publication number SMC-045, <http://www.specialmetals.com/products/inconelalloy718.php>, Abruf am 11.12.2012.
- [SMC13] Special Metals Corporation, INCONEL® alloy 625. <http://www.specialmetals.com/.../Inconel%20alloy%20625...>, Abruf am 23.04.2014.
- [Vog96] Voggenreiter, H. F.; Prozessoptimierung des Hochgeschwindigkeitsflammspritzens für die Herstellung lasttragender Strukturen der Legierungen 316L und Inconel 718, Herbert-Utz Verlag, München, 1996

- [Wei11] Weiner, B.B.; What is particle size distribution weighting: How to get fooled about what was measured and what it means? Brookhaven Instruments Corporation White Paper, www.BrookhavenInstruments.com, 2011
- [Wie12] Wiese, B.; Gefügeuntersuchung an laserauftraggeschweißtem Inconel 718 für gesteigerte Auftragraten, Masterarbeit, Lehrstuhl für Lasertechnik, RWTH Aachen, eingereicht im Fachbereich Technik, FH Flensburg, 2012
- [Wit10] Witzel, J.; Kelbassa, I.; Gasser, A.; Backes, G.; Increasing the deposition rate for laser metal deposition, International congress on applications of lasers & electro optics, Congress proceedings, 2010
- [Wit11a] Witzel, J.; Schrage, J.; Kelbassa, I.; Gasser, A.; Additive manufacturing of a blade integrated disk by laser metal deposition, International congress on applications of lasers & electro optics, Congress proceedings, 2011
- [Wit11b] Witzel, J.; Schopphoven, T.; Gasser, A.; Kelbassa, I.; Development of a model for prediction of material properties of laser clad Inconel 718 as related to porosity in the bulk material, International congress on applications of lasers & electro optics, Congress proceedings, 2011
- [Wit11c] Witzel, J.; Stannard, S.; Gasser, A.; Kelbassa, I.; Characterization of micro/macrostructure of laser clad Inconel 718 with increased deposition rates as related to the mechanical properties, International congress on applications of lasers & electro optics, Congress proceedings, 2011
- [Wit12] Witzel, J.; Generative Fertigungsverfahren als Treiber für die kundenindividuelle Massenproduktion, Diplomarbeit an der RWTH Aachen, 2012
- [Woh13] Wohlers, T.; Wohlers report 2013, Additive manufacturing and 3D printing state of the industry - Annual worldwide progress report, Wohlers Associates, Inc., 2013

- [Wol06] Wolf, M.; Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren, Bundesanstalt für Materialforschung und Prüfung, Wirtschaftsverlag NW, BAM-Dissertationsreihe 19, Bremerhaven, 2006
- [Xu14] Xu, P.; Lin C.X.; Zhou, C.Y.; Yi, X.P.; Wear and corrosion resistance of laser cladding AISI 304 stainless steel/Al₂O₃ composite coatings, Surface & coatings technology, 2014, Seiten 9–14
- [Yan12] Yang, J.; Wang, Z.; Wang, W.; Diode laser clad Co-based alloy repairing 2Cr13 steam turbine blade, 2nd International conference on materials, Mechatronics and automation, Information technology, 2012, Band 15
- [Zha08] Zhao, X.; Chen, J.; Lin, X.; Huang, W.; Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718, Materials science and engineering A, 2008, Seiten 119–124
- [Zhe08] Zheng, B.; Zhou, Y.; Smugeresky, J.E.; Schoenung, J.M.; Lavernia, E.J.; Thermal behavior and microstructure evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping, Metallurgical and materials transactions A, 2008, Band 39A, Seiten 2237–2245
- [Zäh06] Zäh, M.F.; Wirtschaftliche Fertigung mit Rapid-technologien, Carl Hansa Verlag, München, Wien, 2006

10 Anhang

10.1 Untersuchte Verfahrensparameter für 2 mm Spurbreite sowie ermittelte Werte für Auftragraten, Porositäten und Volumenenergiedichten

d_L [mm]	P_L [W]	v_V [mm/min]	\dot{m}_P [g/min]	Mittelwert über fünf Spuren					Porosität > 0,5 %, Risse und/oder Anbindefehler
				\dot{m}_A [g/min]	A_Q [μm^2]	\dot{V}_{Ar} [cm^3/min]	Porosität [%]	E_p [J/mm 3]	
2	400	200	4,33	0,88	538863	0,108	0,13	222,7	nein
	550			1,14	695692	0,139	0,00	237,2	nein
	800			1,97	1201091	0,240	0,01	199,8	nein
	1050			2,57	1571635	0,314	0,03	200,4	nein
	750	500	11,51	2,74	668489	0,334	0,11	134,6	nein
	1000			3,98	972230	0,486	0,00	123,4	nein
	1250			4,56	1114367	0,557	0,00	134,6	nein
	1500			5,34	1303118	0,652	0,00	138,1	nein
	1500	1000	15,10	5,35	652748	0,653	0,00	137,9	nein
	1750			7,09	866207	0,866	0,00	121,2	nein
	2000			6,31	770772	0,771	0,00	155,7	nein
	2250			7,44	908101	0,908	0,00	148,7	nein
	2000	1500	18,69	12,07	982688	1,474	0,09	81,4	nein
	2250			12,08	983160	1,475	0,05	91,5	nein
	2500			14,52	1181622	1,772	0,00	84,6	nein
	2750			15,43	1256064	1,884	0,20	87,6	nein
	2250	2000	25,87	15,82	965564	1,931	0,05	69,9	nein
	2500			17,69	1079808	2,160	0,06	69,5	nein
	2750			18,61	1136218	2,272	0,00	72,6	nein
	3000			18,27	1115296	2,231	0,07	80,7	nein
	2500	2500	29,46	20,22	987782	2,469	0,03	60,7	nein
	2750			21,90	1069501	2,674	0,21	61,7	nein
	3000			21,77	1063396	2,658	0,05	67,7	nein
	3250			23,10	1128077	2,820	0,01	69,1	nein
2750	3000	33,05	21,59	878752	2,636	0,00	62,6	nein	
3000			24,98	1016773	3,050	0,03	59,0	nein	
3250			24,77	1008126	3,024	0,00	64,5	nein	
3500			24,52	997776	2,993	0,00	70,2	nein	
3000	3500	36,64	26,38	920268	3,221	0,00	55,9	nein	
3250			26,10	910570	3,187	0,00	61,2	nein	
3500			26,86	937136	3,280	0,01	64,0	nein	
3750			30,84	1076016	3,766	0,05	59,7	nein	

weiter auf der nächsten Seite!

