
MASTERARBEIT

Herr
Zihao Zhao

**Untersuchungen zum
Hochleistungs-SLM mit
Strahlformung**

Mittweida, 2023

MASTERARBEIT

Untersuchungen zum Hochleistungs-SLM mit Strahlformung

Autor:

Zihao Zhao

Studiengang:

Lasertechnik

Seminargruppe:

LT18w1-M

Erstprüfer:

Prof. Dr.-Ing. André Streek

Zweitprüfer:

Martin Erler M.Sc.

Einreichung:

Mittweida, 31.03.2023

Verteidigung/Bewertung:

Mittweida, 2023

MASTER THESIS

Investigations into the High Power Selective Laser Melting with Beam Shaping

author :

Zihao Zhao

course of studies:

Lasertechnik

seminar Group :

LT18w1-M

first examiner :

Prof. Dr.-Ing. André Streek

second examiner :

Martin Erler M.Sc.

submission:

Mittweida, 31.03.2023

defence/evaluation:

Mittweida, 2023

Bibliografische Beschreibung:

Zhao, Zihao:

Untersuchungen zum Hochleistungs-SLM mit Strahlformung, - 2023, - 36, 114, 8 S. Mittweida, Hochschule Mittweida, University of Applied Sciences, Fakultät Ingenieurwissenschaften,

Masterarbeit, 2023

Referat:

Die vorliegende Arbeit befasst sich mit experimentellen Untersuchungen zum Hochleistungs-SLM mit Strahlformung. Ein zirkularer Laserstrahl mit Top-Hat-Intensitätsverteilung im Fokus diente als Ausgangsstrahl, welcher mithilfe Zylinderlinsen zu elliptisch ähnlichen Profilen geformt wurde. Es wurde mit 6 verschiedenen Strahlformen Versuche zur Generierung von Wandstrukturen jeweils in longitudinaler und transversaler Bearbeitungsrichtung durchgeführt. Dabei wurden die Laserleistung, Geschwindigkeit, Pulverschichtdicke und Pulvermaterial aus Edelstahl variiert. Zur Bewertung der Prozessstabilität werden die generierten Wände in verschiedene Kategorien klassifiziert. Der Einfluss unterschiedlicher Strahlprofile auf die Prozessstabilität beim Hochleistungs-SLM wird analysiert. Hinsichtlich des Prozessfensters, der Aufbauraten und der Energiedichte (Energieeffizienz) werden die Ergebnisse verschiedener Strahlformen bezüglich vergleichbarer Strahlbreite (Auflösung) miteinander verglichen und diskutiert. Letztendlich werden die Einflüsse von longitudinal und transversal elliptischen Strahlformen auf die Mikrostruktur und Härte gegenübergestellt.

Danksagung:

An dieser Stelle möchte ich mich bei all denjenigen bedanken, die mich während der Anfertigung dieser Masterarbeit unterstützt und motiviert haben.

Zuerst möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. André Streek für die Bereitstellung des Themas, die Betreuung und Begutachtung danken. Für die hilfreichen Anregungen und tatkräftigen Unterstützungen seit meinem Bachelorstudium möchte ich mich herzlich bedanken. Sein kompetenter Rat und seine Hilfe kam mir in zahlreichen Angelegenheiten sehr zugute. Besonders bedanken will ich mich auch für die wichtige Unterstützung bei der Verlängerung meines Aufenthaltstitels, mit dem ich das Masterstudium erfolgreich abschließen kann.

Herrn Martin Erler M.Sc. danke ich für sein Zweitgutachten, der mich engagiert betreut, unterstützt, beraten und gefördert hat. Besonders bedanken will ich mich auch für seine immer freundliche, uneingeschränkte und geduldige Bereitschaft mir sein großes fachliches Wissen weiterzugeben. Darüber hinaus möchte ich ihm besonders für sein Verständnis und seine große Geduld bei Sprachschwierigkeiten und anderen Faktoren danken.

Frau Linda Pabst M.Sc. danke ich für die Betreuung während meines Forschungsprojektes, was maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beitrug. Für ihre erfahrene, wertvolle und akribische Unterstützungen bedanke ich mich ganz herzlich.

Für die experimentelle Unterstützung möchte ich Herrn Dipl.-Ing. (FH) Lars Hartwig danken. Jederzeit gewährte er mir bei der Planung und Durchführung der Versuche außerordentlich sachkundige und erfahrene Unterstützung.

Ein besonderer Dank gilt Herrn Andreas Eysert, der mir fachliche Unterstützung bei Probenpräparation und Mikrostrukturanalyse angeboten hat.

Außerdem möchte ich Dipl.-Ing. (FH) Matthias Horn, Alexander Thurm, Dipl.-Ing. Jan Bachale, Dipl.-Ing. (FH) Sascha Klötzer, Klaus Grundmann und allen Mitarbeitern von LHM, die ich unterstützt haben, danken.

Ebenfalls möchte ich bei meinem Kommilitonen Leon Götz bedanken, der mir mit viel Geduld, Interesse und Hilfsbereitschaft zur Seite stand.

Meinen Freunden Hongxu Zhan, Gan Liu, Dan Liang und Wanli Wang danke ich besonders für den starken emotionalen Rückhalt über die Dauer meines gesamten Studiums.

Besonders danke ich meinen Eltern, die mich immer gefördert haben und durch ihre Unterstützung den Weg zu dieser Arbeit bereitet haben.

I. Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|------------|
| Inhaltsverzeichnis | I |
| Abbildungsverzeichnis | II |
| Tabellenverzeichnis | III |
| Abkürzungsverzeichnis | IV |
| 1 Einleitung und Motivation | 1 |
| 2 Grundlagen | 3 |
| 2.1 <i>Additive Fertigungsverfahren</i> | 3 |
| 2.2 <i>Selektives Laserschmelzen</i> | 8 |
| 2.2.1 Verfahrensprinzip | 8 |
| 2.2.2 Einflussgrößen beim selektiven Laserschmelzen..... | 11 |
| 2.3 <i>Physikalische Zusammenhänge beim selektiven Laserschmelzen</i> | 13 |
| 2.3.1 Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Pulver | 13 |
| 2.3.2 Wesentliche Verfahrensparameter..... | 16 |
| 2.3.3 Gefügebildung | 18 |
| 2.4 <i>Fehlerquellen und Defekte beim selektiven Laserschmelzen</i> | 21 |
| 2.4.1 Schmelzbadgeometrie | 22 |
| 2.4.2 Schmelzströmung | 24 |
| 2.4.3 Balling-Effekt..... | 27 |
| 2.4.4 Humping-Effekt | 28 |
| 2.4.5 Prozessauswürfe und Denudation..... | 30 |
| 2.4.6 Eigenspannungen und Rissbildung | 34 |
| 2.4.7 Porosität..... | 35 |
| 2.5 <i>Ansätze zur Prozessoptimierung</i> | 38 |
| 2.5.1 Ansätze mit Multistrahelbelichtung..... | 38 |
| 2.5.2 Ansätze mit Strahlformung..... | 39 |
| 2.6 <i>Selektives Laserschmelzen von Edelstählen</i> | 41 |
| 2.6.1 Schweißbarkeit von Edelstählen..... | 42 |
| 2.6.2 Mechanische Eigenschaften von selektiv lasergeschmolzenen Edelstählen | 43 |
| 2.6.3 Beeinflussung der Mikrostruktur durch elliptische Strahlformung..... | 44 |
| 3 Ziel und Vorgehensweise dieser Arbeit | 47 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 4 | Experimentelle Durchführung | 49 |
| 4.1 | <i>Versuchsaufbau und Prozessdurchführung</i> | 49 |
| 4.2 | <i>Verwendete Strahlprofile</i> | 51 |
| 4.3 | <i>Pulvereigenschaften</i> | 53 |
| 4.4 | <i>Methoden zur Analyse</i> | 55 |
| 5 | Ergebnisse und Diskussion | 57 |
| 5.1 | <i>Klassifizierung und Charakterisierung von den Wänden</i> | 57 |
| 5.2 | <i>Generierung von Wänden mit longitudinal elliptischen Strahlformen</i> | 60 |
| 5.2.1 | Charakterisierung der Prozessreaktion | 60 |
| 5.2.2 | Makrostruktur | 62 |
| 5.2.3 | Vergleich und Diskussion | 78 |
| 5.3 | <i>Generierung von Wänden mit transversal elliptischen Strahlformen</i> | 86 |
| 5.3.1 | Charakterisierung der Prozessreaktion | 87 |
| 5.3.2 | Makrostruktur | 88 |
| 5.3.3 | Vergleich und Diskussion | 99 |
| 5.4 | <i>Gegenüberstellung der Mikrostruktur und Härte</i> | 104 |
| 6 | Fazit | 109 |
| 7 | Ausblick | 113 |
| | Literaturverzeichnis | 115 |
| | Anhang | 131 |
| A | Bildanhang | 131 |
| | Selbstständigkeitserklärung | 139 |

II. Abbildungsverzeichnis

| | | |
|------|---|----|
| 2.1 | Veranschaulichung des Treppenstufeneffektes bei additiven Fertigungsverfahren [8]. . | 5 |
| 2.2 | Grundlegende Prozesskette bei der additiven Fertigung [2] [3]. | 5 |
| 2.3 | Einteilung der additiven Fertigungsverfahren nach ihrem Ausgangsmaterial und Bindungsmechanismus nach [16]. | 7 |
| 2.4 | Schematische Darstellung des SLM-Prozesses [167]. | 9 |
| 2.5 | Schematische Darstellung des additiven Schichtbauprinzips beim SLM-Prozess [65] [87]. Die zu variierenden wesentlichen Prozessparameter werden mit Orange gekennzeichnet. | 10 |
| 2.6 | Anwendungsbeispiele von SLM-Verfahren: (a) mittels SLM-Verfahren gefertigter Wundspreizer mit internem Kanal und integriertem RFID-Chip (Fraunhofer IFAM) [10]; (b) lasergedruckter Vorwärmer im Anschnitt [5]. | 11 |
| 2.7 | Vereinfachtes Ishikawa-Diagramm des SLM-Prozesses. | 12 |
| 2.8 | (a) Schematische Darstellung von Absorption, Reflexion und Transmission des Laserstrahls am Pulverbett [112]; (b) Reflexionsgrad verschiedener Metalle in Abhängigkeit von der Wellenlänge des Laserstrahls [34]. | 14 |
| 2.9 | Schematische Darstellung der verschiedenen Phasen bei der Dissipation von Laserstrahlung an einer losen Pulverschichtschüttung nach [50] [137]. | 15 |
| 2.10 | (A) Verschiedene Scanstrategien im SLM-Prozess: (a) unidirektionale Füllung, (b) bidirektionale Füllung, (c) Inselabtastung, (d) Punktschmelzen, (e) Punktschmelzkonturen mit Schlangenfüllung und (f) Linienschmelzkonturen mit Schlangenfüllung [130]; (B) Schematische Darstellung von Scanstrategien: (a) 45° alternierend, (b) 90° alternierend, (c) Schachbrettscannen und Schachbrettscannen mit benachbartem Schachbrettblock mit (d) 45° und (e) 90° Drehung [15]. | 18 |
| 2.11 | Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Erstarrungsgeschwindigkeit und Scangeschwindigkeit am Schmelzbad. Die offenen Pfeile kennzeichnen die Temperaturgradienten G und die gefüllte Pfeile die Erstarrungsgeschwindigkeit R , wobei ihre Werte durch die Länge der Pfeile veranschaulicht werden [89] [124]. | 19 |

| | |
|---|----|
| 2.12 Schematische Darstellung des Einflusses von Temperaturgradient G und Erstarrungsgeschwindigkeit R auf die Erstarrungsmorphologie und die Größe der Gefügestruktur (nach [89]). | 20 |
| 2.13 Veranschaulichung der Nebenprodukte im SLM-Prozess [100]. | 21 |
| 2.14 Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im SLM-Prozess im Querschnitt: (a) idealisierte halbzyklindrische Schmelzbahnform mit einem Benetzungswinkel von 90° ; (b) reale flache Schmelzbahnform bei einem Verhältnis von 1 : 4 zwischen Schichtdicke und Schmelzbahnbreite auf rauher Schicht neben erstarrter Spur [131]. | 22 |
| 2.15 Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im Längsschnitt. Die offenen Pfeile kennzeichnen die Temperaturgradienten G und die gefüllte Pfeile die Erstarrungsgeschwindigkeit R , wobei ihre Werte durch die Länge der Pfeile veranschaulicht werden [81]. | 24 |
| 2.16 Drei unterschiedliche Schmelzströmungen nach [18]: (a) Kapillarumströmung; (b) Strömung durch abströmenden Metaldampf; (c) Strömung durch Oberflächenspannung. | 25 |
| 2.17 Schematische Darstellung der Marangoni-Konvektion in Abhängigkeit von Oberflächenspannungsgradienten $d\sigma/dT$ nach [73]: (a) negativ; (b) positiv. Dabei bezeichnet τ_s die Schubspannung im Schmelzbad. | 26 |
| 2.18 Darstellung der zylindrischen Form einer geschmolzenen Spur auf Substratoberfläche: (a) als kontinuierliche Naht und (b) mit Instabilitäten nach [169]. | 28 |
| 2.19 Schematische Darstellung der Ausbildung des Humping-Effektes am Beispiel eines Einschweißen-Prozesses [20]. | 29 |
| 2.20 Schematische Darstellung der Spritzerbildung bei der Strömung nahe der Dampffackel nach [107] [110]. | 31 |
| 2.21 Schematische Darstellung der Spritzerbildung durch Schmelzbaddynamik nach [161]. | 31 |
| 2.22 Einfluss von Schweißspritzern auf die Pulverbeschichtung mit anschließender Porenbildung [161]. | 33 |
| 2.23 Schematische Darstellung der geometrischen Beziehungen der Schmelzspuren zum Schätzen der Wahrscheinlichkeit von LOF-Poren nach [144]. | 36 |
| 2.24 Schematische Darstellung der Dampfkapillare und der Entstehung von Keyholeporen im Schmelzbad am Beispiel des Laserstrahl-tiefschweißprozesses [159]. | 37 |

| | | |
|------|---|----|
| 2.25 | Schematische Darstellung des Prozessfensters bei konventioneller Einzelstrahlbelichtung für Einzelspuren im SLM [59] [96]. | 38 |
| 2.26 | Schematische Darstellung der Strahlmodulation durch Multistrahbelichtung. | 39 |
| 2.27 | Schematische Darstellung der eindimensionalen Intensitätsverteilung und der Draufsicht ausgewählter Strahlformvarianten. | 40 |
| 2.28 | Schäfflerdiagramm nach [6]. | 42 |
| 2.29 | REM-Aufnahmen der Querschnitte von Schmelzspurboden, die bei konstanter Strahlgröße, Leistung und Volumenenergiedichte (Größe M: $A \approx 2,7 \cdot 10^4 \mu\text{m}^2$, $P = 350 \text{ W}$ und $E_V = 260 \text{ J/mm}^3$) bei variierender Strahlform ($187 \times 187 \mu\text{m}$ bei C-M, $95 \times 351 \mu\text{m}$ bei LE- und TE-M) erzeugt wurden. Der Flächenanteil von gleichachsigen Körnern (im Gegensatz zu säulenförmigen Körnern) beträgt 2 % (a, C-M: zirkular), 28 % (b, LE-M: longitudinal elliptisch) und 77 % (c, TE-M: transversal elliptisch). Die Einschmelztiefen betragen jeweils 71,9, 73,3 und 78,0 μm für die C-M-, LE-M- bzw. TE-M-Profile mit einer Pulverschichtdicke von 50 μm [127]. | 45 |
| 3.1 | Schematische Darstellung longitudinaler und transversaler Bearbeitungsrichtung bezüglich der Verfahrrichtung des Laserstrahls. | 47 |
| 4.1 | Gemessene Strahlprofil mit zirkularer Top-Hat-Intensitätsverteilung der gleichen Laserquelle bzw. Anlage [64]. | 49 |
| 4.2 | Darstellung des Versuchsaufbaus. Die longitudinale Bearbeitung erfolgt entlang x-Achse und die transversale entlang y-Achse. | 50 |
| 4.3 | Gemessene Strahlprofile der im Versuch verwendeten Strahlformen mit den Linsenkombinationen aus Tabelle 4.1. | 52 |
| 4.4 | Gemessene Partikelgrößenverteilungen von den Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 [64]. | 54 |
| 4.5 | REM-Aufnahmen von den Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 mit stichprobenartiger Ausmessung einiger Partikel [64]. | 54 |
| 4.6 | Darstellung der Querschliffe von den Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 mit sichtbaren Poren innerhalb der Partikeln [64]. | 55 |
| 5.1 | Exemplarische Darstellung des Bewertungskriteriums von Wänden. | 58 |
| 5.2 | Schematische Darstellung der Messung von Einschmelztiefe d_E , Spurbreite b_{W0} und mittlerer Wandbreite b_W | 59 |

| | | |
|------|--|----|
| 5.3 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F21 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 63 |
| 5.4 | Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F21 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 64 |
| 5.5 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F41 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 66 |
| 5.6 | Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F41 aus dem Pulver EA 450 mit verschiedener Leistung P und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 67 |
| 5.7 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F21z aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 68 |
| 5.8 | Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie Stabil mit der Strahlform F21z aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Leistung P und Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet. | 69 |
| 5.9 | Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F21z aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 69 |
| 5.10 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F42k aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 71 |
| 5.11 | Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie Stabil mit der Strahlform F42k aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Leistung P und Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet. | 72 |

| | |
|--|----|
| 5.12 Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F42k aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 73 |
| 5.13 Erzeugte Wände mit der Strahlform F42kz aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0 kW$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. Relativ optimale Beschaffenheit der Wandfläche ist bei $d_z = 1,0 mm$ und $v = 40 mm/s$ erkennbar. | 74 |
| 5.14 Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie Stabil mit der Strahlform F42kz aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und Leistung $P = 4,0 kW$). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet. | 75 |
| 5.15 Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F42kz aus beiden Pulvern mit verschiedener Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0 kW$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 75 |
| 5.16 Erzeugte Wände mit der Strahlform F42 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. Optimale Beschaffenheit der Wandfläche mit geringer Anhaftung von Pulverpartikeln ist bei $P = 4,0 kW$, $d_z = 1,0 mm$ und $v \leq 40 mm/s$ erkennbar. | 77 |
| 5.17 Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie Stabil mit der Strahlform F42 aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und Leistung $P = 4,0 kW$). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet. | 77 |
| 5.18 Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F42 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 78 |
| 5.19 Spurbreite b_{W0} und mittlere Wandbreite b_W mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der theoretischen Aufbaurrate A_R und Einschmelztiefe d_E in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte E_V von den Wänden der Kategorie Stabil aus beiden Pulvern mit verschiedenen Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. | 79 |

| | | |
|------|---|----|
| 5.20 | Verhältnis von Einschmelztiefe und Spurbreite d_E/b_{W0} in Abhängigkeit von der Streckenenergie E_S von den Wänden der Kategorie Stabil aus beiden Pulvern mit verschiedenen Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. | 80 |
| 5.21 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F12 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , der Leistung $P = 2,5 kW$ und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 mm$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild..... | 88 |
| 5.22 | Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F12 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 mm$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 89 |
| 5.23 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F12z aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 90 |
| 5.24 | Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie Stabil mit der Strahlform F12 und F12z aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und Leistung P). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet. | 91 |
| 5.25 | Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F12z aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 91 |
| 5.26 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F24k aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 93 |
| 5.27 | Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F24k aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 93 |
| 5.28 | Erzeugte Wände mit der Strahlform F24kz aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0 kW$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 94 |

| | |
|--|-----|
| 5.29 Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie Stabil mit der Strahlformen F24k und F24kz aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Leistung P und Pulverschichtdicke d_z). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet. | 95 |
| 5.30 Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F24kz aus beiden Pulvern mit verschiedener Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0 kW$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 95 |
| 5.31 Erzeugte Wände mit der Strahlform F14 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Pulverschichtdicke d_z , Geschwindigkeit v und der Leistung $P = 4,0 kW$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 96 |
| 5.32 Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F14 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 97 |
| 5.33 Erzeugte Wände mit der Strahlform F24 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , der Pulverschichtdicke $d_z = 1,0 mm$ und Leistung $P = 4,0 kW$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. | 98 |
| 5.34 Ungeätzte Querschliffe der Wände mit den Strahlformen F14 und F24 aus beiden Pulvern mit verschiedener Geschwindigkeit v , der Leistung $P = 4,0 kW$ und Pulverschichtdicke $d_z = 1,0 mm$. Die Grenzfläche des Schmelzbads wird gekennzeichnet. Mit erhöhter Geschwindigkeit sind deutliche Unregelmäßigkeiten an den Seiten der Wände mit beiden Strahlformen zu sehen. | 98 |
| 5.35 Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F24 aus beiden Pulvern mit der Leistung $P = 4,0 kW$ und Pulverschichtdicke $d_z = 1,0 mm$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v | 99 |
| 5.36 Spurbreite b_{W0} und mittlere Wandbreite b_W mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der theoretischen Aufbaurrate A_R und Einschmelztiefe d_E in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte E_V von den Wänden der Kategorie Stabil aus beiden Pulvern mit verschiedenen Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung. | 100 |

| | | |
|------|--|-----|
| 5.37 | Geätzter Querschliff der Wand mit der Strahlform F12z in Tabelle 5.17 mit 200-facher Vergrößerung. Die Schmelzgrenze (blau), die gleichachsige Körner (gelb) und der im Folgenden zu betrachtende Bereich (schwarz) werden gekennzeichnet. | 106 |
| 5.38 | Geätzte Querschliffe in der Nähe der zweiten Schicht der Wände mit den Strahlformen in Tabelle 5.17: (a) und (b) F21z (gekennzeichneter Bereich in Abbildung 5.37) mit 500- und 1000-facher Vergrößerung, (c) und (d) F21z mit 500- und 1000-facher Vergrößerung. Die Schmelzgrenze (blau) und die gleichachsige Körner (gelb) werden gekennzeichnet. | 106 |
| 5.39 | Geätzte Querschliffe der zweiten Schicht von den Wänden mit den Strahlformen in Tabelle 5.17: (a) F42 und (b) F24 mit 500-facher Vergrößerung. An beiden Querschliffen ist fast nur säulenförmige dendritische Struktur zu erkennen. | 107 |
| 5.40 | Geätzte Querschliffe von den oberen Schichten der Wand mit der Strahlform F24k in Tabelle 5.17 mit (a) 200-facher Vergrößerung und (b) 500-facher Vergrößerung. Die Schmelzgrenze (blau) und die gleichachsige Körner (gelb) werden gekennzeichnet. ... | 108 |
| A.1 | Ishikawa-Diagramm zu den Einflussgrößen bei Strahlschmelzprozessen, wie z.B. dem selektiven Laserschmelzen nach [65]. | 131 |
| A.2 | Mittlere Wandbreite b_W mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie Stabil aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. | 132 |
| A.3 | Theoretische Aufbaurate A_R in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie Stabil aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. | 133 |
| A.4 | Volumenenergiedichte E_V in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie Stabil aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. | 134 |
| A.5 | Mittlere Wandbreite b_W mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie Stabil aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung. | 135 |

-
- A.6 Theoretische Aufbaurate A_R in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung..... 136
- A.7 Volumenenergiedichte E_V in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung. 137
- A.8 Gemessene Härtewerte der Wände mit den Strahlformen in Tabelle 5.17 an verschiedenen Positionen in der Mittellinie entlang der Baurichtung. Durch die Messposition ist nur die Reihenfolge der Messung (ohne Haltung konstantes Abstands) zu zeigen. . 138

III. Tabellenverzeichnis

| | | |
|-----|--|----|
| 2.1 | Übersicht der häufig verwendeten additiven Fertigungsverfahren und ihre Merkmale. . | 7 |
| 2.2 | Mechanische Eigenschaften von konventionell und mittels SLM verarbeitetem Stahl AISI 316L [150] [153]. | 43 |
| 4.1 | Gemessene Eigenschaften der verwendeten Strahlformen mit den Linsenkombinationen (Brennweiten von Kollimationslinse + Zylinderlinse 1 + Zylinderlinse 2 in mm) mit angegebenen Abkürzungen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. Hierbei entspricht die Länge der Hauptachse d_x die Strahllänge L und der Nebenachse d_y die Strahlbreite B . | 51 |
| 4.2 | Eigenschaften von den im Versuch verwendeten Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 nach dem Datenblatt der Firma ARTEKA [7]. | 53 |
| 4.3 | Verfahrensschritte bei der metallografischen Schliffpräparation. | 55 |
| 5.1 | Übersicht in longitudinaler Bearbeitungsrichtung durchgeführter Versuche mit beiden Pulvern und den zugehörigen Parametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit Charakterisierung von Prozessreaktionen. | 61 |
| 5.2 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F21 mit den Kennzeichnungen: H (rot) für Humping ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling . | 62 |
| 5.3 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F41 mit den Kennzeichnungen: H (rot) für Humping ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling . | 65 |
| 5.4 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F21z mit den Kennzeichnungen: H (rot) für Humping ; S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling . | 67 |

| | | |
|------|--|----|
| 5.5 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F42k mit den Kennzeichnungen: H (rot) für Humping ; S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 70 |
| 5.6 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F42kz mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 74 |
| 5.7 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F42 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 76 |
| 5.8 | Einordnung der Strahlformen bezüglich vergleichbarer Strahlbreiten in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. Die mit den verschiedenen Strahlformen erreichten Grenzwerten der Kategorie Stabil (Leistung P , Grenzgeschwindigkeit v_G , Pulverschichtdicke d_z , mittlere Wandbreite b_W und die zugehörige Standardabweichung, theoretische Aufbaurrate A_R und Volumenenergiedichte E_V) mit dem Pulver EA 450 werden zusammengefasst. Zum Vergleich werden die Ergebnisse mit den zirkularen Strahlen und dem Pulver EA 300 mit angegeben [64]. Die mit * gekennzeichneten Leistungen bzw. Parameter sind mit starken Prozessreaktionen verbunden. | 81 |
| 5.9 | Übersicht in transversaler Bearbeitungsrichtung durchgeführter Versuche mit beiden Pulvern und den zugehörigen Parametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit Charakterisierung von Prozessreaktionen. | 87 |
| 5.10 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F12 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 88 |
| 5.11 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F12z mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 90 |

| | | |
|------|--|-----|
| 5.12 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F24k mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 92 |
| 5.13 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F24kz mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 94 |
| 5.14 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F14 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 96 |
| 5.15 | Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F24 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für Stabil ; E (orange) für Einschnürung ; B (blau) für Balling | 97 |
| 5.16 | Einordnung der Strahlformen bezüglich vergleichbarer Strahlbreiten in transversaler Bearbeitungsrichtung. Die mit den verschiedenen Strahlformen erreichten Grenzwerten (Leistung P , Grenzgeschwindigkeit v_G , Pulverschichtdicke d_z , mittlere Wandbreite b_W und die zugehörige Standardabweichung, theoretische Aufbauraten A_R und Volumenenergiedichte E_V) mit dem Pulver EA 450 werden zusammengefasst. | 101 |
| 5.17 | Ausgewählte Proben aus dem Pulver EA 450 in beiden Bearbeitungsrichtungen mit gleicher Leistung P , Pulverschichtdicke d_z und angepasster Geschwindigkeit mit möglichst vergleichbarer Energiedichte E_V zur Gegenüberstellung der Mikrostruktur und Härte. | 105 |

IV. Abkürzungsverzeichnis

| | |
|--------|---|
| 3D | dreidimensional |
| 3DP | 3D-Drucken, engl. 3D-Printing |
| AM | additive Fertigung, engl. additive manufacturing |
| bzw. | beziehungsweise |
| CAD | engl. computer aided design |
| cw | continuous waveform, ununterbrochene Welle |
| EBM | Elektronenstrahlschmelzen, engl. electron beam melting |
| engl. | english |
| FLM | engl. fused layer modelling |
| konv. | konventionell |
| LCVD | engl. selective laser chemical vapour deposition |
| LLM | engl. layer laminated manufacturing |
| LMD | Laserauftragschweißen, engl. laser material deposition |
| max. | maximal |
| min. | minimal |
| MJM | engl. multi-jet modelling |
| Nd:YAG | Neodym-dotierter Yttrium-Aluminium-Granat |
| PJM | engl. poly jet modelling |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| RFID | engl. Radio-Frequency Identification |
| RM | engl. rapid manufacturing |
| RP | engl. rapid prototyping |
| RT | engl. rapid tooling |
| SLA | Stereolithographie |
| SLM | selektives Laserschmelzen, engl. selective laser melting |
| SLS | selektives Lasersintern, engl. selective laser sintering |
| STL | engl. standard transformation language, surface tessellation language |
| u.a. | unter anderem |
| WEZ | Wärmeeinflusszone |
| z.B. | zum Beispiel |

| | | |
|---------------|-------------|--|
| A | $[cm^2]$ | Strahlfläche |
| A_R | $[cm^3/h]$ | Aufbaurrate |
| b | $[mm]$ | Schmelzbadbreite |
| B | $[mm]$ | Strahlbreite |
| b_W | $[mm]$ | mittlere Wandbreite |
| b_{W0} | $[mm]$ | Spurbreite |
| d | $[mm]$ | Schmelzbadtiefe, Gesamttiefe der Spur nach dem Schmelzen |
| D | $[mm]$ | Dicke des Substrats |
| d_B | $[mm]$ | Strahlfleckdurchmesser |
| d_E | $[mm]$ | Einschmelztiefe |
| d_{50} | $[\mu m]$ | mittlere Korngröße |
| d_x | $[mm]$ | Länge der Hauptachse, Strahllänge in longitudinaler Bearbeitungsrichtung, Strahlbreite in transversaler Bearbeitungsrichtung |
| d_y | $[mm]$ | Länge der Nebenachse, Strahlbreite in longitudinaler Bearbeitungsrichtung, Strahllänge in transversaler Bearbeitungsrichtung |
| d_z | $[mm]$ | Pulverschichtdicke |
| E_S | $[J/mm]$ | Streckenenergiedichte |
| E_A | $[J/mm^2]$ | Flächenenergiedichte |
| E_V | $[J/mm^3]$ | Volumenenergiedichte |
| f | $[mm]$ | Brennweite |
| G | $[K/m]$ | Temperaturgradient |
| h_S | $[mm]$ | Hatchabstand, Spurbabstand |
| I | $[kW/cm^2]$ | Intensität |
| I_0 | $[kW/cm^2]$ | Spitzenintensität |
| l | $[mm]$ | Schmelzbadlänge |
| L | $[mm]$ | Strahllänge |
| l_S | $[mm]$ | Spurlänge |
| M^2 | – | Beugungsmaßzahl |
| P | $[kW]$ | mittlere Laserleistung |
| P_{max} | $[kW]$ | maximale mittlere Laserleistung |
| q | $[W]$ | Rate des Energieeintrags |
| R | $[m/s]$ | Wachstumsrate, Erstarrungsgeschwindigkeit |
| t_{Anlage} | $[s]$ | Nebenzeit |
| $t_{Schmelz}$ | $[s]$ | Schmelzzeit |
| T | $[K]$ | Temperatur |
| T_{max} | $[K]$ | maximale Temperatur |
| T_S | $[K]$ | Schmelztemperatur |
| v | $[mm/s]$ | Geschwindigkeit, Scangeschwindigkeit |

| | | |
|------------------------|-------------------|--|
| V | $[mm^3]$ | Bauteilvolumen |
| α | – | Absorptionsgrad |
| Δz | $[mm]$ | Defokussierung |
| κ | $[W/(m \cdot K)]$ | Wärmeleitfähigkeit |
| λ | $[nm]$ | Wellenlänge |
| $\lambda_{iso(x,y,z)}$ | $[\mu m]$ | Abstand der Isothermen |
| ϕ | $[^\circ]$ | Benetzungswinkel |
| ρ | – | Reflexionsgrad |
| ρ_0 | $[g/cm^3]$ | Dichte |
| σ | $[N/m]$ | Oberflächenspannung |
| τ | – | Transmissionsgrad |
| τ_S | $[Pa]$ | Schubspannung |
| θ | $[^\circ]$ | Winkel zwischen der Normalen der Schmelzbadoberfläche und der Scanrichtung |