Fortsetzung

Fortsetzung der Tabelle für 2 mm Spurbreite	P_L [W]	v_v [mm/min]	\dot{m}_p [g/min]	Mittelwert über fünf Spuren					Porosität > 0,5 %, Risse und/oder Anbindefehler
				\dot{m}_A [g/min]	A_Q [μm^2]	\dot{V}_{Ar} [cm^3/min]	Porosität [%]	E_p [J/ mm^3]	
	3250	4000	40,23	27,48	838915	3,356	0,08	58,1	nein
	3500			27,90	851540	3,406	0,00	61,7	nein
	3750			30,60	934190	3,737	0,00	60,2	nein
	4000			32,46	990859	3,963	0,00	60,6	nein
	3750	6000	61,78	28,35	576955	3,462	0,18	65,0	nein
	4000			28,38	577550	3,465	0,06	69,3	nein
	4250			29,85	607467	3,645	0,03	70,0	nein
	4500			29,27	595683	3,574	0,00	75,5	nein
	4500	10000	90,50	49,35	602552	6,026	0,08	44,8	nein
	4750			47,88	584605	5,846	0,23	48,8	nein
	5000			47,00	573894	5,739	0,01	52,3	nein
	5250			52,03	635248	6,352	0,03	49,6	nein
	5500			69,51	848727	8,487	0,01	38,9	nein
	5750			67,79	827658	8,277	0,01	41,7	nein
	5000	20000	108,45	60,75	370851	7,417	0,06	40,4	ja
	5500			59,71	364553	7,291	0,05	45,3	nein
	5750			60,66	370345	7,407	0,09	46,6	ja
	6000			51,26	312943	6,259	0,07	57,5	ja
	6500			58,48	357018	7,140	0,13	54,6	ja

10.2 Untersuchte Verfahrensparameter für 4 mm Spurbreite sowie ermittelte Werte für Auftragraten, Porositäten und Volumenenergiedichten

d_L [mm]	P_L [W]	v_v [mm/min]	\dot{m}_p [g/min]	Mittelwert über fünf Spuren					Porosität > 0,5%, Risse und/oder Anbindefehler
				\dot{m}_A [g/min]	A_Q [μm^2]	\dot{V}_{Ar} [cm^3/min]	Porosität [%]	E_p [J/mm ³]	
4	1150	200	9,36	0,99	602552	0,121	0,12	572,6	nein
	1400			5,59	3411197	0,682	0,22	123,1	nein
	1650			5,44	3323743	0,665	0,15	148,9	nein
	1900			5,59	3412471	0,682	0,19	167,0	nein
	2000	500	22,28	14,21	3469788	1,735	0,28	69,2	nein
	2250			16,09	3928875	1,964	0,22	68,7	nein
	2500			17,21	4202968	2,101	0,15	71,4	nein
	2750			18,29	4465923	2,233	0,28	73,9	nein
	3000	1000	36,64	27,07	3304710	3,305	0,67	54,5	nein
	3250			29,20	3565742	3,566	0,22	54,7	nein
	3500			29,59	3612720	3,613	0,35	58,1	nein
	3750			29,23	3568676	3,569	0,18	63,0	nein
	3250	1500	43,82	32,89	2677447	4,016	0,40	48,6	nein
	3500			35,41	2882424	4,324	0,33	48,6	nein
	3750			34,55	2812061	4,218	0,15	53,3	nein
	4000			35,14	2860408	4,291	0,42	55,9	nein
	3500	2000	51,01	39,06	2384429	4,769	0,37	44,0	nein
	3750			40,18	2453221	4,906	0,23	45,9	nein
	4000			42,95	2622084	5,244	0,25	45,8	nein
	4250			41,68	2544320	5,089	0,21	50,1	nein
	3750	2500	58,19	42,96	2098030	5,245	1,68	42,9	ja
	4000			45,21	2208277	5,521	0,38	43,5	nein
	4250			52,49	2563728	6,409	0,25	39,8	nein
	4500			49,11	2398438	5,996	0,20	45,0	nein
	4000	3000	65,37	54,35	2211920	6,636	4,35	36,2	Ja
	4250			55,23	2248001	6,744	0,31	37,8	nein
	4500			60,99	2482336	7,447	0,15	36,3	nein
	4750			59,39	2417048	7,251	0,06	39,3	nein
	4250	3500	72,55	59,39	2071703	7,251	3,64	35,2	Ja
	4500			61,57	2147996	7,518	1,96	35,9	ja
4750	64,29			2242867	7,850	0,89	36,3	nein	
5000	65,50			2285110	7,998	0,21	37,5	nein	
4500	4000	79,73	69,67	2126800	8,507	9,47	31,7	Ja	
4750			69,43	2119211	8,477	1,97	33,6	ja	
5000			72,36	2208813	8,835	0,09	34,0	nein	
5250			72,09	2200686	8,803	0,48	35,8	Nein	

10.3 Untersuchte Verfahrensparameter für 10 mm Spurbreite sowie ermittelte Werte für Auftragraten, Porositäten und Volumenenergiedichten

d _L in mm	Laserleistung kW	Spotfläche in mm ²	v _v in mm/min	m _p in g/min	Mittelwert über fünf Spuren					Porosität > 0,5%, Risse und/oder Anbindefehler
					m _A in g/min	A _Q in μm ²	V̇ _{Ar} in cm ³ /min	Porosität in %	E _p in J/mm ³	
	4	10 x 3,8	500	32	21	5086028	2,546	0,01	94,38	nein
	6	10 x 3,8	1000	64	50	5862607	5,863	0,06	61,41	nein
	8	10 x 3,8	1500	86	67	5479649	8,219	0,19	58,40	nein
	8	10 x 3,8	2000	122	88	5352929	10,706	0,23	44,84	nein
	10	10 x 3,8	2500	150	117	5675939	14,190	0,25	42,28	nein
	11,5	10 x 3,8	3000	176	165	6683485	20,050	0,17	34,41	ja
	11,5	10 x 4,9	3000	176	133	5426541	16,280	0,07	42,38	nein