1 Einleitung und Motivation

AM (Additive Fertigung, engl. Additive Manufacturing) ist ein aufstrebendes und innovatives Fertigungsverfahren, das der Forschung und Industrie zu völlig neuen Möglichkeiten verhilft. Im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren hat AM großes Potential. Das Verfahrensprinzip von AM beruht auf dem direkten Aufbau des Bauteils aus dem Werkstoff. Dadurch ermöglicht AM eine Kombination von Individualisierbarkeit händischer Arbeit mit der maschinellen Produktionsweise industrieller Fertigung. Eine lastgerechte Gewichtsoptimierung oder Funktionsintegrationen kann man durch die nahezu uneingeschränkte geometrische Gestaltungsfreiheit realisieren [37].

Bei dem additiven Fertigungsverfahren SLM (Selektives Laserschmelzen, engl. Selective Laser Melting) wird das Ausgangsmaterial in Form von Pulver mittels einer fokussierten Energiequelle aus Laserstrahlung aufgeschmolzen. Hinsichtlich des Wirkprinzips von SLM ist es grundsätzlich mit dem Verfahren Laserauftragschweißen vergleichbar. Das Bauteil wird schichtweise aus aufgeschmolzenen und wiedererstarteten Pulverschichten des Querschnitts von dem Bauteil aufgebaut. Die jeweiligen Schichten setzen wiederum aus vielen überlappenden Einzelschmelzbahnen zusammen. So erlaubt das SLM Bauteile auch mit komplexen Geometrien zu fertigen [37] [102] [117].

Das SLM hat sich von der Prototypenfertigung zu einem Fertigungsverfahren für Endprodukte weiterentwickelt. Anwendungen findet sich SLM in der Luft- und Raumfahrtindustrie, der Werkzeugindustrie, der Medizintechnik, der Automobilindustrie und auch beim Militär [14]. Verarbeitbare Materialien sind aktuell hauptsächlich Aluminium-, Stahl-, Titan-, Nickel-, Kupfer- und Kobaltchromlegierungen und auch Keramik [4] [175]. Als der am meisten angewendete Konstruktionswerkstoff hat Stahl wirtschaftliche Bedeutung. Stähle decken einen großen Eigenschaftsbereich ab, weshalb sie auch für die additive Fertigung und das SLM-Prozess sehr interessant sind.

Allerdings ist die Wirtschaftlichkeit von SLM-Prozess meist geringer als konventioneller Fertigungsverfahren. Häufig verhindern die hohen Prozesszeiten eine kostengünstige Produktion [130]. Bei Erzeugung von großen Bauteilen muss es ein Kompromiss gefunden werden, der eine hohe Aufbaurrate (hohe Pulverschichtdicken) und eine hohe Oberflächenqualität (geringe Pulverschichtdicken) verbindet. Hinsichtlich höherer Produktqualität und Prozessgeschwindigkeit existieren aufgrund der hohen Anlagen- und Prozesskomplexität unterschiedliche Möglichkeiten der Prozessoptimierung. Eine Herangehensweise ist die Parametervariation durch Anpassung von Leistung und Geschwindigkeit des Laserstrahls. Jedoch ist die Erhöhung dieser Parameter aufgrund von physikalisch bedingten Effekten sowie der Humping- und Balling-Effekt limitiert (siehe Abschnitt 2.4) [102] [117]. Weitere Möglichkeiten zur Prozessoptimierung sind die Multistrahbelichtung und die Strahlformung, wobei die Multistrahlen zur Prozessparalle-

lisierung oder zur Modifizierung eines Schmelzbads dienen können (siehe Abschnitt 2.5) [54] [70] [126] [127] [135] [172] [174].

Die vorliegende Arbeit untersucht die Einflüsse von elliptisch ähnlich geformten Strahlprofilen auf den Hochleistungs-SLM-Prozess. Eingesetzt wurden grobkörnige Pulver aus Edelstahl und ein Festkörperlaser mit Top-Hat-Intensitätsprofil im Fokus als Ausgangsstrahl. Im LHM (Laserinstitut Hochschule Mittweida) wurden bereits Untersuchungen zum Thema Hochleistungs-SLM mit gleichen Pulvermaterialien und einer zirkularen Strahlform gleicher Laserquelle und Forschungsanlage durchgeführt. Es wurde gezeigt, dass ein Aufbau von Volumenkörpern aus preiswerten grobkörnigen Pulvern mittels Hochleistungs-SLM mit einer Leistung bis 4 kW möglich ist. Somit konnte es eine theoretische Volumenrate von $A_R \approx 605 \text{ cm}^3/\text{h}$, eine theoretische Volumenenergiedichte von $E_V \approx 24 \text{ J/mm}^3$ und eine mittlere Bauteildichte von $\rho_0 \approx 7,824 \text{ g/cm}^3$ erreicht werden [64]. Davon ausgehend ist im Rahmen dieser Arbeit mit elliptischer Strahlformung zuerst zu versuchen, bei höherer Auflösung (schmalere Spurbreite) gleiche Aufbauraten bzw. beim Behalt der Auflösung (gleicher Spurbreite) höhere Aufbauraten zu erreichen. Dabei ist der Einfluss von elliptischer Strahlformung auf die Energieeinkopplung bzw. Energieeffizienz, die Mikrostruktur sowie die mechanische Eigenschaft auch zu analysieren. Ähnliche Untersuchungen wurden bereits beim 316L Stahl mit einem konventionellen gaußförmigen Ausgangsstrahl im Mikrobereich (Spotgröße bis $250 \mu\text{m}$, Pulverschichtdicke $50 \mu\text{m}$, Laserleistung bis 550 W) durchgeführt [111] [126] [127]. Ein Einfluss der Strahlform und Strahlgröße auf die Mikrostruktur der generierten Einzelspuren wurde dadurch nachgewiesen. Außerdem wurde es gezeigt, dass mit elliptischen Strahlprofilen sich das Prozessfenster sowohl in longitudinaler als auch in transversaler Bearbeitungsrichtung zu höheren Leistungen im Vergleich zu zirkularen Profilen gleicher Größe verschob [127].

Darauf aufbauend wurden im Rahmen dieser Arbeit unterschiedliche elliptische Strahlformen mit verschiedenen Kombinationen von Kollimationslinsen und Zylinderlinsen erzeugt. Jeweils in longitudinaler und transversaler Bearbeitungsrichtung wurden Wanduntersuchungen mit den Strahlformen durchgeführt. Variierende Parameter waren die Laserleistung, Geschwindigkeit, Pulverschichtdicke und Pulvermaterial aus Edelstahl. Zur Bewertung der Prozessstabilität werden die generierte Wände in verschiedene Kategorien klassifiziert. Zuerst soll der Einfluss der Strahlformung auf die Prozessstabilität beim Hochleistungs-SLM untersucht werden. Die Ergebnisse verschiedener Strahlformen werden hinsichtlich des Prozessfensters, der Aufbauraten und der Energieeffizienz miteinander verglichen und diskutiert. Eine Prozessoptimierung bzw. eine Verbesserung der Aufbauraten im Vergleich zu einem konventionellen zirkularen Laserstrahl ist zu prüfen. Abschließend kommt eine Gegenüberstellung der Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaft (Härte) mit longitudinal und transversal elliptischen Strahlformen.

2 Grundlagen

Für das Verständnis dieser Arbeit wird im Folgenden die notwendigen Grundlagen erläutert. Zunächst wird ein Überblick über das Grundprinzip von additiven Fertigungsverfahren gegeben. Anschließend wird im Speziellen auf das SLM (selektives Laserschmelzen, engl. selective laser melting) eingegangen, wobei der Fokus auf die prozessnahen Einflussgrößen sowie die Fehlerquellen im SLM-Prozess liegt, die den verarbeiteten Werkstoff beeinflussen. Darauf aufbauend werden die verschiedenen Ansätze zur Prozessoptimierung beim SLM vorgestellt. Letztendlich fokussiert es auf den Eigenschaften von Edelstählen als Ausgangsstoff im SLM-Prozess.

2.1 Additive Fertigungsverfahren

Unter dem Begriff „AM (additive Fertigung, engl. additive manufacturing)“ werden Herstellungstechnologien verstanden, bei denen das Werkstück schicht- oder elementweise aufgebaut wird. Im Vergleich zu konventionellen Fertigungsverfahren, bei denen subtraktiv (z.B. Fräsen), verformbasiert (z.B. Schmieden) oder urformend (z.B. Gießen) gefertigt wird, erfolgt die additive Fertigung somit materialhinzufügend aus einem Ausgangsmaterial bzw. durch einen Phasenübergang eines Materials vom flüssigen oder pulverförmigen in einen festen Zustand. Dadurch wird ein endkonturnahes Bauteil direkt aus den 3D-CAD-Daten ohne Formen oder Werkzeuge gefertigt. Bereits während des additiven Bauprozesses werden die mechanischen bzw. technologischen Eigenschaften nach Anforderungen erzeugt [42]. Da bei allen additiven Fertigungsverfahren direkt ein dreidimensionales physisches Bauteil generiert bzw. gedruckt wird, wird in diesem Zusammenhang umgangssprachlich auch von 3D-Drucken (3DP, engl. 3D-Printing) gesprochen [156].

Die Technologie der additiven Fertigungsverfahren wurden zunächst fast ausschließlich zur Herstellung von Prototypen und Modellen eingesetzt, weshalb sie erst mit dem Begriff RP (engl. rapid prototyping) eng verbunden waren. In Abhängigkeit von der Anwendung gliedern sich die additiven Fertigungsverfahren in weitere Begriffe wie z.B. das RM (engl. rapid manufacturing) zur schnellen Fertigung von Endprodukten für die Dental- und Medizintechnik (z.B. für Zahnbrücken oder Implantate) oder die Luft- und Raumfahrtindustrie. Die additive Fertigung von individuellen Werkzeugen bzw. Werkzeugeinsätzen und auch von Sonderwerkzeugen mit geringen Stückzahlen, die häufig über innere und konturnahe Kühlkanäle verfügen, wird oft als RT (engl. rapid tooling) bezeichnet [16] [156]. Mit den schnellen Entwicklungen der Technologien finden additive Fertigungsverfahren auch immer mehr Anwendungen in verschiedenen Branchen, wodurch sich der Begriff RP (engl. rapid prototyping) in AM (additive Fertigung, engl. additive manufacturing) gewandelt hat.

Die additiven Fertigungstechnologien ermöglichen eine ressourceneffizientere Herstellung durch Einsparung von Material, Energie und Zeit und gelten als Schlüsseltechnologie, welche die Evolutionen durch die Industrie 4.0 unmittelbar zur Anwendung bringen kann [157]. In den letzten Jahren hat die additive Fertigung immer mehr an Bedeutung gewonnen. Beispielweise kommt sie am häufigsten bei der Produktion von Kunststoffteilen (z.B. Polymeren) zum Einsatz. Etwa 72 % der Unternehmen mit 3D-Druck Erfahrung arbeiten in der Anwendung mit Polymeren und zugleich fast jedes zweite Unternehmen mit Metallen (Stand 2019) [164]. Die Industrialisierung der additiven Fertigung hat dabei verschiedene Wellen durchlaufen und verzeichnet eine durchschnittliche jährliche Wachstumsrate von 20 % [22]. Der Anteil der Unternehmen weltweit, die die Technologie von AM eingesetzt haben, ist von 24 % im Jahr 2016 auf 65 % im Jahr 2019 gestiegen [164].

Die additiven Fertigungstechnologien bieten zahlreiche Vorteile bei der Herstellung geeigneter Bauteile. Auch aus diesem Grund verschob sich der Anwendungsbereich der additiven Fertigungsverfahren mit der Zeit von der Prototypenherstellung hin zur direkten Bauteilfertigung. Der größte Vorteil eines additiven Aufbauprozesses liegt an der nahezu uneingeschränkten geometrischen Gestaltungsfreiheit, welche eine Fertigung beliebiger Geometrien wie Hohlräume, Gitterstrukturen oder Kühlkanäle ermöglicht. In der Medizintechnik lassen sich z.B. Implantate mithilfe additiver Fertigungsverfahren herstellen, die an den Patienten individuell angepasst sind. Zusätzlich erlaubt es die einstellbare Porosität, eine zum Knochen passende Steifigkeit zu generieren und das Einwachsen von Zellen in das Implantat zu ermöglichen [27]. Außerdem können bestimmte Bauteile durch belastungsgerechte Konstruktionen bzw. Topologieoptimierung mit geeigneten mechanischen Eigenschaften hergestellt werden. Zugleich ist dadurch eine starke Gewichtsoptimierung möglich, was auch geringere Materialkosten und Produktionszeit bedeutet [44].

Im Vergleich zu anderen Verfahren kann bei additiver Fertigung auf viele Zwischenschritte wie z.B. der Formenbau bei Gussprozessen und die Herstellung von Werkzeugen verzichtet werden. Daher ist es teilweise ökonomisch und zeitlich günstiger, komplexe Bauteile mit geringer Stückzahl mit additiven Verfahren herzustellen [103] [154]. Zum Beispiel bei der Anwendung in der Luft- und Raumfahrtindustrie, wo geringe Stückzahlen und hohes Leichtbaupotential aufeinandertreffen. Auch können häufig Baugruppen zu einem Teil zusammengeführt werden, was insbesondere die Montagekosten verringert. Darüber hinaus ist häufig eine Wiederverwendung des Ausgangsmaterials möglich und der Energieaufwand von der Rohstoffgewinnung bis zum Endprodukt ist bei gleicher Stückzahl meist geringer als bei konventionellen Verfahren [45].