10.4 Beschichtungsdiagramm für 2 mm, 4 mm und 10 mm breite Einzelspuren

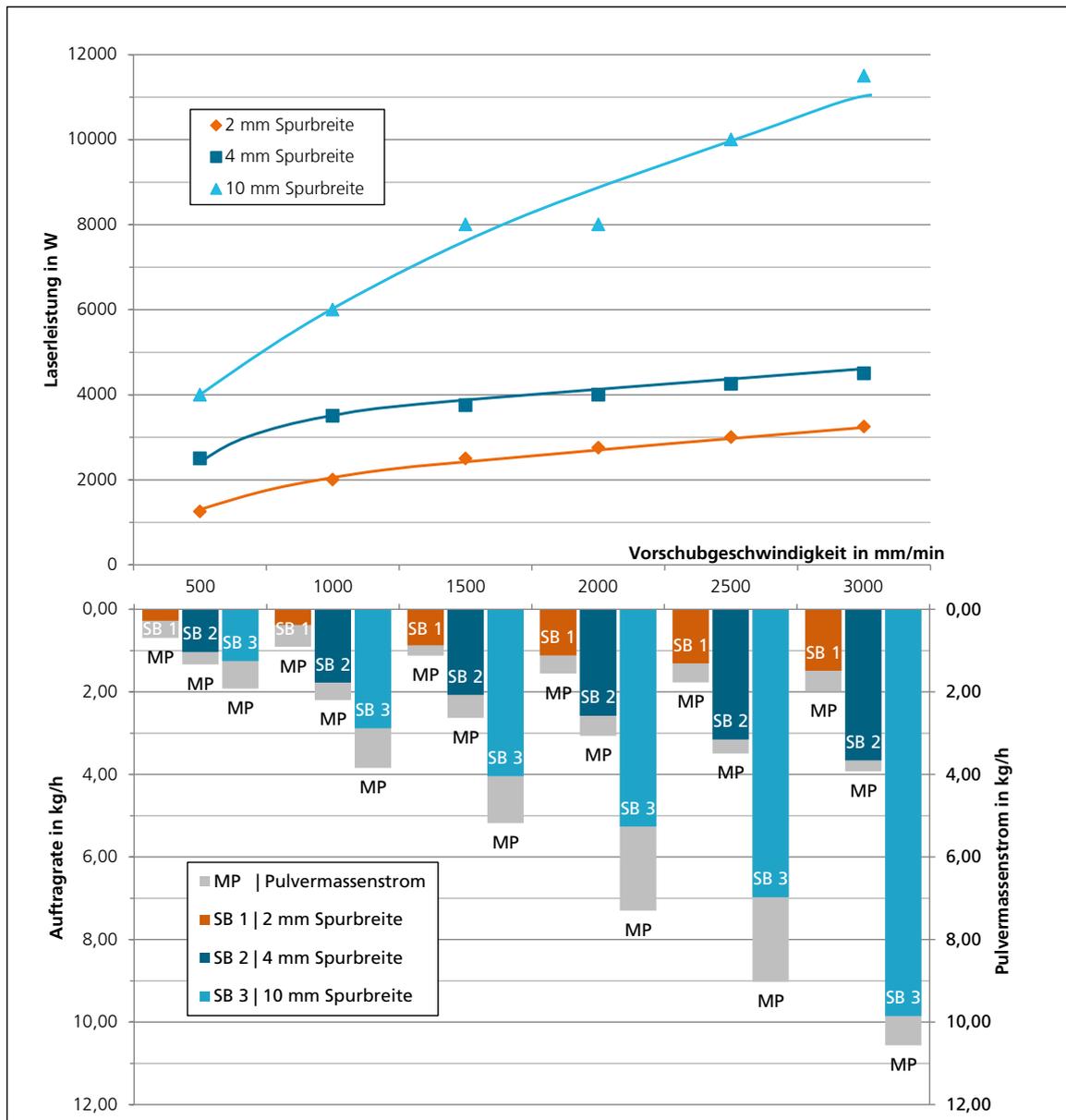


Bild 73: Beschichtungsdiagramm für 2 mm, 4 mm und 10 mm breite Einzelspuren [Gae12]

10.5 Statische mechanische Eigenschaften nach Festigkeitsprüfung

Versuche, bei denen während der Festigkeitsprüfung Fehler aufgetreten sind, sind in der folgenden Tabelle durchgestrichen. Teilweise werden die Versuche bei dem Projektpartner durchgeführt. In diesem Fall sind Angaben zur Bruch-

dehnung (Z) und Einschnürung (A5) vorhanden. Ergänzende werden Prüfungen an der am Fraunhofer ILT vorhandenen Zugprüfmaschine durchgeführt. Bei diesen Prüfungen wird ausschließlich die Zugfestigkeit (Rm) ermittelt. Die mit einem Sternchen markierten und kursiv geschriebenen Probennummern werden vom Projektpartner zwecks interner Prüfung einbehalten und stehen für eine Auswertung im Rahmen dieser Arbeit nicht zur Verfügung.

Verfahrensparametersatz	Probennummer	Prüf-temperatur in °C	Rm in MPa	Rp0.2 in MPa	A5 in %	Z in %
A	TU_LC_001	20	1186,3	975,4	23,45	33,65
	TU_LC_002	650	986,4	807	16,66	31,6
	TU_LC_003	20	1225,9	1017,3	25,13	35,36
	TU_LC_004	650	976,8	794,5	20,93	36,48
	TU_LC_005	20	1205,4	986,2	23,42	31,25
	TU_LC_006	650	982,2	797,6	20,93	17,69
	TU_LC_007	20	1224,4	1002,7	21,49	31,25
	TU_LC_008	650				
	TU_LC_009	20	1211,8	1007,4	17,63	22,67
	TU_LC_010	650	1011,3	805,8	27	33,98
	TU_LC_011	20	1212,3	1003,6	9,38	13,14
	TU_LC_012	650	989,4	798,1	21,1	33,65
B	<i>*TU_LC_034</i>	<i>20</i>	<i>1064,40</i>	<i>942,10</i>	<i>10,55</i>	<i>16,36</i>
	<i>*TU_LC_035</i>	<i>650</i>	<i>893,20</i>	<i>717,10</i>	<i>24,28</i>	<i>26,16</i>
	TU_LC_036	20	1074,10	930,10	20,41	32,08
	<i>*TU_LC_037</i>	<i>650</i>	<i>886,60</i>	<i>728,50</i>	<i>20,43</i>	<i>38,85</i>
	<i>*TU_LC_038</i>	<i>20</i>	<i>1099,30</i>	<i>948,80</i>	<i>25,97</i>	<i>33,24</i>
	<i>*TU_LC_039</i>	<i>650</i>	<i>909,70</i>	<i>765,50</i>	<i>25,05</i>	<i>43,47</i>
	TU_LC_040	20	1080,50	944,00	14,00	20,84
	<i>*TU_LC_041</i>	<i>650</i>	<i>874,40</i>	<i>736,40</i>	<i>10,21</i>	<i>25,29</i>
	<i>*TU_LC_042</i>	<i>20</i>	<i>1082,90</i>	<i>943,50</i>	<i>16,81</i>	<i>29,93</i>
	<i>*TU_LC_043</i>	<i>650</i>	<i>883,70</i>	<i>724,20</i>	<i>25,08</i>	<i>47,17</i>
	TU_LC_044	20	1080,40	941,60	15,55	20,84
<i>*TU_LC_045</i>	<i>650</i>	<i>893,70</i>	<i>714,30</i>	<i>26,61</i>	<i>42,52</i>	
C	TU_LC_046	20	1167,80	991,60	15,19	23,93
	<i>*TU_LC_047</i>	<i>650</i>	<i>936,50</i>	<i>883,00</i>	<i>13,14</i>	<i>37,44</i>
	TU_LC_048	20	1253,70	1022,60	17,71	27,88
	<i>*TU_LC_049</i>	<i>650</i>	<i>991,40</i>	<i>802,50</i>	<i>16,75</i>	<i>39,33</i>
	<i>*TU_LC_050</i>	<i>20</i>	<i>1188,80</i>	<i>1013,50</i>	<i>8,11</i>	<i>21,28</i>
	TU_LC_051	650	619,60			1,00
	<i>*TU_LC_052</i>	<i>20</i>	<i>1169,10</i>	<i>983,30</i>	<i>19,05</i>	<i>42,33</i>
	<i>*TU_LC_053</i>	<i>650</i>	<i>946,60</i>	<i>808,90</i>	<i>15,13</i>	<i>31,67</i>
	TU_LC_054	20	1258,60	1011,60	18,61	38,07

Fortsetzung der Tabelle von der vorherigen Seite!