Als nachteilig sind bei der additiven Fertigung zuerst die hohen Kosten für die Anlagen und die Aufbereitung der Ausgangswerkstoffe wie z.B. das Pulver, das mit besonderen Anforderungen u.a. an die Partikelgrößenverteilung und die Fließfähigkeit erst aufwendig hergestellt werden muss [49]. Zudem ist die Volumenaufbaurrate additiver

Verfahren noch zu gering, um hohe Stückzahlen kostendeckend fertigen zu können. Eine Erhöhung der Aufbaurrate führt üblicherweise zu einer Verringerung der Genauigkeit und Oberflächenqualität. Bedingt durch den schichtweisen Aufbau entsteht bei additiven Verfahren der sogenannte Treppenstufeneffekt und damit verbunden eine deutlich rauere Oberfläche, insbesondere bei hohen Schichtdicken (Abbildung 2.1) [8] [140]. Dieser Effekt hängt auch von der Steigung des Bauteils zu der Bauplattform bzw. Substratplatte ab und sinkt mit zunehmender Steigung. Daher müssen die Bauteilflächen möglichst vertikal oder horizontal im Bauraum ausgerichtet werden, um eine hohe Oberflächenqualität gewährleisten zu können [53]. Zur Erzielung einer feinen Oberfläche ist häufig eine zusätzliche Nachbearbeitung erforderlich [16]. Außerdem besteht es die Gefahr von Porosität, die zwischen den Schichten entsteht.

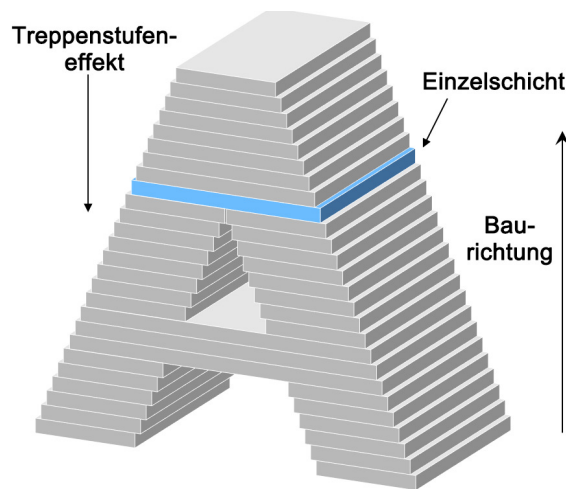


Abbildung 2.1: Veranschaulichung des Treppenstufeneffektes bei additiven Fertigungsverfahren [8].

Die allgemeine Prozesskette verläuft bei allen additiven Fertigungsverfahren nach dem gleichen Schema und kann im Wesentlichen in drei Schritte eingeteilt werden, der Vorbereitung (Pre-Processing), der Fertigung (In-Processing) und der Nachbereitung (Post-Processing) (Abbildung 2.2) [155] [156].

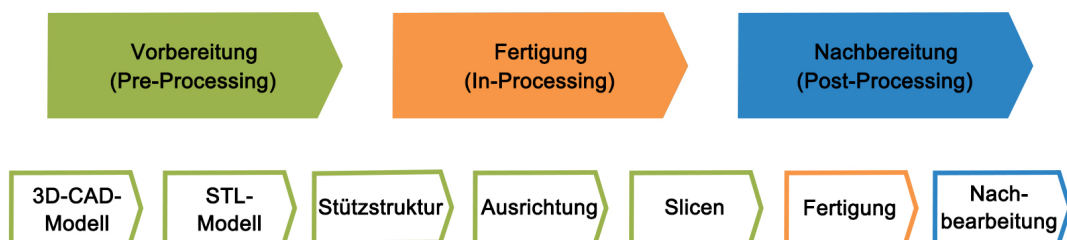


Abbildung 2.2: Grundlegende Prozesskette bei der additiven Fertigung [2] [3].

Die Vorbereitung umfasst alle erforderlichen Operationen, die vor der eigentlichen Herstellung eines Bauteils durchgeführt werden. Dazu gehört z.B. auch die Auswahl von geeigneten Werkstoffen für spezielle Verfahren, da die Werkstoffeigenschaften sowohl der

Funktion des Bauteils als auch den Herstellungstechnologien gerecht werden müssen und alle Prozessschritte maßgeblich beeinflussen. Nur mit einem geeigneten Werkstoff ist eine kosteneffektive Fertigung möglich.

Üblich wird zunächst mithilfe einer geeigneten Software ein vollständig geschlossenes 3D-CAD-Volumenmodell für das zu fertigende Bauteil erstellt. Dabei kommen häufig Verfahren, wie die Topologieoptimierung zum Einsatz, die eine belastungsgerechte Konstruktion ermöglicht. Die mechanischen Werkstoffeigenschaften bestimmen dann bei einer Gewichtsoptimierung die Querschnittsdicke und damit auch den Materialeinsatz und die Prozesszeit. Anschließend wird das CAD-Modell durch Triangulation in das STL-Format (engl. standard transformation language oder surface tessellation language) überführt, bei dem die Oberfläche des Modells mit Dreiecken unterschiedlicher Größe abstrahiert wird [16] [86] [156].

Im nächsten Schritt erfolgt die Generierung der Stütz- bzw. Supportstruktur, die für eine feste Verbindung des Bauteils auf der Substratplatte sorgt und Überhänge und Hinter-schneidungen stützt. Dabei ist es auf eine einfache Nachbearbeitung zu achten. Zu-gleich sollte zu diesem Zeitpunkt die Spannflächen für eine eventuelle spanende Nach-bearbeitung bedacht werden. Das Modell muss auf der Substratplatte positioniert und ausgerichtet werden. Durch das sogenannte Slicen wird das virtuelle Bauteil in einzel-ne ebene Schichten zerlegt und der Wegverlauf im additiven Prozess in jeder Schicht berechnet. Die prozessspezifischen Parameter, wie z.B. die Schichtdicke, der Hatchab-stand bzw. Linienabstand und die Scanstrategie bei den Verfahren nach dem Raster-prinzip, sind werkstoffabhängig und werden für die einzelnen Schichten angepasst. Die parallelen Schichten werden dann im Fertigungsprozess in einer fortlaufenden Reihen-folge verarbeitet, wodurch die dreidimensionale Fertigungsaufgabe in zwei Dimensio-nalen reduziert wird [21] [76] [92] [155].

Beim Vorliegen aller notwendigen Informationen wird der eigentliche Fertigungsprozess des physischen Bauteils durchgeführt, der durch immer wiederkehrende Abläufe bis der Fertigstellung gekennzeichnet ist und vom angewandten Fertigungsverfahren abhängt. Zunächst erfolgt z.B. bei pulverbettbasierten Verfahren der Auftrag einer formlosen Pul-verschicht, die anschließend mithilfe einer Energiequelle (z.B. Laserstrahl oder Elektro-nenstrahl) in dem erwünschten Bereich erarbeitet wird. Danach wird die Substratplatte um eine Höhe, die die Pulverschichtdicke entspricht, abgesenkt und eine neue Pulver-schicht aufgetragen und wiederum erarbeitet. Dieser Prozess wiederholt sich, bis das Bauteil komplett gefertigt wird.

Abschließend folgt die Nachbereitung, die mit der Produktentnahme und der Entfernung von Stützstruktur beginnt. Das Hauptziel ist die Verbesserung der Eigenschaften, z.B. der Oberflächenqualität durch Sandstrahlen oder mechanische Bearbeitung. Des Wei-teren können auch Wärmebehandlung, Verdichtung oder heiß isostatisches Pressen erfolgen [16] [79] [86] [156].

| | | | | | | | | |
|-----------------|-------------------------------|-------------------------------|---------------------------|-----------------------------------|--------------------------------------|------------------|-------------------|-----------------------|
| Aggregatzustand | Fest | | | | Flüssigkeit | | | Gas |
| Form | Draht | Pulver | | Folie/ Platte | Paste | Flüssig- keit | Aerosol | Gas |
| Bindungsart | Aufschmelzen und Erstarren | Aufschmelzen und Erstarren | Verkleben durch Binder | Ausschneiden und Fügen | Polymerisieren | | Abschneiden | Chemische Reaktion |
| Verfahren | Extrusions- verfahren | Sintern/ Schmelzen | 3D-Drucken | Schicht- Laminat- Verfahren | Polymerisation/ Stereolithografie | | Aerosol- druck | LCVD |

Abbildung 2.3: Einteilung der additiven Fertigungsverfahren nach ihrem Ausgangsmaterial und Bindungsmechanismus nach [16].

Die additiven Fertigungsverfahren lassen sich anhand verschiedener Merkmale, wie z.B. des Ausgangsmaterials (z.B. Pulver, Draht, Flüssigkeit, Gas), der Energiequelle (z.B. Laserstrahl, Elektronenstrahl) sowie der Art verarbeitbarer Materialien (z.B. Polymere, Metallen, Keramiken), einteilen. Abbildung 2.3 stellt eine Einteilung der additiven Verfahren nach dem Aggregatzustand von den Ausgangsmaterialien nach [16] dar. Eine Übersicht der häufig verwendeten additiven Fertigungsverfahren mit Angabe ihrer Merkmale ist in Tabelle 2.1 gezeigt.

| Verfahren | Ausgangszustand | Energiequelle | Materialien |
|---|------------------|-------------------------|-------------------------------------|
| Stereolithografie (SLA) | Flüssigharz | UV-Strahlung | Polymer, Keramik |
| Selektives Lasersintern (SLS) | Pulver | Laserstrahl | Metall, Polymer, Formsand, Keramik |
| Elektronenstrahlschmelzen (EBM) | Pulver | Elektronenstrahl | Metall |
| Selektives Laserschmelzen (SLM) | Pulver | Laserstrahl | Metall |
| Laserauftragschweißen (LMD) | Pulver, Draht | Laserstrahl | Metall |
| Fused layer modelling (FLM) | Kunststoffstrang | beheizter Extruder | Kunststoff |
| Layer laminated manufacturing (LLM) | Folien | anschließende Sinterung | Metall, Kunststoff, Keramik, Papier |
| Inkjet printing (MJM, PJM) | Flüssigharz | UV-Strahlung | Kunststoff |
| Selective laser chemical vapour deposition (LCVD) | Gas | Laserstrahl | Metall, Keramik |

Tabelle 2.1: Übersicht der häufig verwendeten additiven Fertigungsverfahren und ihre Merkmale.

Zur Metallverarbeitung gibt es z.B. das EBM (Elektronenstrahlschmelzen, engl. electron beam melting) und das SLS (selektives Lasersintern, engl. selective laser sintering), die prinzipiell ähnlich wie das in dieser Arbeit verwendete Verfahren, das SLM (selektives Laserschmelzen, engl. selective laser melting), funktionieren. Diese Verfahren sind üblich aufgrund des verwendeten Ausgangsmaterials auch als Pulverbettverfahren bekannt.

Das EBM findet im Vakuum statt. Dabei wird der Elektronenstrahl mittels magnetischen Linsen, die keine Masseträgheit besitzen, gesteuert. Dadurch kann die Position und die Belichtungsgeschwindigkeit des Elektronenstrahls nahezu verzögerungsfrei gesteu-

ert werden. In der Praxis wird der Querschnitt des Bauteils mit mehreren virtuellen Schmelzpunkten bearbeitet und der Elektronenstrahl so schnell zwischen den Schmelzpunkten hin und her geführt, dass dennoch mehrere kontinuierliche Schmelzbahnen entstehen [140]. Zudem ist eine Vorheizung des Pulverbetts mit dem Elektronenstrahl möglich.

Das SLS hat einen identischen Aufbau der Anlage wie SLM. Der wesentliche Unterschied zwischen SLS und SLM liegt in dem Verdichtungsmechanismus. Beim SLM-Prozess wird das Pulver vollständig aufgeschmolzen, während dem nur eine Sinterung mit Diffusionsvorgängen beim SLS-Prozess stattfindet. Demzufolge entstehen beim SLS-Prozess kaum thermische Spannungen und wird somit noch eine klassische Sinterung nach dem Prozess erfordert [98]. Auch für Keramiken und sogar Pulvermischungen (z.B. Metall und Keramik, Polymer und Keramik) kann das SLS-Verfahren angewendet werden. Hauptanwendungen findet das Verfahren in der Verarbeitung von Polymeren [93] [143].

2.2 Selektives Laserschmelzen

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Hochleistungs-SLM (selektives Laserschmelzen, engl. selective laser melting) untersucht, bei dem grobkörnige Pulvermaterialien aus Edelstählen zum Einsatz kamen. Im Folgenden wird näher auf das Verfahrensprinzip von SLM eingegangen. Die wichtigen Prozessparameter und Einflussgröße sind vorzustellen und ihre Auswirkungen werden veranschaulicht.

2.2.1 Verfahrensprinzip

Das selektive Laserschmelzen wurde 1996 vom Fraunhofer ILT in Aachen entwickelt [163]. Vom Bauteilentwurf bis zum fertigen Bauteil folgt das SLM-Verfahren grundsätzlich der allgemeinen Prozesskette der additiven Fertigung (Abbildung 2.2). Das SLM hat vergleichbaren Wirkprinzip wie das Verfahren Laserauftragsschweißen und ist von der Anlagentechnik identisch wie das selektive Lasersintern aufgebaut (Abbildung 2.4). Als ein pulverbettbasiertes additives Fertigungsverfahren dient beim SLM ein Laser als Energiequelle. Nach den relevanten Vorbereitungsprozessen wie z.B. der Materialauswahl, der Erstellung des 3D-CAD-Modells, der Datenübertragung, der Generierung der Stützstruktur sowie dem Slicen wird bei der eigentlichen Fertigung zunächst eine Pulverschicht auf der Substratplatte, welche vorher um den definierten Wert der Pulverschichtdicke unter der Bearbeitungsebene abgesenkt wird, aufgetragen.

Anschließend wird die Geometrie der Einzelschicht, die zum Querschnitt des Bauteils gehört, durch den Laserstrahl abgefahren. Dabei kommt z.B. ein Galvanoscanner zum Einsatz, bei dem die Auslenkung des Laserstrahls mit beweglichen Spiegeln gesteuert

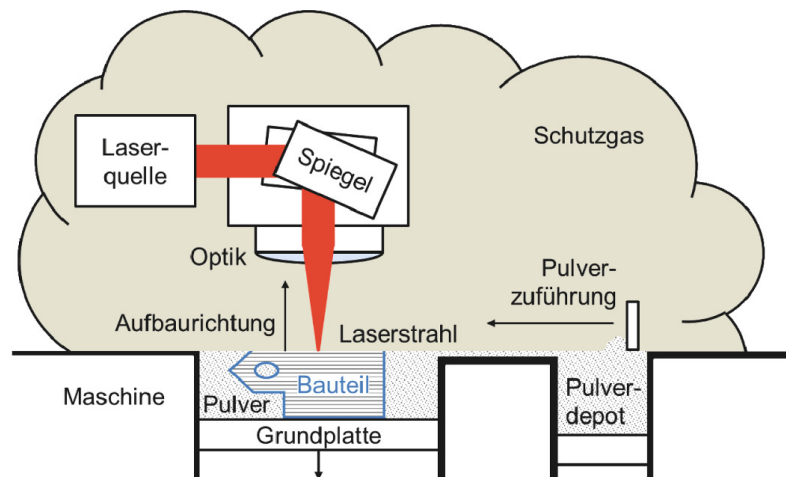


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung des SLM-Prozesses [167].

wird. Eine sogenannte F-Theta-Linse stellt dabei sicher, dass die Fokusslage des Lasers bei verschiedenem Auslenkungswinkel konstant auf der Bearbeitungsebene bleibt. Die eigentliche Schichterzeugung erfolgt durch das lokale Aufschmelzen des Pulvermaterials durch den Energieeintrag mittels des Lasers und die Wiedererstarrung zu einem festen Körper nach der Abkühlphase. Das restliche unverarbeitete Pulver verbleibt im Bauraum und kann nach einem Filterdurchlauf wiederverwendet werden. Nach der Bestrahlung wird die Substratplatte um die definierte Pulverschichtdicke abgesenkt und eine neue Pulverschicht darauf aufgetragen, die wiederum mit dem Laser zu bestrahlen ist. Diese Prozesse wiederholen sich, bis das komplette Bauteil fertiggestellt wird [16] [92] [156].