Verfahrens- parametersatz	Probe- nummer	Prüf- temperatur in °C	Rm in MPa	Rp0.2 in MPa	A5 in %	Z in %
C	*TU_LC_055	650	967,20	777,60	15,50	23,49
	*TU_LC_056	20	1212,90	1004,70	16,92	37,67
	TU_LC_057	650	696,80		0,08	27,45
D	TU_LC_058	20	1237,17	-	-	-
	TU_LC_059		1218,35	-	-	-
	TU_LC_060		1211,22	-	-	-
	TU_LC_061		1187,13	-	-	-
E	TU_LC_062	20	1213,79	-	-	-
	TU_LC_063		1222,20	-	-	-
	TU_LC_064		1212,77	-	-	-
	TU_LC_065		1191,20	-	-	-
	TU_LC_066		1161,78	-	-	-
	TU_LC_067		1239,31	-	-	-
	TU_LC_068		1244,12	-	-	-
F	Ref_1	20	1449,04	-	-	-
	Ref_2		1460,46	-	-	-
	Ref_3		1488,23	-	-	-
	Ref_4		1479,29	-	-	-
G	TU_LC_087	650	988,50	832,99	13,30	-
	TU_LC_088	20	1216,00	975,00	19,30	-
	TU_LC_089	650	994,40	823,65	22,26	-
	TU_LC_090	20	1218,00	1033,00	13,90	-
	TU_LC_091	650	999,44	847,83	21,35	-
	TU_LC_092	20	1216,00	984,00	23,80	-
	TU_LC_094	20	1236,00	992,00	16,40	-
	TU_LC_095	650	988,48	830,67	21,60	-
	TU_LC_096	20	1197,00	982,00	14,60	-
	TU_LC_097	650	977,40	837,47	18,66	-
	TU_LC_098	20	1188,00	981,00	19,10	-
TU_LC_099	650	986,97	832,73	17,80	-	
G'	TU_LC_101	20	1254,66	-	-	-
	TU_LC_102		1280,40	-	-	-
	TU_LC_103		1250,81	-	-	-
	TU_LC_104		1249,29	-	-	-
	TU_LC_105		1225,46	-	-	-
G''	TU_LC_106	20	1267,95	-	-	-
	TU_LC_107		1277,95	-	-	-
H [Kel06]	Z_3	20	1332,00	-	-	-
	Z_4		1332,00	-	-	-
	Z_5		1332,00	-	-	-

10.6 Zuordnung der Verfahrensparameter zu den Zugprobennummern

Verfahrensparametersatz	V _{V Füllung} [mm/min]	P _{Filling} [Watt]	m _P [min ⁻¹]	Spurbreite dL [mm]	(V)°Argon [l/min]	Kühlung	Orientierung	Auftragsrate [g/min]
A	3000	3000	0,8	2	12	konstant in Wasser	liegend	≈ 29
B	3000	5500	1,8	4	12 + 30*	keine	liegend	≈ 65
C	3000	5500	1,8	4	12 + 30*	keine	stehend	≈ 65
D	1000	3800	0,9	4	12	nach jeder Lage	liegend	≈ 33
E	1000	4500	0,9	4	12	nach jeder Lage	liegend	≈ 33
F	geschmiedetes und vollständig wärmebehandeltes Referenzmaterial							
G	1000	5000	0,7	4	12	nach jeder Lage	stehend	≈ 26
G'	Wie Verfahrensparametersatz G aber Hälfte Referenzmaterial; keine Wärmebehandlung							
G''	Wie Parametersatz G aber mit anschließender 2-stufiger Wärmebehandlung							
H**	500	650	?	1,3	30	nach jeder Lage	liegend	≈ 1,62

*Zusätzlicher Schutzgasvolumenstrom durch Schutzgasglocke

**Angaben zu Verfahrensparametersatz H wurden aus KEL06 übernommen

10.7 Parameter der Porenverteilung und ermittelte Werte des DAS

Verfahrens- parametersatz	Probe- nummer	μ [ln μm]	σ [ln μm]	λ [μm]	δ [μm]	ROI [μm^2]	DAS [μm]
A	TU_LC_001	23,68	1,40	53,69	17,24	38540468,75	6,63
	TU_LC_003	27,60	1,20	37,80	25,45	43785308,62	6,91
	TU_LC_005	27,62	1,18	43,06	25,06	52773503,93	7,97
	TU_LC_007	32,50	1,40	78,84	21,28	58588956,45	6,66
	TU_LC_009	22,71	1,38	44,08	12,24	39715572,92	--
	TU_LC_011	22,97	1,10	32,99	30,67	59362490,89	7,00
B	TU_LC_036	25,11	1,45	48,83	15,11	51896684,03	17,19
	TU_LC_040	32,38	1,43	60,53	14,86	53541246,49	11,62
	TU_LC_044	22,94	1,40	46,10	44,25	53178055,56	--
C	TU_LC_046	16,14	1,18	38,40	21,28	18565798,61	--
	TU_LC_048	28,42	1,29	46,06	15,02	32595795,02	16,02
	TU_LC_054	31,15	1,26	49,37	12,66	52609783,91	18,91
D	TU_LC_058	31,15	1,61	81,44	13,89	42888402,78	--
	TU_LC_059	22,40	1,41	57,11	16,67	62633020,83	8,26
	TU_LC_060	24,76	1,52	66,99	11,68	59900069,44	--
	TU_LC_061	23,97	1,47	66,27	13,28	44145902,78	9,09
E	TU_LC_062	28,08	1,46	70,96	16,58	47710607,64	--
	TU_LC_063	25,28	1,50	74,45	11,26	61201961,81	9,24
	TU_LC_064	24,78	1,49	61,79	10,83	51171024,31	10,96
	TU_LC_065	31,39	1,64	76,85	13,37	44062743,06	10,32
	TU_LC_066	25,99	1,53	63,81	11,57	56133802,08	9,67
	TU_LC_067	24,50	1,56	80,23	25,77	69649357,64	13,67
	TU_LC_068	26,37	1,60	64,66	13,68	47049670,14	--
F	Ref_1	20,89	1,32	39,72	11,34	43585833,33	--
	Ref_2	19,62	1,27	35,31	9,57	50797100,69	--
	Ref_3	19,99	1,26	30,97	8,88	55815590,28	--
	Ref_4	20,36	1,27	37,14	8,33	48452864,58	--
G	TU_LC_090	18,65	1,21	33,64	9,06	57758118,73	--
	TU_LC_094	17,30	1,14	26,56	13,33	55444845,15	--
	TU_LC_098	18,04	1,16	27,28	7,34	53872999,13	--
G'	TU_LC_101	20,17	1,26	40,44	14,16	69527309,03	--
	TU_LC_102	20,24	1,27	40,05	11,99	69997239,58	20,91
	TU_LC_103	20,81	1,29	39,89	17,89	51763016,49	23,18
	TU_LC_104	18,50	1,20	31,35	9,11	71681766,49	19,51
	TU_LC_105	18,66	1,21	32,18	9,29	69908637,15	--
G''	TU_LC_106						12,48
	TU_LC_107						11,16

H	Z_3	17,89	1,20	28,46	6,57	38519375,00	5,71
	Z_4	17,42	1,19	31,39	7,68	41080507,81	6,17
	Z_5	18,10	1,19	32,30	10,42	54414774,31	5,81

10.8 Kalibrierkurve zur Bestimmung der Pulvermassenströme

Bei den Versuchen zur Ermittlung der Pulvermassenströme wird pulverförmige Zusatzwerkstoff IN 718 (Partikelgröße: 45-90 μm) verwendet. Zur Messung des Pulvermassenstroms wird bei einer konstanten Drehgeschwindigkeit der Förderscheibe 30 Sekunden lang der pulverförmige Zusatzwerkstoff in einen Messbehälter umgeleitet. Durch Wiegen des Messbehälters vorher und nachher kann der Pulvermassenstrom berechnet werden. Dieses Vorgehen wird für verschiedene Drehgeschwindigkeiten, unterschiedlich große Förderscheiben durchgeführt. Die Ergebnisse sind graphisch in Bild 74, Bild 75 und Bild 76 dargestellt.

Bild 74: Pulvermassenstrom in g/min über der Drehgeschwindigkeit der Pulverförderscheibe; Die Pulverförderscheibe NL 16/1,2 und der Pulverförderer GTV PF2/2 der Firma Sulzer werden verwendet

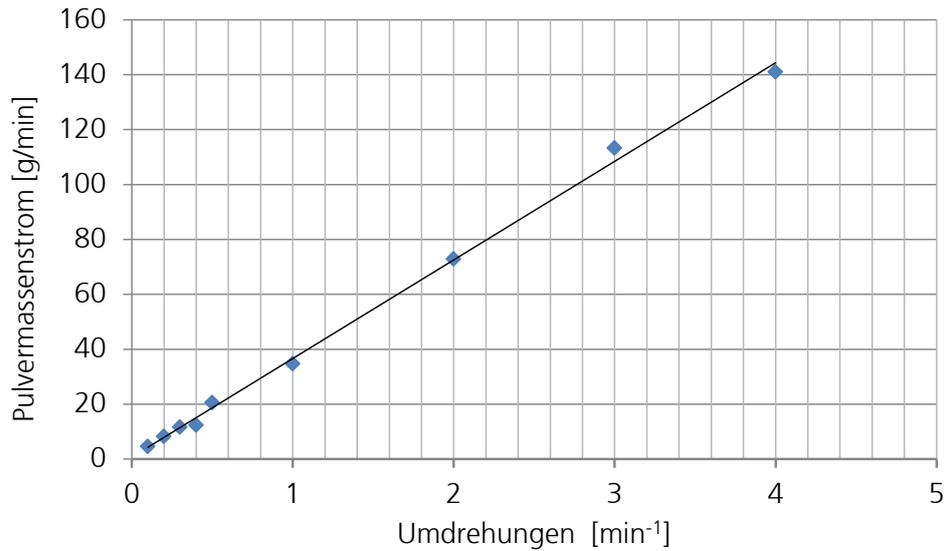


Bild 75: Pulvermassenstrom in g/min über der Drehgeschwindigkeit der Pulverförderscheibe in %; Die Pulverförderscheibe NL 11/0,6 und der Pulverförderer Single 10-C der Firma Sulzer werden verwendet

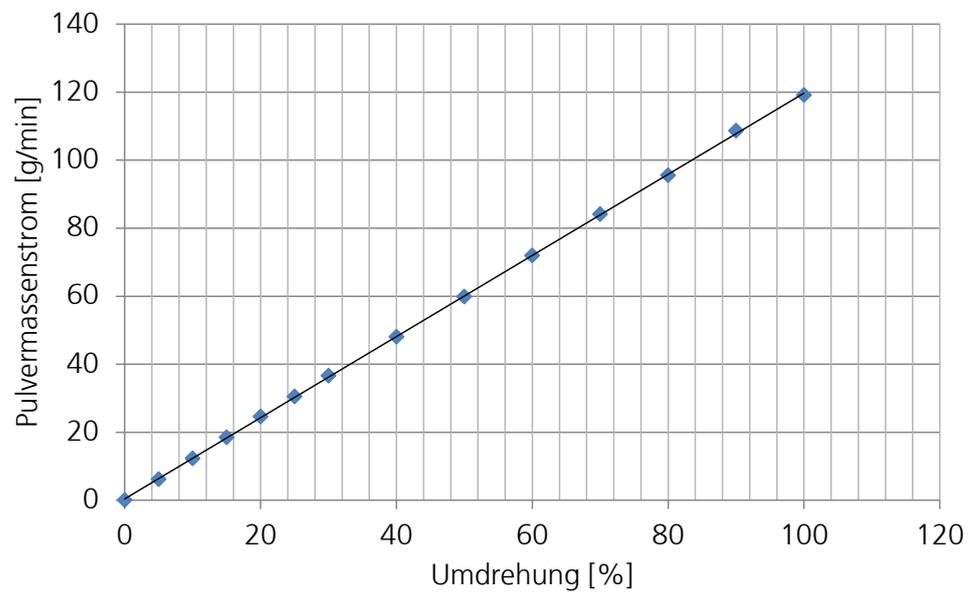
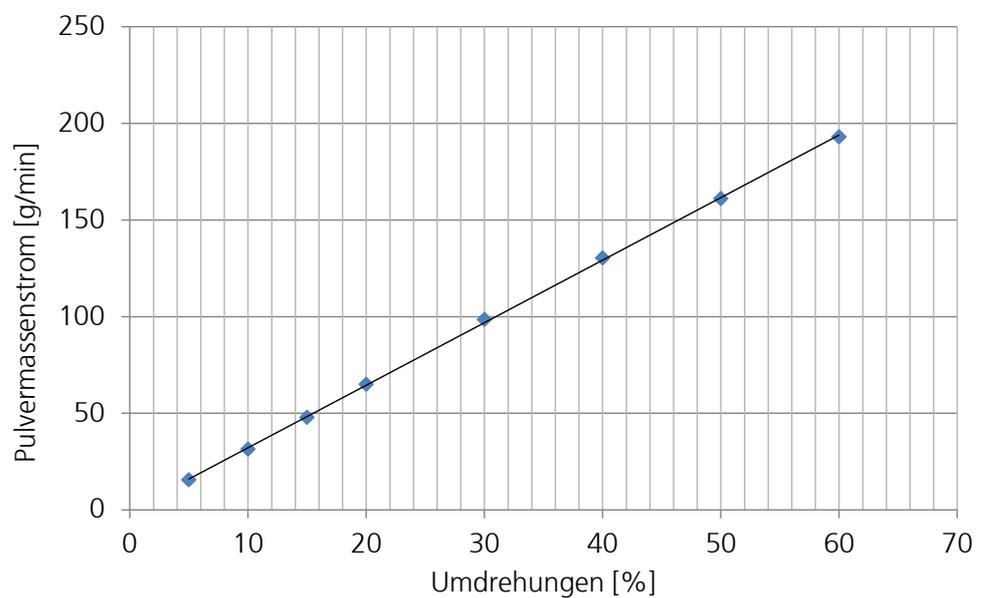
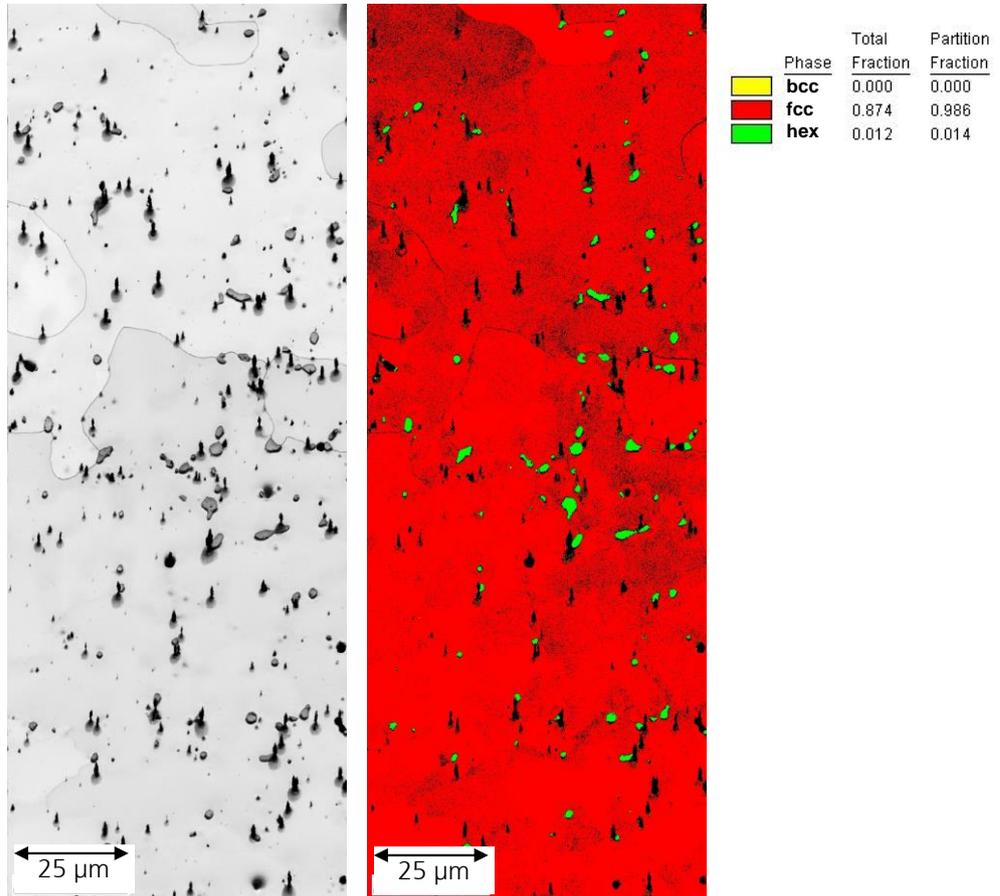