Beim SLM können verschiedene Pulvermaterialien eingesetzt werden, die individuell an die Anforderungen an das gefertigte Bauteil angepasst werden können. Verfügbar sind z.B. Aluminium und Aluminiumlegierungen, Edelstahl und Werkzeugstahl, Titan und Titanlegierungen, Kupfer- und Edelmetalllegierungen, Chrom-Cobalt-Molybdän-Legierungen, Nickelbasislegierungen sowie Keramik [9] [12]. Üblich wird zum Anfertigen eines Bauteils einziges Pulver eines Metalls bzw. einer Legierung verwendet. Theoretisch ist es auch möglich, durch eine schichtweise Variation der Pulverzusammensetzung gradierte Werkstoffe herzustellen. Außerdem gibt es Ansätze zur hybriden Fertigung, bei der auf einem vorgefertigten Bauteil additiv aufgebaut wird [14] [177].

Abbildung 2.5 stellt das additive Schichtbauprinzip beim SLM-Verfahren dar [65] [87]. Um das Bauteil mit erwünschter Struktur und Eigenschaften herzustellen, müssen die wichtigen Prozessparameter wie z.B. die Laserleistung P , die Scangeschwindigkeit v , der Spurbabstand bzw. Hatchabstand h_s , die Pulverschichtdicke d_z und die Defokussierung Δz berücksichtigt und angepasst werden (siehe Abschnitt 2.3.2). Mit einer Kombination dieser Prozessparameter wird sowohl die aufgetragene Pulverschicht als auch das darunterliegende und danebenstehende, bereits erstarrte Material teilweise ange-

schmolzen. Dadurch entsteht eine schmelzmetallurgische Verbindung zwischen den benachbarten Spuren innerhalb der einzelnen Schicht und den darunterliegenden Schichten. Durch Wahl geeigneter Prozessparameter bzw. Parametersätze unter Berücksichtigung der Werkstofflegierung kann mit dem SLM-Verfahren eine Bauteildichte bis zu 100 % erreicht werden [123].

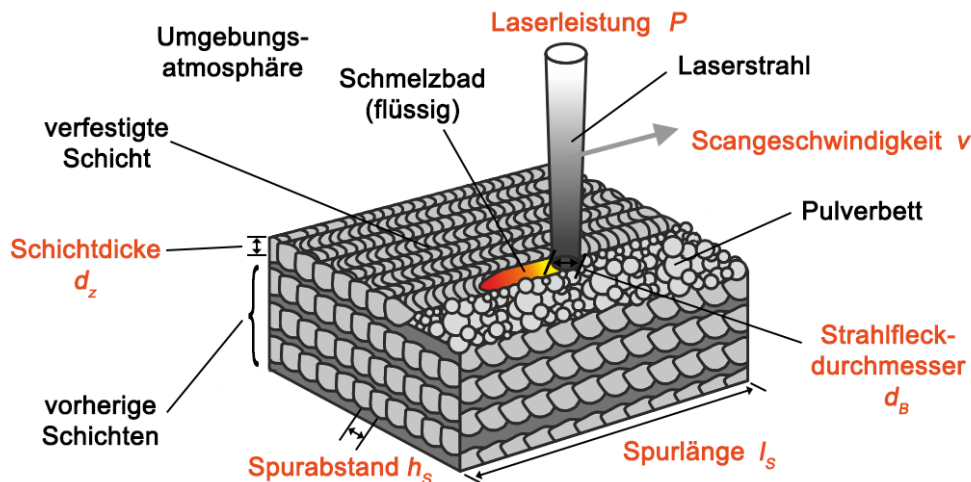


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung des additiven Schichtbauprinzips beim SLM-Prozess [65] [87]. Die zu variierenden wesentlichen Prozessparameter werden mit Orange gekennzeichnet.

Außerdem kann zu dem Bauprozess Schutzgas, wie z.B. Argon oder Stickstoff verwendet werden, um Oxidation zu vermeiden. Nach dem SLM-Prozess erfolgen die verschiedenen Nachbearbeitungen, wie z.B. das Entfernen des Pulvers, das Ablösen des Bauteils von der Substratplatte oder das Entfernen von Stützstrukturen. Darüber hinaus kann auch Wärmebehandlung oder Strahlen durchgeführt werden, um die mechanischen Eigenschaften oder die Oberflächenqualität zu verbessern [79].

Das SLM bietet viele Vorteile. Mittels SLM können fast alle Materialien mit thermoplastischem Verhalten verarbeitet werden. Beim SLM besteht eine hohe geometrische Gestaltungsfreiheit, da dabei keine Einschränkungen durch Werkzeugzugänglichkeit vorliegen. Dadurch können Hinterschneidungen, Hohlräume oder Freiformgeometrien realisiert werden. Außerdem können Werkstoffeigenschaften lokal über die Prozessparameter konfiguriert werden. Das restliche Pulver kann gesiebt und wiederverwendet werden, wodurch ein hoher Ausnutzungsgrad der Ausgangsmaterialien gewährleistet ist [16] [91].

Neben den Vorteilen sind auch einige typische Nachteile beim SLM-Verfahren zu berücksichtigen. Prozessbedingt können Schrumpfungen, Eigenspannungen oder Verformungen wie beim Laserschweißprozess durch lokalen Temperaturunterschied auftreten. Darüber hinaus müssen die anisotrope Werkstoffeigenschaften beachtet werden, die durch den schichtweisen Aufbau entstehen. Die Stützstrukturen während des Fertigungsprozesses, welche gleichzeitig die Ableitung der Wärme ermöglicht, erhöhen die

Zeit- und Materialaufwand. Nach dem Fertigungsprozess ist ein zusätzlicher Arbeitsschritt benötigt, um die Stützstrukturen zu entfernen. Oftmals ist die Oberfläche des Bauteils an Stellen der Stützstrukturen leicht beeinträchtigt [1]. Außerdem können Pulver und Partikel an dem Bauteil anhaften und zur Verunreinigung und schlechter Oberflächenqualität führen. Generell ist das SLM-Verfahren noch relativ teuer und langsam. Um die limitierte Toleranzen und Oberflächenqualität zu verbessern, sind zusätzliche Nachbearbeitungen erforderlich [16] [91]. Zudem sind fehlende Standards und Mangel an qualifizierten Fachkräften auch aktuelle Problemfelder der Technologie [28] [45].

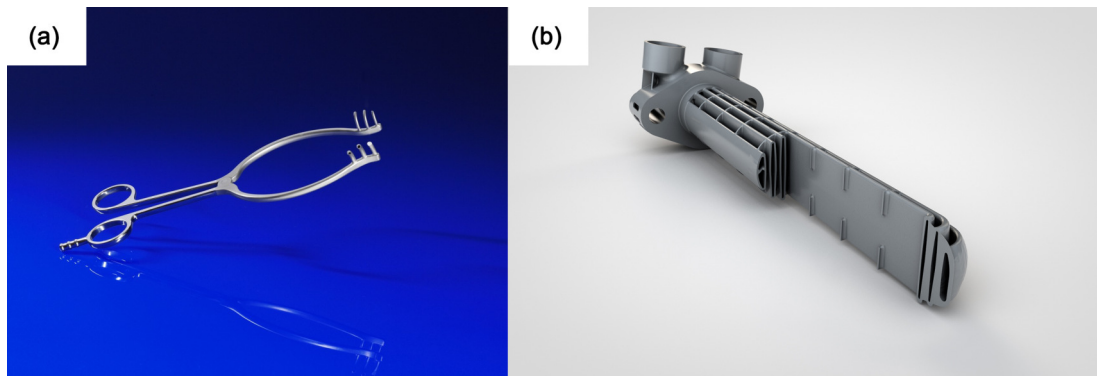


Abbildung 2.6: Anwendungsbeispiele von SLM-Verfahren: (a) mittels SLM-Verfahren gefertigter Wundspreizer mit internem Kanal und integriertem RFID-Chip (Fraunhofer IFAM) [10]; (b) lasergedruckter Vorwärmer im Anschnitt [5].

In den vergangenen Jahren hat sich das SLM-Verfahren auch von der Prototypenfertigung zu einem Fertigungsverfahren für Endprodukte weiterentwickelt. Abbildung 2.6 stellt die Anwendungsbeispiele von SLM dar. Vor allem kommt es in der Medizin immer häufiger zum Einsatz, wobei sowohl Instrumente der Ärzte wie auch Implantate für den menschlichen Körper hergestellt werden. In der Luft- und Raumfahrt kommt SLM auch immer häufiger zum Einsatz, besonderes Potential ergibt sich für den Einsatz im Weltraum [4]. Neben der Luft- und Raumfahrtindustrie wird SLM in der Werkzeugindustrie eingesetzt, wobei es auf spezielle Eigenschaften sowie hohe Festigkeit und Verschleißbeständigkeit ankommt. Dabei handelt es sich hauptsächlich mit der Verarbeitung von Stählen. Zur Herstellung von Formen für Gießprozesse, Umformwerkzeuge und Sonderwerkzeuge kommt SLM auch häufig zur Anwendung [14]. Andere Anwendungsgebiete von SLM finden sich in der Automobilindustrie und beim Militär [166].

2.2.2 Einflussgrößen beim selektiven Laserschmelzen

Beim SLM resultieren die Eigenschaften und Qualität eines Bauteils aus Kombination einzelner Einflussgrößen. Da diese teilweise in Wechselwirkung mit mehreren anderen Einflussgrößen stehen, reagiert der SLM-Prozess empfindlich auf ihre Variation. Entlang der Prozesskette vom Bauteilentwurf, über die Pulverherstellung, den SLM-Prozess und die Nachbearbeitung bis hin zum fertigen Bauteil müssen zahlreiche Einflussgrößen

berücksichtigt werden. In der Abbildung A.1 im Anhang A stellt das Ursache-Wirkungs-Diagramm eine bewährte Form zur Identifizierung und Einordnung von Einflussgrößen beim SLM-Prozess dar. Anhand dieses Ishikawa-Diagramms nach [65] ergeben sich für das SLM sieben Haupteinflussgrößen mit deren Detailausprägungen. Daraus ist zu erkennen, dass das SLM-Verfahren eine sehr hohe Komplexität besitzt. Abbildung 2.7 zeigt einen neu sortierten, vereinfachten Ursache-Wirkungs-Diagramm des SLM-Prozesses, wobei der Fokus im Speziellen auf den prozessnahen Einflussgrößen und Verfahrensparametern liegt, was auch das Hauptziel dieser Arbeit entspricht. Die physikalischen Zusammenhänge von diesen signifikanten Einflussgrößen und Prozessparametern werden in den folgenden Abschnitten beschrieben.

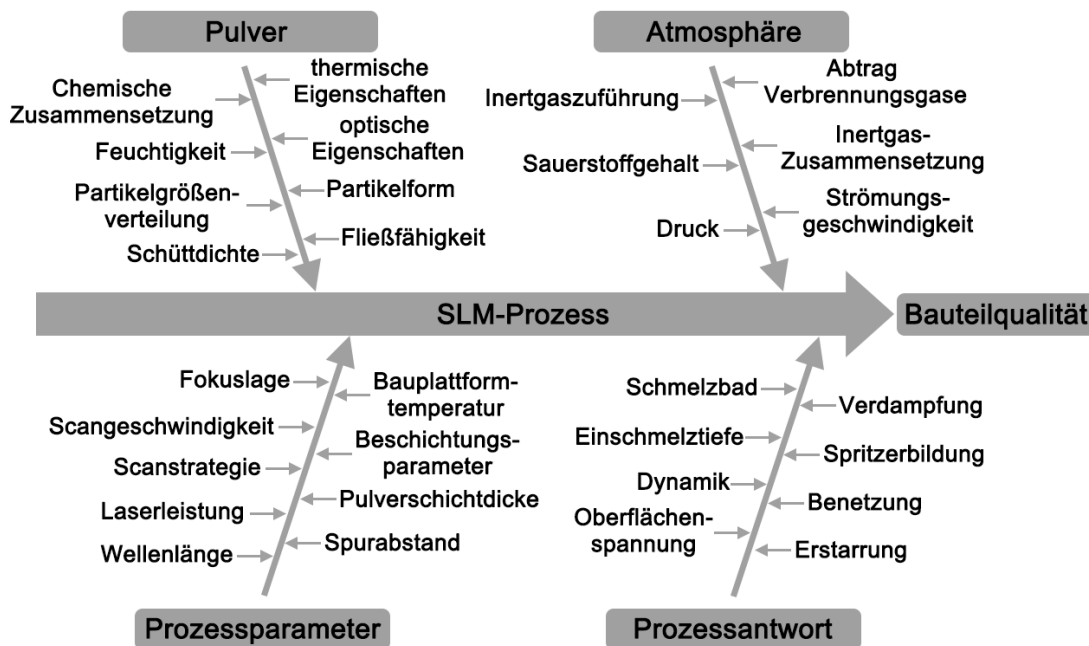


Abbildung 2.7: Vereinfachtes Ishikawa-Diagramm des SLM-Prozesses.

Zu sehen ist, dass für den SLM-Prozess die Pulvereigenschaften in Kombination mit den Prozessparametern einen wesentlichen Einfluss auf die Bauteilqualität aufweisen. Die intrinsischen Materialeigenschaften wie Absorption, Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität, Schmelzpunkt, latente Wärme, Viskosität und thermische Ausdehnung beeinflussen den SLM-Prozess. Die Gefügeentstehung wird von Phasenumwandlungen, Diffusion und Löslichkeit beeinflusst. Für die Fließfähigkeit des Pulvers und die Dichte des Pulverbetts sind die Partikelform und Partikelgrößenverteilung bedeutend. Pulver aus sphärischen Partikeln, wie sie bei der Gasverdüsung entstehen und für eine gute Fließfähigkeit und Schüttdichte sorgen, sind für den SLM-Prozess am besten geeignet [101]. Bei der Partikelgrößenverteilung muss ein Kompromiss aus Fließfähigkeit und Schüttdichte gefunden werden. Eine enge Partikelgrößenverteilung führt zu einer besseren Fließfähigkeit und eine breite bimodale Partikelgrößenverteilung im Verhältnis von 1:7 sorgt für eine gute Schüttdichte [77] [105] [136]. Zudem richtet sich der größtmögliche Partikeldurchmesser nach der Pulverschichtdicke.