Bild 76: Pulvermassenstrom in g/min über der Drehgeschwindigkeit der Pulverförderscheibe in %; Die Pulverförderscheibe NL 16/1,2 und der Pulverförderer Single 10-C der Firma Sulzer werden verwendet



10.9 Ergebnis einer BSE Untersuchung zur Bestimmung der Phasen im Gefüge

Bild 77: Links: BSE Aufnahme; Rechts: Phasendarstellung, Bereiche, in denen eine hexagonale Gitterstruktur ermittelt wird, sind grün dargestellt



10.10 Kalibrierkurve zur Anpassung des Laserstrahldurchmessers

Durch Vorgabe verschiedene TC_Werte in der NC-Steuerung der Anlage TLC 1005 können mit der Zoomoptik BEO70D unterschiedlich große Laserstrahldurchmesser im TCP realisiert werden. Der Laserstrahldurchmesser im TCP wird mit Hilfe des Gerätes Primes Fokusmonitor vermessen. Mit diesem Gerät kann die Laserstrahlintensitätsverteilung im Strahlengang ermittelt werden. Zur Auswertung wird die Software LaserDiagnoseSoftware V2.97 verwendet. Die Ergebnisse sind graphisch in Bild 78 dargestellt.

Exemplarisch sind die Leistungsdichterverteilung für den TC_Wert = 15 (Pos.1 in Bild 78) und für den TC_Wert= 30 (Pos.2 in Bild 78) in Bild 79 und Bild 80 dargestellt.

Bild 78: Laserstrahlradius im TCP in mm über dem in der Anlagensteuerung eingestellten TC_Wert für die Zoomoptik BEO70D

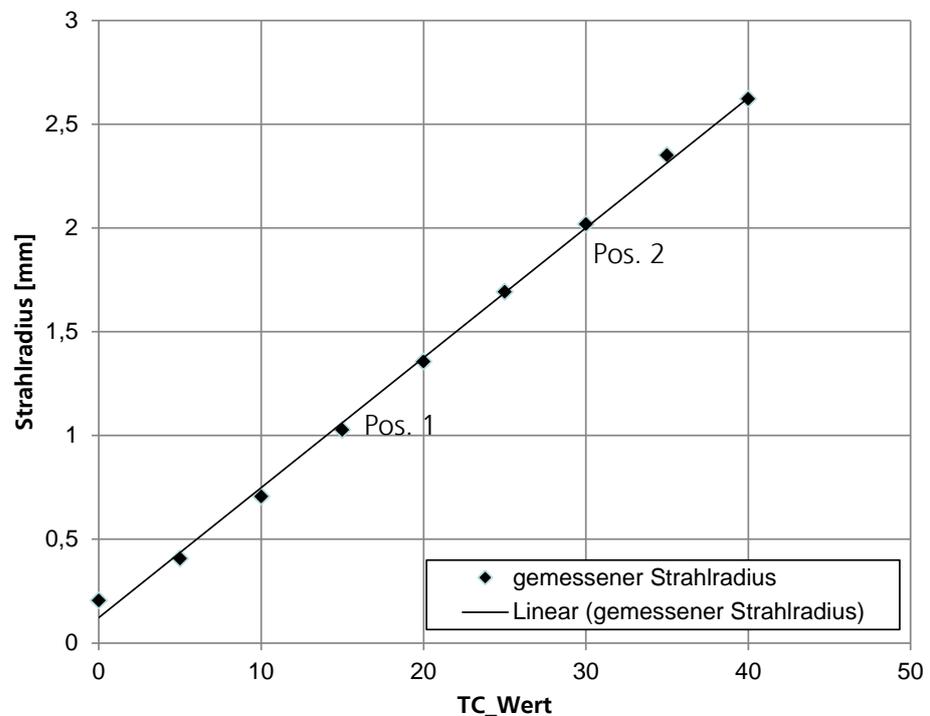


Bild 79: Schematische Darstellung der Leistungsdichteverteilung für den TC_Wert = 15 mit der Software LaserDiagnoseSoftware V2.97