Die zentrale Aufgabe einer Schutzgaszuführung ist die Abführung von Nebenprodukten wie Rauch und Schweißspritzer in der Wechselwirkungszone zwischen Laserstrahl und Werkstoff, da diese die Laserleistung einschränken und oder den Pulverbeschichtungsvorgang beeinträchtigen können [100] [120]. Es konnte gezeigt werden, dass die lokale Bauteildichte mit der Strömungsgeschwindigkeit korreliert und höhere Strömungsgeschwindigkeit zu einer Steigerung der Bauteildichte und Verringerung lokaler Dichteschwankung führt [48]. Außerdem beeinflusst die Güte der Schutzatmosphäre den Oxidationsgrad, aber auch Wasserstoff- und Stickstoffaufnahme des verarbeiteten Materials, welche bei Titanwerkstoffen oder Stählen ein kritischer Faktor ist. Bei der Abkühlung und Erstarrung spielen auch die Strömungsgeschwindigkeit und die Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität des verwendeten Gases eine Rolle [50].

2.3 Physikalische Zusammenhänge beim selektiven Laserschmelzen

Diese Arbeit konzentriert sich auf die prozessnahen Einflussgrößen und Verfahrensparametern von dem Aufschmelzen vom Pulvermaterial nach der Absorption photonischer Energie des Laserstrahls bis der Erstarrung der Schmelze unter Wirkung von Oberflächenspannungen und komplexem Schmelzfluss. Im Folgenden werden diese signifikanten Einflussgrößen mit ihren physikalischen Zusammenhängen beschrieben.

2.3.1 Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Pulver

Der physikalische Prozess fängt beim SLM mit der Übertragung der Energie des Laserstrahls auf das Pulver an. Um das zu ermöglichen, müssen die Photonen des Laserstrahls vom Pulver absorbiert werden. Prinzipiell werden die Elektronen bei der Wechselwirkung vom Material mit magnetischen Wellen beschleunigt, was zur Erhöhung der Temperatur führt. Dadurch wird die Energie übertragen und in Form von Wärme in der Fertigung eingesetzt. Folglich handelt es sich beim SLM-Prozess größtenteils um einen thermischen Vorgang [137].

Wie in Abbildung 2.8 (a) gezeigt, kann die gesamte auftreffende Laserleistung generell in absorbierte, reflektierte und durch das Pulverbett transmittierte Anteile aufgeteilt werden. Bezogen auf die gesamte auftreffende Laserleistung ergeben sich aus den Verhältnissen der Absorptionsgrad α , der Reflexionsgrad ρ und der Transmissionsgrad τ . Neben der Wellenlänge, der Polarisation und dem Einfallswinkel der Laserstrahlung sind diese drei Größen auch von den Materialeigenschaften, der Temperatur sowie der Oberflächenbeschaffenheit und der Geometrie der Pulverkörner abhängig [53]. Der Durchmesser des Laserstrahls auf der Oberfläche des Pulverbetts ist gewöhnlich größer als die durchschnittliche Partikelgröße. Im Gegensatz zu der Oberfläche eines dichten Festkörpers wird der Hauptteil des Laserstrahls bei einem Pulver nicht an den oberen Parti-

keln absorbiert oder reflektiert, sondern kann durch die Lücken nach Mehrfachreflexion zwischen den Partikeln tiefer in das Pulver vordringen [24] [62] [151]. Die Wechselwirkung an einem einzelnen Pulverpartikel verhält sich nahezu wie bei einem dichten Festkörper. Durch die Mehrfachreflexion und die sogenannte Strahlfalle kann die Strahlung vollständig absorbiert werden [60] [137]. Daher ist der Absorptionsgrad von Pulver etwa doppelt so hoch wie bei einem dichten Festkörper aus gleichem Werkstoff [93]. Der Absorptionsgrad beträgt für Kupferpulver ca. 25 % und Stahlpulver 75 % bei Verwendung eines Nd:YAG-Lasers [19].

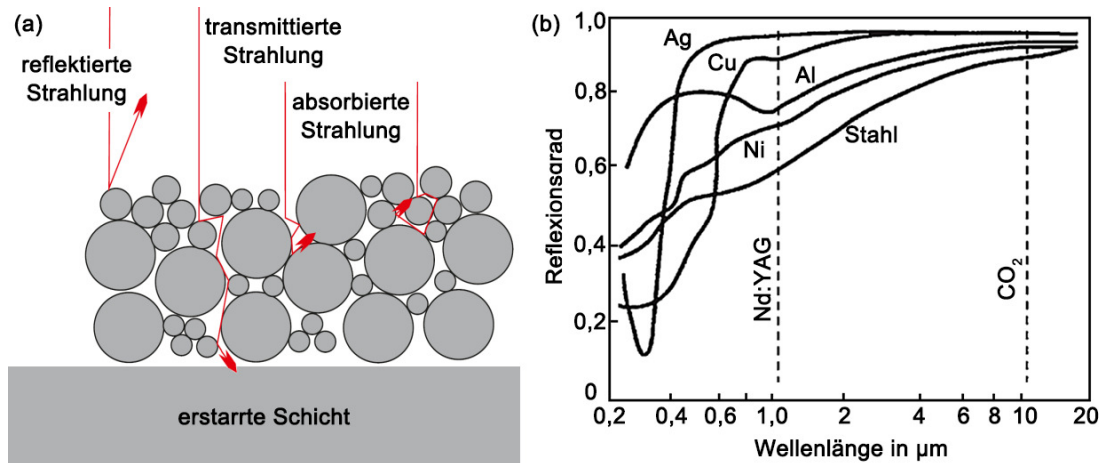


Abbildung 2.8: (a) Schematische Darstellung von Absorption, Reflexion und Transmission des Laserstrahls am Pulverbett [112]; (b) Reflexionsgrad verschiedener Metalle in Abhängigkeit von der Wellenlänge des Laserstrahls [34].

Bei Metallen ist die optische Eindringtiefe der Laserstrahlung nur sehr gering und die Absorption findet immer an der Oberfläche oder im oberflächennahen Bereich statt. Da der Laserstrahl entweder von dem Pulver oder der darunter liegenden Schicht absorbiert wird, kann hierbei die Transmission vernachlässigt werden und der Absorptionsgrad ergibt sich damit zu:

$$\alpha = 1 - \rho \quad (2.1)$$

In der Abbildung 2.8 (b) wird der Absorptionsgrad verschiedener Metalle in Abhängigkeit von der Wellenlänge des Laserstrahls veranschaulicht. Für Metalle und Karbide steigt der Reflexionsgrad mit steigender Wellenlänge an, darum ist für eine SLM-Anlage ein Nd:YAG-Laser im Vergleich zu einem CO₂-Laser günstiger [151]. Bei Stählen ist mit steigender Temperatur ein geringer Anstieg des Reflexionsgrades feststellbar [34]. Darüber hinaus wird bei dem Pulver aus 316L Stahl eine geringe Steigerung des Reflexionsgrades von dem festen ($\rho = 24\%$) zu flüssigen Zustand ($\rho = 38\%$) im SLM-Prozess nachgewiesen [59].

Eine schematische Darstellung der drei Phasen der Dissipation der Laserstrahlung nach [137] wird in Abbildung 2.9 gezeigt. Zunächst erfolgen die Absorption der Laserstrahlung und die Dissipation in thermische Energie, die für das Erwärmen und Aufschmelzen des Materials zur Verfügung steht. Im zweiten Schritt kommt es zu einem

Wärmeausgleich durch Wärmeleitung innerhalb der Pulverkörner. Dieser hängt von der Wärmekapazität und der Wärmeleitfähigkeit des Materials ab und ist letztendlich für die Temperatur der Pulverkörner verantwortlich [88] [137]. Zwischen in Kontakt stehenden Pulverkörner können bereits durch eine gemeinsame Schmelzphase Verbindungen entstehen.

Im dritten Schritt wird die Wärme durch Wärmeleitung, Wärmestrahlung und Konvektion weiter in das Pulver geleitet, wobei die Temperaturdifferenz die Triebkraft darstellt. Die Wärmeleitung bezeichnet den Vorgang, bei dem die Wärme in einem festen, unbewegten flüssigen oder gasförmigen Körper durch Impulsaustausch zwischen Atomen und Molekülen übertragen wird. Die Wärmestrahlung ist ungerichtet und bringt sich damit einen Energieverlust durch Abstrahlung und Erwärmung von Umgebungsatmosphäre mit. Bei der Konvektion handelt es sich um die Wärmeübertragung aufgrund einer Vermischung in bewegten flüssigen oder gasförmigen Körpern [65] [152]. Im Vergleich zu einem dichten Festkörper des gleichen Materials ist die Wärmeleitfähigkeit einer Pulverschüttung deutlich geringer [16] [41]. Die latente Wärme beeinflusst den Phasenübergang des Pulvers vom festen in flüssigen Zustand und auch die Erstarrung der Schmelze. Generell können die drei Phasen der Dissipation der Laserstrahlung überlagert oder

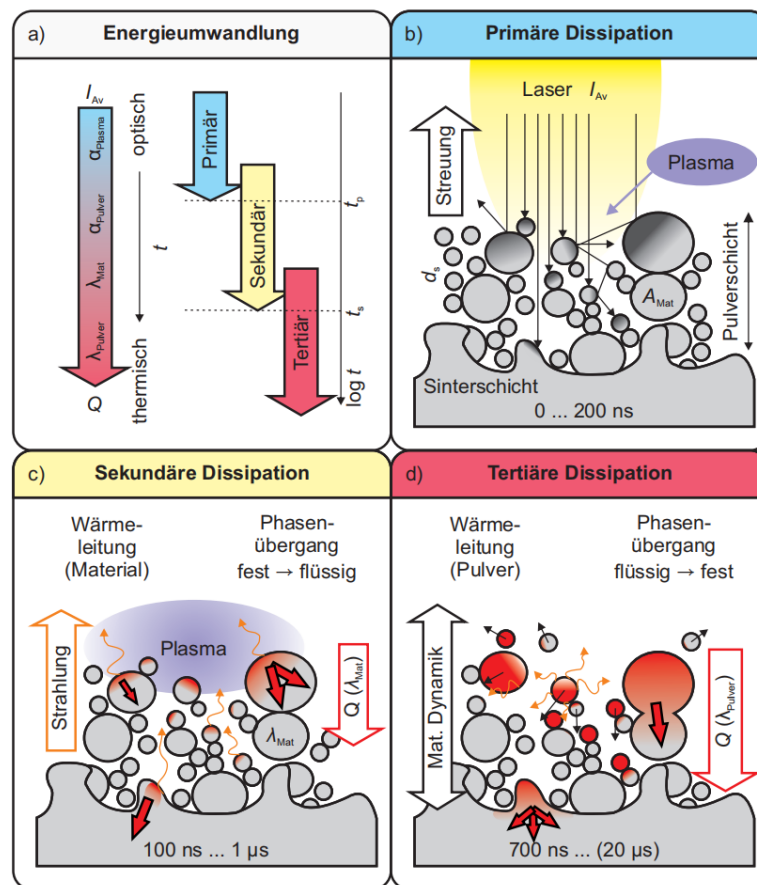


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung der verschiedenen Phasen bei der Dissipation von Laserstrahlung an einer losen Pulverschichtschüttung nach [50] [137].

parallel ablaufen [137].

2.3.2 Wesentliche Verfahrensparameter

An einer SLM-Anlage gibt es zahlreiche, nicht zu ändernde Einflussfaktoren, wie z.B. die Wellenlänge, die Betriebsart, die Strahlqualität des verbauten Lasers oder der erreichbare kleinste bzw. größte Strahlfleckdurchmesser. Auch die Art der Pulverbeschichtung oder die Substrattemperatur beeinflussen die Eigenschaften und Qualität des Bauteils. Variierbare wesentliche Verfahrensparameter beim SLM-Prozess, welche den größten Einfluss auf das Endprodukt haben, sind u. a. die Laserleistung P , die Geschwindigkeit v , die Pulverschichtdicke d_z , der Spurbabstand bzw. Hatchabstand h_S , die Position der Fokusslage bezüglich der Bearbeitungsebene bzw. die Defokussierung Δz (siehe Abbildung 2.5) und die Scanstrategie.

Häufig werden die Parameter zu der entsprechenden Streckenenergie E_S (Formel 2.2), Flächenenergie E_A und Volumenenergie E_V (Formel 2.3) zusammengefasst. Diese Größen bezeichnen entsprechend die Energieeinträge bezogen auf eine Längeneinheit, eine Fläche oder ein Volumen und ermöglichen eine bessere Vergleichbarkeit der wichtigsten Prozessparameter im SLM-Prozess [112]. Zu beachten ist aber, dass die so berechneten Energieeinträge eine sehr starke Vereinfachung darstellen und nur aussagekräftig sind, wenn zusätzlich die genauen Prozessparameter angegeben sind.

$$E_S = \frac{P}{v} \quad (2.2)$$

Zur Berechnung der Volumenenergie wird hierbei der Hatchabstand h_S eingesetzt, die direkt mit der tatsächlich generierten Spur- bzw. Wandbreite zusammenhängt und zusätzlich durch einen definierten Überlappungsgrad bestimmt wird (Formel 2.3). Anhand dieser kann auch die Energieeffizienz durch das tatsächlich aufgebaute Volumen beschrieben werden.

$$E_V = \frac{P}{d_z \cdot h_S \cdot v} \quad (2.3)$$

Eine andere Größe zur Charakterisierung des Prozesses ist die Intensität bzw. Spitzenintensität I_0 , die für eine Top-Hat-Intensitätsverteilung mit Formel 2.4 berechnen lässt. Dabei bezeichnet A die Strahlfläche auf der Bearbeitungsebene.

$$I_0 = \frac{P}{A} \quad (2.4)$$

Die Laserleistung und die Strahlungsintensität muss hoch genug eingestellt werden, um das Pulver im bestrahlenden Bereich komplett und die darunterliegende Schicht teilweise aufzuschmelzen. Wenn die aber zu hoch eingestellt wird, kommt es zur Verdampfung oder zum Spritzen. Um eine höchstmögliche Aufbaurrate zu erzielen, ist die Leistung so hoch wie möglich zu wählen und den Energieeintrag über die Scangeschwindigkeit zu regeln, solange es keine Schmelzbahninstabilitäten gibt. Die Aufbaurrate A_R hängt nicht

direkt von der Laserleistung ab und lässt sich nach Formel 2.5 berechnen.

$$A_R = d_z \cdot h_S \cdot v \quad (2.5)$$

Zu beachten ist, dass hierbei lediglich die theoretische Aufbaurrate mit dem generierten Volumen V und der Schmelzzeit $t_{Schmelz}$ als Referenz betrachtet wird. Die eigentliche Produktivität \dot{V} im SLM lässt sich mit Formel 2.6 beschreiben, wobei die Nebenzeit t_{Anlage} mit berücksichtigt wird. Diese Nebenzeit wird durch anlagenspezifische Tätigkeiten, wie z.B. das Entfernen des Bauteils, die Raketzeit oder das Nachfüllen von Pulver definiert und hat einen großen Einfluss auf die Produktivität in einer SLM-Anlage [135].

$$\dot{V} = \frac{V}{t_{Schmelz} + t_{Anlage}} \quad (2.6)$$

Wie schnell sich der Laserstrahl über das Pulverbett bewegt, bestimmt die Scangeschwindigkeit v , welche proportional zu der Aufbaurrate A_R ist und durch zwei Faktoren limitiert wird. Zum einen müssen die geschmolzenen Pulverpartikel zusammenfließen, was innerhalb eines Zeitraums von 5 bis 35 ms passiert [85]. Dabei darf sich der Laserstrahl nicht schneller als die stabile Schmelze bewegen. Zum anderen wird die Scangeschwindigkeit von der thermischen Leitfähigkeit des Pulvers begrenzt. Die Schmelze wird instabil und die Kontinuität der Schmelzbahn reißt ab, wenn die Scangeschwindigkeit die Geschwindigkeit des Wärmeflusses im Pulver überschreitet [131].

Die Pulverschichtdicke d_z beeinflusst ebenfalls die Aufbaurrate und die Oberflächenqualität. Eine hohe Schichtdicke ermöglicht hohe Aufbaurrate, dabei sinkt aber auch die Oberflächenqualität. Wie bei der Beschreibung der Nachteile von SLM-Verfahren und AM-Verfahren erwähnt, wird der sogenannte Treppenstufeneffekt bei höheren Schichtdicken deutlicher (Abbildung 2.1). Außerdem beeinflusst die Schichtdicke die Form des Schmelzbads und damit die Stabilität der Schmelzbahn (siehe Abschnitt 2.4.1).

Zusätzlich wird die Aufbaurrate noch von dem Hatchabstand h_S beeinflusst. Beim SLM wird ein dichtes Volumen durch Überlappung von Einzelschichten erzeugt, wobei zur Erzeugung jeder Einzelschicht die Einzelschmelzbahnen sich ebenfalls überlappen müssen. Dadurch wird der Spurabstand zwischen den benachbarten Einzelschmelzbahnen von ihrer Breite beschränkt. Ein zu geringer Spurabstand kann zur Pulververarmung führen. Dabei wird durch die Oberflächenspannung der Schmelze benachbartes, nicht geschmolzenes Pulver von der Schmelzbahn angezogen, was dann nicht für die nächste Schmelzbahn zur Verfügung steht [82] [110]. Zudem kann es durch den Pulvereinzug durch die Dampffackel Denudationszone entstehen (siehe Abschnitt 2.4.5). Ein zu großer Spurabstand führt zu starker Welligkeit und großer Höhenunterschiede der Einzelschichten, bei denen zur Erzeugung dichtes Volumen eine höhere Überlappung von Einzelschichten in vertikaler Richtung erfordert wird.

Neben dem P - v - h_S - d_z -Parametersatz spielt auch die Scanstrategie (Scanvektorlänge und Scanvektorrotation) eine wesentliche Rolle bei der Defektbildung im SLM-Prozess.

Die Scanstrategie beeinflusst die Wärmeübertragung, die Schmelzbildung aus dem Pulver und die Erstarrungsgeschwindigkeit, was sich auf die Art, die Lokation und die Verteilung der Defekte sowie die Kornmorphologie auswirkt. In Abbildung 2.10 sind verschiedene Scanstrategien exemplarisch dargestellt [15] [130].

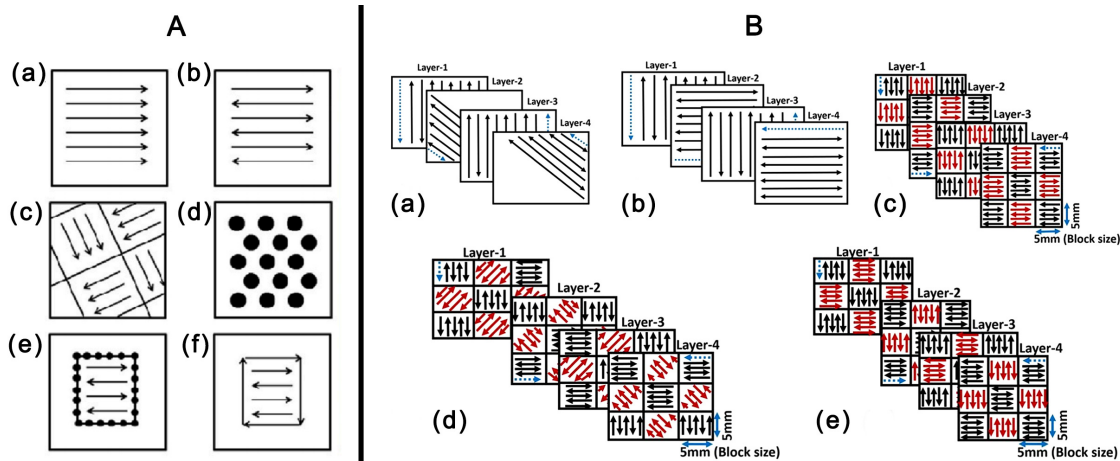


Abbildung 2.10: (A) Verschiedene Scanstrategien im SLM-Prozess: (a) unidirektionale Füllung, (b) bidirektionale Füllung, (c) Inselabtastung, (d) Punktschmelzen, (e) Punktschmelzkonturen mit Schlangenfüllung und (f) Linienschmelzkonturen mit Schlangenfüllung [130]; (B) Schematische Darstellung von Scanstrategien: (a) 45° alternierend, (b) 90° alternierend, (c) Schachbrettscannen und Schachbrettscannen mit benachbartem Schachbrettblock mit (d) 45° und (e) 90° Drehung [15].

Unter den Scanstrategien hat sich vor allem die Unterscheidung von Volumenkern und Hülle etabliert. Für den Volumenkern werden die Parameter in Bezug auf eine erhöhte Aufbaurrate und für die Hülle auf Konturtreue und resultierende Oberflächenbeschaffenheit gewählt. Üblich wird für den Volumenkern die Schachbrettstrategie verwendet, wobei die Subfläche in kleine Einzelfelder unterteilt und jedes Einzelfeld mit bestimmten Scanvektoren aufgeschmolzen wird. Eine Rotation der Scanvektoren dient dazu, die richtungsorientierte Inhomogenität der Fläche, die beispielsweise bei unidirektionaler Belichtung entstehen kann, auszugleichen und damit hohe Dichte erzielen. Durch Einsetzen bedarfsgerechter Scanstrategie kann der Aufbau von Eigenspannungen im Bauteil reduziert und dadurch die Rissbildung verhindert werden.

2.3.3 Gefügebildung

Nach dem Aufschmelzen des Materials erfolgt die Abkühlung und die Erstarrung. Normalerweise ist im SLM-Prozess das Volumen des Schmelzbads viel kleiner als das darunterliegende Substrat und der erstarrte Festkörper. Daher wirkt der Festkörper als effektive Wärmesenke und die Abkühlung und Erstarrung läuft mit hoher Geschwindigkeit im Vergleich zu konventionellen Prozessen ab. Die Erstarrungsgeschwindigkeit im

SLM-Prozess kann so Größenordnungen von $10^6 - 10^7 \text{ K/s}$ erreichen [25] [56] [148]. Dadurch ist die Gefügemorphologie im SLM-Prozess sehr stark verfeinert [147].

Der Temperaturgradient G mit der Einheit $[\text{K}/\text{m}]$ beschreibt, wie stark die Temperatur vom Ort abhängt und in welcher Richtung sie am stärksten steigt. In der Schmelze ist der Temperaturgradient sehr hoch. Am Rand des Schmelzbads hat die Schmelze die Temperatur des benachbarten Materials. In der Mitte der Schmelzbahn im Mittelpunkt des Laserstrahls ist die Temperatur am höchsten. Durch die Bewegung des Laserstrahls verändert sich der Temperaturgradient kontinuierlich innerhalb des Schmelzbads [89] [124].

Die Erstarrungsgeschwindigkeit R beschreibt die Geschwindigkeit, mit der sich die Erstarrungsfront parallel zum Temperaturgradient durch die Schmelze bewegt. Mit der Formel 2.7 kann der Zusammenhang zwischen Erstarrungsgeschwindigkeit R und Scangeschwindigkeit v beschrieben werden, wobei θ den Winkel zwischen der Normalen der Schmelzoberfläche und der Scanrichtung bezeichnet (Abbildung 2.11).

$$\vec{R} = \vec{v} \times \cos \theta \quad (2.7)$$

Wie schematisch in Abbildung 2.11 dargestellt, ist die Erstarrungsgeschwindigkeit am Ende der Schmelzbahn an der Spurmittellinie mit $\theta = 0^\circ$ am größten und am Rand der Schmelzbahn am kleinsten, da hier θ gegen 90° tendiert. Zu beachten ist, dass in der Praxis das Schmelzbad im SLM-Prozess eine Mischform aus der Tropfenform und instabiler Schmelze hat [131].

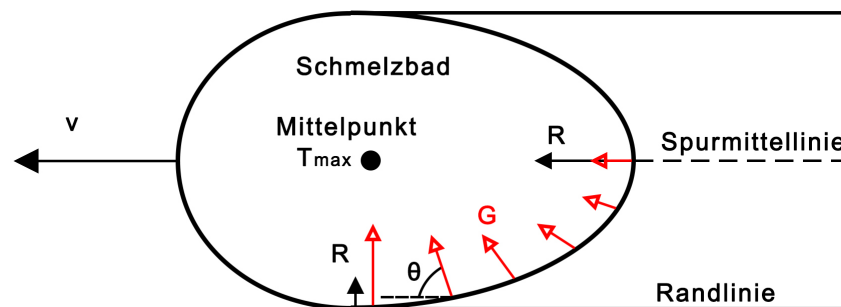


Abbildung 2.11: Schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen Erstarrungsgeschwindigkeit und Scangeschwindigkeit am Schmelzbad. Die offenen Pfeile kennzeichnen die Temperaturgradienten G und die gefüllte Pfeile die Erstarrungsgeschwindigkeit R , wobei ihre Werte durch die Länge der Pfeile veranschaulicht werden [89] [124].

Der Temperaturgradient G in der Schmelze und die Erstarrungsgeschwindigkeit R beeinflussen die Morphologie, in der das Gefüge erstarrt und die Feinheit des Gefüges. Die Abhängigkeiten zwischen diesen werden in Abbildung 2.12 schematisch dargestellt [89]. Dabei bestimmt das G/R Verhältnis die Erstarrungsmorphologie und der Pro-

dukt $G \times R$ die Größe der Gefügestruktur. Die Erstarrungsgeschwindigkeit R hängt stark von der Scangeschwindigkeit ab. In der Mitte des Schmelzbads ist R maximal und entspricht der Scangeschwindigkeit des Laserstrahls, welche im SLM-Prozess sehr hoch ist. Zusammen mit dem großen Temperaturgradient bei SLM-Prozess kann die Erstarrungsmorphologie abgeschätzt werden. Aus dem großen Temperaturgradient und Erstarrungsgeschwindigkeit ergibt sich ein mittleres G/R Verhältnis, was bedeutet, dass es zu zellulärer oder gleichgerichteter dendritischer Erstarrung kommt. Zugleich ist mit hohem Produkt von $G \times R$ und hoher Abkühlrate feinkörnige Gefüge abzuschätzen [89] [147] [148].

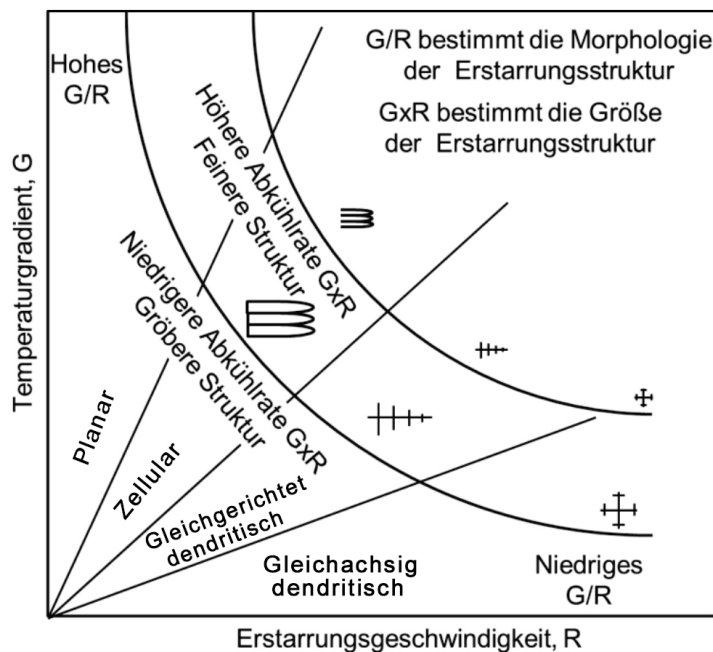


Abbildung 2.12: Schematische Darstellung des Einflusses von Temperaturgradient G und Erstarrungsgeschwindigkeit R auf die Erstarrungsmorphologie und die Größe der Gefügestruktur (nach [89]).

Im SLM-Prozess haben die Schmelzbahnen häufig mit einem geringen Schichtdicke-Spurbreite-Verhältnis eine flache elliptische Form und sind nur an einer Seite mit erstarrtem Material und an der anderen mit dem Pulver im Kontakt. Aufgrund der fast einseitigen Wärmeabfuhr in der unter der Schmelze liegenden Schicht ist die Erstarrung mit epitaktischen Kornwachstum stark nach oben entlang der Baurichtung gerichtet [147]. Außerdem können resultierend aus der ausgeprägten Textur, die wiederum von den Prozessparametern abhängt, anisotrope mechanische Eigenschaften entstehen [118].

2.4 Fehlerquellen und Defekte beim selektiven Laserschmelzen

Beim SLM-Prozess können Effekte und Prozessinstabilitäten auftreten, die zu unerwünschten Fehlern wie z.B. Poren, Risse und schlechterer Oberflächenqualität führen und dadurch die Eigenschaften der Bauteile negativ beeinflussen. Um diese z.B. durch Variation der Prozessparameter zu verhindern und die Bauteilqualität zu optimieren, sind zunächst die Fehlerquellen zu kennen. Im Folgenden werden die signifikanten Effekte und Fehler im SLM-Prozess und ihre prinzipielle Entstehungsursache beschrieben.

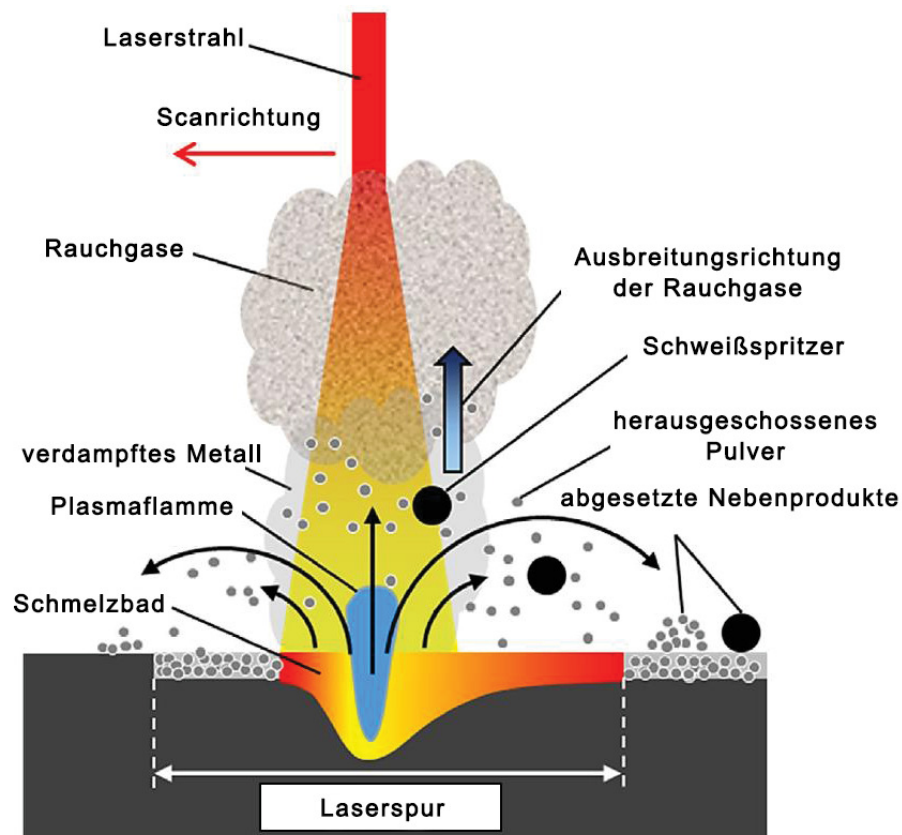


Abbildung 2.13: Veranschaulichung der Nebenprodukte im SLM-Prozess [100].