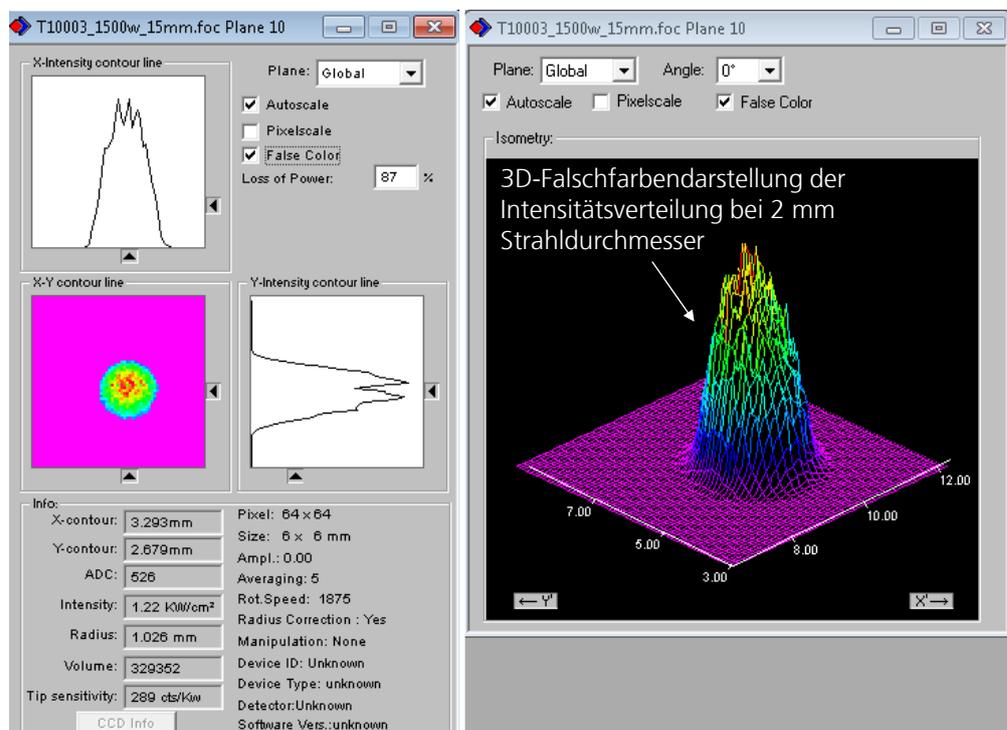
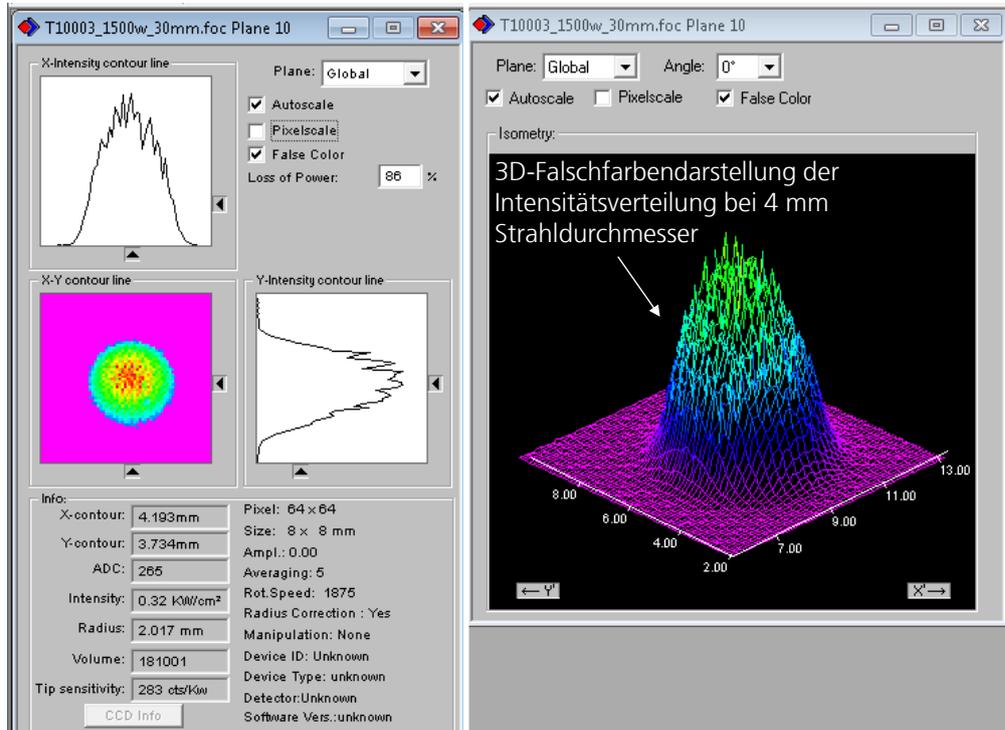


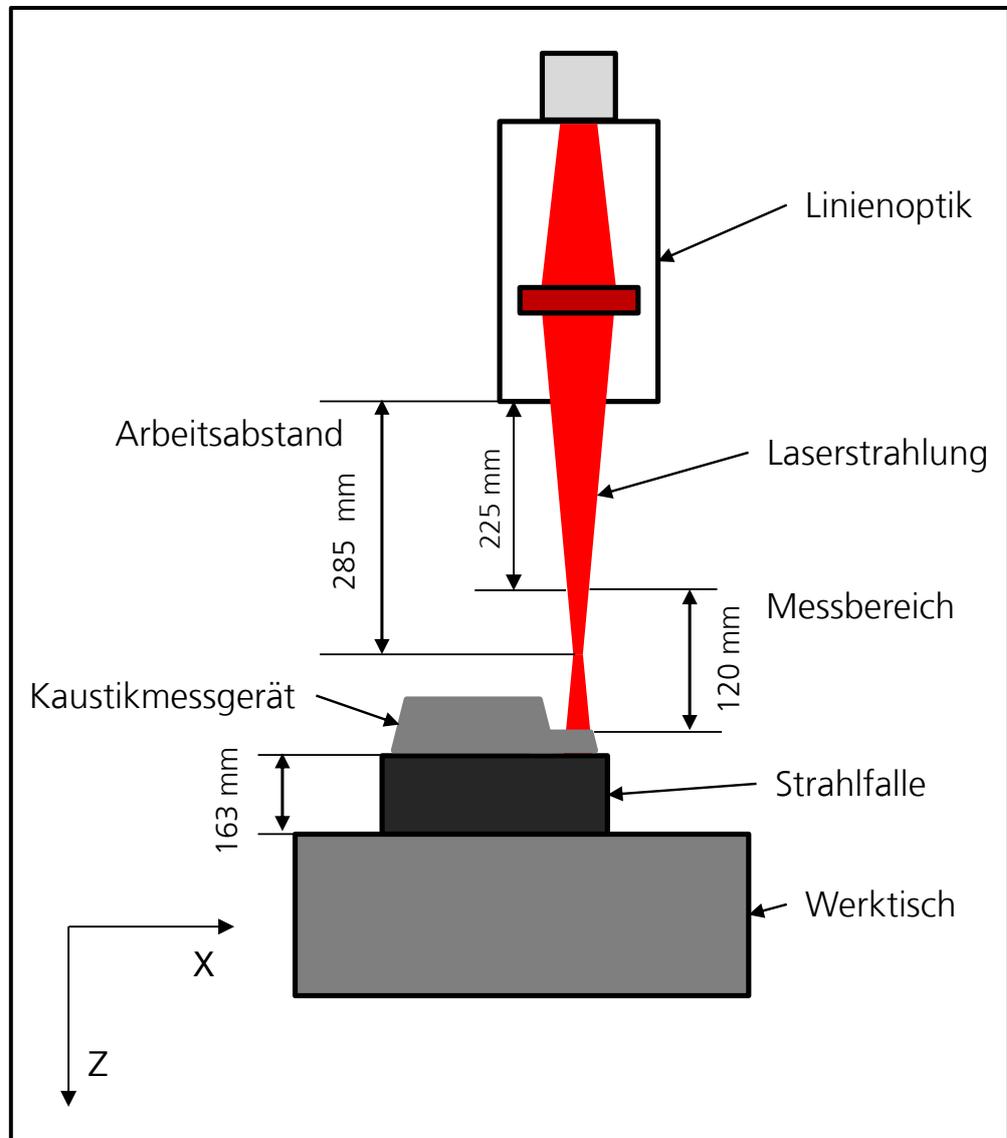
Bild 80: Schematische Darstellung der Leistungsdichteverteilung für den TC_Wert = 30 mit der Software LaserDiagnoseSoftware V2.97



10.11 Intensitätsverteilung der Laserstrahlung

Zur Messung wird eine Laserleistung von 3000 W eingestellt. Im Abstand (Z-Richtung) zwischen 225 mm und 345 mm wird die Laserstrahlintensität in 11 Ebenen aufgenommen. Herstellerseitig wird der Abstand zwischen Fokus und Optik mit 285 mm angegeben. In Bild 81 ist der Versuchsaufbau zur Vermessung der Kaustik schematisch dargestellt.

Bild 81: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Vermessung der Strahlkaustik



In Bild 82 ist die aufgenommene Kaustik des Laserstrahls und das gemessene Intensitätsprofil der Fokusebene bei $z = 59,7$ mm dargestellt. In Bild 83 (links) ist die aufgenommene Kaustik des Laserstrahls und das Intensitätsprofil (rechts im Bild) der Bearbeitungsebene bei $z = 26,67$ mm dargestellt. Der Werte $z = 26,67$ mm entspricht dem Arbeitsabstand (gemessen von der Gehäuseunterseite der Optik) von $251,67$ mm. Zum LA der 10 mm breiten Spuren wird der Arbeitsabstand 252 mm eingestellt.

Bild 82: Graphische Darstellung der Strahlkaustik und Intensitätsverteilung in der Fokusslage

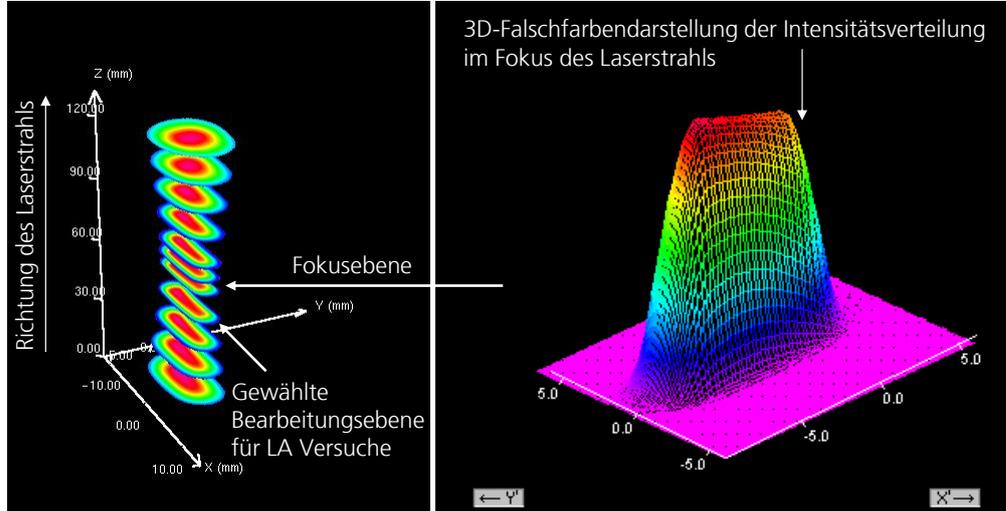
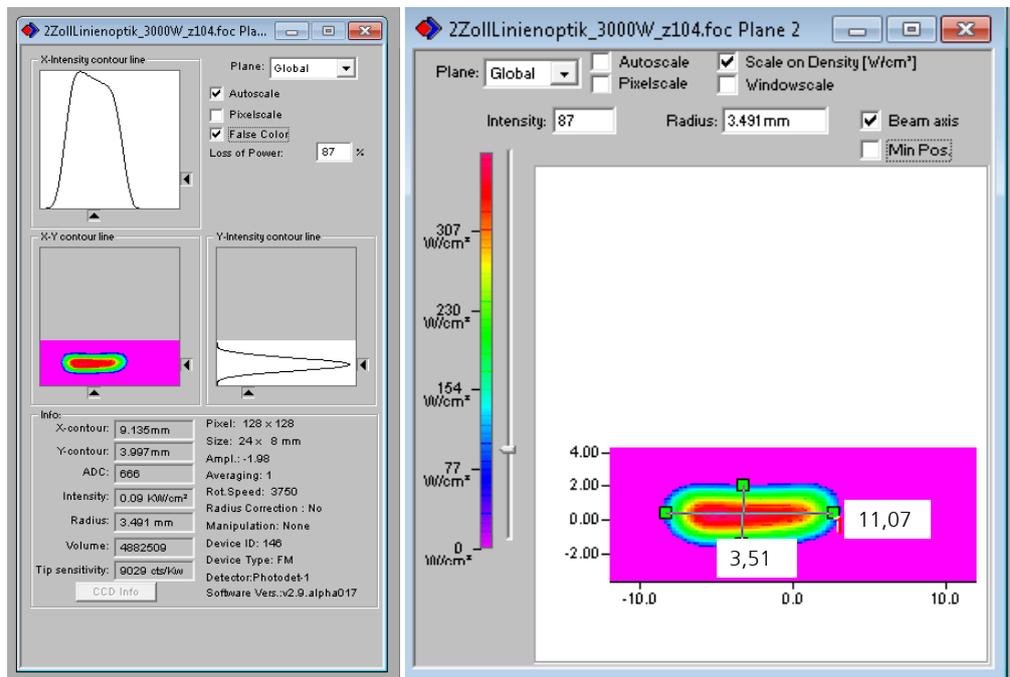


Bild 83: links: Schematische Darstellung der Leistungsdichteverteilung bei 86 %-igem Laserleistungseinschluss bei einem Arbeitsabstand von 251,67 mm, rechts: und ermittelte Längen der Spotflächen in x- und y- Richtung



10.13 Ressourcenverbrauch bei der Pulverherstellung – Protokoll des Interviews

Interviewer: Herr Johannes Witzel

Interviewter: Herr Laurenz Ploechl, Firma ALD Vacuum Technologies, Abteilung Melting and Processing

Datum des Interviews: 17. April 2012

Art des Interviews: Leitfaden gestütztes Telefoninterview

Witzel (Frage 1):

Welche Menge an elektrischer Energie wird in etwa zur Verdüsung von 1 kg (z.B. Inconel 718) benötigt? Hierbei würde uns das Verdüungsverfahren interessieren, bei dem das Material als Stabelektrode abgeschmolzen wird.

Ploechl:

Sie können beim EIGA-Verfahren von folgenden Anlagenparametern ausgehen:

- a) Elektrodendimensionen: dia.50 x 500 mm
- b) Elektrodenvorschub: ca. 50 mm/min
- c) Leistung: ca. 40 kW

D.h., wenn wir für eine Ni-Basissuperlegierung ca. 8,5 g/cm³ Dichte annehmen, ergibt das ca. 14 g/s Abschmelzleistung. Daraus ergibt sich: 40 kJ/s / 14 g/s = 2.85 kJ/g

Witzel (Frage 2):

Wieviel Gas (Argon) wird benötigt?

Ploechl:

Die Argon-Flussrate beträgt je nach PSD 12-18 Nm³/min, nehmen wir also mal 15 Nm³/min an. Daraus ergibt sich 15 Nm³/min / 60 = 0,25 Nm³/s und weiter: 0,25 Nm³/s / 14 g/s ≈ 0,018 Nm³/g

Witzel (Frage 3):

Wie groß ist die Materialausbeute nach dem Absieben bei einer gewünschten Pulverfraktion von z.B. 45 µm bis 90 µm?

Ploechl:

Im Fall von 45-90 µm, könnten wir den hierfür optimalen d50 von 67,5 µm einstellen. Der S-Wert ($d_{50}/d_{16} = S = d_{84}/d_{50}$) beträgt beim EIGA-Pulver ca. 1,8, d.h. in diesem Fall wäre die Materialausbeute ca. 44%.

Witzel (Frage 4):

Sind weitere Ressourcen bei der Pulverherstellung so relevant, dass sie berücksichtigt werden sollten?

Ploechl:

Die relevanten Ressourcenverbräuche sind der Stromverbrauch und der Verbrauch von Argongas.