In der Abbildung 2.13 werden die Nebenprodukte beim SLM-Prozess veranschaulicht. Während des Aufschmelzvorgangs durch den Laserstrahl bildet sich aufgrund hoher Energieeinträge eine Plasmaflamme. Beim Erreichen der Verdampfungstemperatur der vorliegenden Legierung wird Metalldampf in die Umgebung ausgestoßen. Diese Dämpfe können auf der Schutzglasoberfläche absetzen und dadurch den Strahlfokus und die Strahlverteilung beeinflussen [67]. Aufgrund der hohen Dynamik der Schweißflamme können Pulverkörner ausgeworfen und im Bereich nahe dem Schmelzbad auf dem Pulverbett verteilt werden. Ein weiteres typisches Nebenprodukt beim SLM-Prozess sind die sogenannten Schweißspritzer, die aus Schweißtropfen bestehen und während der

Laserbestrahlung aus dem Schmelzbad herausgeschossen werden (siehe Abschnitt 2.4.5). Sie erhöhen ebenfalls das Risiko der Verschmutzung von Optik oder Schutzglas [129].

Alle dieser Nebenprodukte können den abfallenden Laserstrahl absorbieren bzw. streuen und zur Verschiebung der Fokuslage, Änderung der Strahlverteilung und Abschwächung der Laserstrahlung führen [52]. Dadurch kann es zu unzureichenden Energieeinträge ins Material kommen, was einen ordnungsgemäßen Aufschmelzvorgang behindert und Fehler wie z.B. die Porenbildung (siehe Abschnitt 2.4.7) verursacht [100]. Zur Abminderung der negativen Auswirkungen von den Nebenprodukten ist ein Schutzgassstrom von großer Bedeutung. Durch eine Schutzgasführung können die Nebenprodukte aus der Bearbeitungszone weggeblasen oder abgelenkt werden [48] [100] [120].

2.4.1 Schmelzbadgeometrie

Für die Erzeugung von stabilen Schmelzbahnen und dem kompletten Bauteil mit erwünschten Strukturen und Eigenschaften spielen das Verhalten der Schmelze und die folgende Erstarrung eine wichtige Rolle. Die Form der Schmelze ist bedeutend für die Erstarrung, da die Kontaktfläche zwischen Schmelzbad und Festkörper die Richtung der Wärmeleitung und das Temperaturgradienten bestimmt. Nach der Absorption energiereicher Laserstrahlung verbinden sich die einzelnen geschmolzenen Pulverpartikel und die geschmolzene darunterliegende Schicht zu einem Schmelzbad. Da das Pulver bereits Kontakt mit der darunterliegenden Schicht hat, geschieht dies in einem sehr kurzen Zeitraum von etwa 5 bis 35 ms [85]. Das Verhalten der Schmelze hängt maßgeblich von den Oberflächenspannungen, der Benetzung und dem Temperaturgradient zwischen Oberfläche und Kern der Schmelze ab.

Für die feste Anbindung zwischen den Einzelschichten und das Erzeugen dichtes Bauteils im SLM-Prozess ist eine Benetzung der festen darunterliegenden Schicht notwendig, die durch den Benetzungswinkel beschrieben wird. Die in der Abbildung 2.14 (a) dargestellte idealisierte Schmelzbahnform im SLM-Prozess entspricht einem Benet-

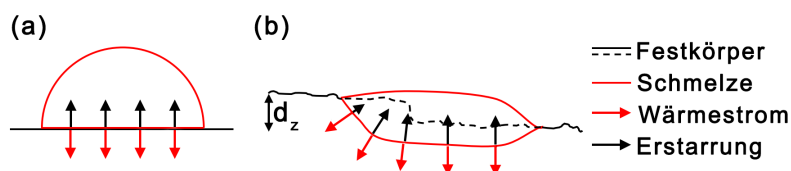


Abbildung 2.14: Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im SLM-Prozess im Querschnitt: (a) idealisierte halbzyklindrische Schmelzbahnform mit einem Benetzungswinkel von 90° ; (b) reale flache Schmelzbahnform bei einem Verhältnis von 1 : 4 zwischen Schichtdicke und Schmelzbahnbreite auf rauher Schicht neben erstarrter Spur [131].

zungswinkel von 90° . Die Benetzung ist von der Grenzflächenspannung an den Phasengrenzen flüssig-fest, flüssig-gasförmig und fest-gasförmig abhängig. Mit steigendem Kohlenstoffanteil im Stahl verringert sich die Benetzung, was auf eine Segregation des Kohlenstoffes an die Oberfläche der Schmelze zurückzuführen sei [168]. Kohlenstoff reagiert an der Oberfläche der Schmelze u.a. mit Sauerstoff und Schwefel und beeinflusst so die Oberflächenspannung [78]. Zudem bewirkt die Bildung von Oxiden ebenfalls eine Verringerung der Benetzung [35]. Abgesehen vom Temperatureinfluss ist das Benetzungsverhalten einer Legierung ohne Variation der Legierungszusammensetzung kaum zu verändern [55] [95] [176].

Darüber hinaus liegt beim SLM-Prozess die Schmelzbahn nicht auf einem glatten Untergrund, sondern auf einer rauen Oberfläche der darunterliegenden Schicht und wird zusätzlich auf einer Seite von der zuvor gebauten und bereits erstarrten Schmelzbahn flankiert. In der Praxis sind Schmelzbahnen mit geeigneten Prozessparametern im Querschnitt wie eine schiefe Linse geformt (Abbildung 2.14 (b)) [131].

Die Stabilität der Schmelze hängt ebenfalls von der Oberflächenspannung der Schmelze und der Benetzung ab. Typische Instabilität ist die örtliche Einschnürung und im Extremfall das Auftreten des sogenannten Balling-Effektes, bei dem die Schmelzbahn in einzelne Tropfen zerfällt (siehe Abschnitt 2.4.3). Dieses Phänomen tritt auf, wenn die Schmelze ein bestimmtes Länge-Breite-Verhältnis überschreitet. Zusätzlich wird die Form des Schmelzbads durch die Schmelzströmung beeinflusst [115] (siehe Abschnitt 2.4.2). Beispielweise spielt die komplexe Dynamik im Schmelzbad beim sogenannten Humping-Effekt eine wichtige Rolle (siehe Abschnitt 2.4.4).

In Längsrichtung hängt die Form des Schmelzbads von der Scangeschwindigkeit, der Laserleistung, der Wärmeleitfähigkeit und der Dicke des Substrats ab. Der Abstand der Isothermen λ_{iso} in der Temperaturverteilung innerhalb einer Schweißbahn kann mit folgender Beziehung nach [51] abgeschätzt werden:

$$\lambda_{iso(x,y,z)} \sim \frac{q}{\kappa \cdot v \cdot D} \quad (2.8)$$

wobei q Rate des Energieeintrags, v die Scangeschwindigkeit, κ die Wärmeleitfähigkeit und D die Dicke des Substrats bezeichnet. Daraus ergibt sich, dass mit zunehmendem Energieeintrag die Größe des Schmelzbads wächst. Eine Erhöhung der Geschwindigkeit kann eine Verkleinerung des Schmelzbads bewirken. Eine höhere thermische Leitfähigkeit verkleinert ebenfalls das Schmelzbad, weshalb bei gleicher Geschwindigkeit das Schmelzbad bei Aluminiumlegierungen deutlich kürzer als bei Stahl ist. Das hat zur Folge, dass bei Aluminiumlegierungen der Balling-Effekt deutlich später als bei Stahl auftritt und sie daher mit höheren Geschwindigkeiten verarbeitet werden können [131].

Die Form der Schmelzbahn verändert sich mit steigender Geschwindigkeit von ellipsoförmig zu tropfenförmig (Abbildung 2.15). Bei sehr hohen Scangeschwindigkeiten

wird die Form der Schmelzbahn instabil und kann in einzelne Schmelztropfen zerfallen. In der Praxis hat die Schmelzbahn eine langgezogene Mischform aus der Tropfenform und instabiler Schmelze [81].

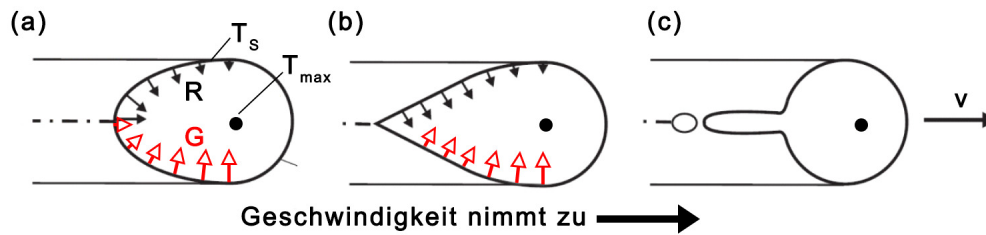


Abbildung 2.15: Schematische Darstellung der Schmelzbahnform im Längsschnitt. Die offenen Pfeile kennzeichnen die Temperaturgradienten G und die gefüllten Pfeile die Erstarungsgeschwindigkeit R , wobei ihre Werte durch die Länge der Pfeile veranschaulicht werden [81].

2.4.2 Schmelzströmung

Weiterhin wird die Form des Schmelzbads durch die komplexe Schmelzströmung unter Wechselwirkungen zwischen Metalldampf, Schmelze und festem Werkstück beeinflusst [18]. Im Folgenden wird die grundsätzliche Schmelzdynamik im Schmelzbad am Beispiel des Laserstrahlenschweißprozesses beschrieben, bei dem durch lokale Verdampfung des Materials bei hohem Energieeintrag eine vertikale Dampfkapillare (engl. keyhole) im Schmelzbad entsteht (Abbildung 2.16) [159]. Da der SLM-Prozess als Laserschweißprozess abstrahiert werden kann, können viele Erkenntnisse über das Stoffverhalten beim Schweißen übertragen werden.

Die Schmelzdynamik im geschmolzenen Werkstoff beeinflusst direkt die Geometrie des Schmelzbads und damit die erstarrte Struktur [72]. Nach [18] wird ein vereinfachtes plausibles Modell für die im Schmelzbad vorkommende Schmelzströmungen beschrieben. Dabei wird von einem numerischen Modell einer zylindrischen Dampfkapillare ausgegangen, welches anhand der auslösenden Ursachen drei unterschiedliche Strömungskomponente berücksichtigt. Diese sind die Kapillarumströmung, die Strömung, die durch den abströmenden Metalldampf induziert wird und die durch die temperaturabhängige Oberflächenspannung angetriebene Marangoni-Strömung (Abbildung 2.16) [18] [72].

Die Dampfkapillare bewegt sich relativ zum Werkstück mit der Vorschubgeschwindigkeit bei Schweißverfahren mit Festoptiken. Bei der Kapillarumströmung wird das aufgeschmolzene Material im Bereich vor der Kapillare verdrängt und dieses fließt um die Kapillare herum (Abbildung 2.16 (a)). In der numerischen Berechnung wird die Reibung zwischen Schmelze und Kapillarwand vernachlässigt und die Umströmung am Schmelzbadrand der Vorschubgeschwindigkeit gleichgesetzt. Dadurch nimmt die Um-

strömungsgeschwindigkeit vom Schmelzbadrand bis zur Kapillare zu und erreicht dort den maximalen Wert. Die lokale Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare ist abhängig von der Vorschubgeschwindigkeit, der Schmelzbadbreite und dem Kapillarradius.

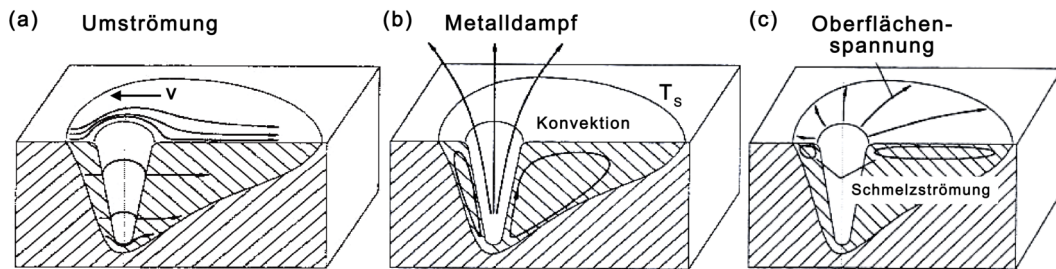


Abbildung 2.16: Drei unterschiedliche Schmelzströmungen nach [18]: (a) Kapillarumströmung; (b) Strömung durch abströmenden Metalldampf; (c) Strömung durch Oberflächenspannung.

Mit zunehmender Geschwindigkeit nimmt die Schmelzbadbreite ab, wobei sich der freie Strömungsquerschnitt zwischen Kapillar und Schmelzbadrand verringert. Dadurch muss die Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare Werte annehmen, die die Vorschubgeschwindigkeit deutlich übersteigt. Bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten werden die Kapillarfront und die Kapillarrückwand auseinander gezogen. Nach [43] wurde dieser Effekt beim Laserstrahlschweißen vom Edelstahl 1.4301 mit einer Laserleistung von 4 kW und einem Fokussdurchmesser von $600 \mu\text{m}$ bereits ab einer Geschwindigkeit von 150 mm/s beobachtet. Die elliptische Kapillarform verlängert die Wirklänge der Reibung der strömenden Schmelze zwischen Kapillarwand und Schmelzbadbegrenzung. Diese führt zu einer Verringerung der Strömungsgeschwindigkeit im Schmelzbad [18] [43]. Zusätzlich kann aus der analytischen Näherung nach [18] abgeleitet werden, dass insbesondere für Werkstoffe mit geringen Temperaturleitfähigkeiten und kleiner Differenz zwischen Verdampfungstemperatur und Schmelztemperatur die Umströmungsgeschwindigkeit die Vorschubgeschwindigkeit um ein Vielfaches übertrifft.

Durch den aus der Dampfkapillare abströmenden Metalldampf kommt es durch Reibung zu einer Impulsübertragung auf die Schmelze im Bereich der Kapillarwand. Es wird eine Schubspannung induziert. Die Schmelze wird somit in Richtung der Kapillaröffnung beschleunigt (Abbildung 2.16 (b)). An den Schmelzbadbegrenzungen erfolgt jeweils eine Umlenkung der Strömung, sodass es zu einer zirkulierenden Strömung kommt (Abbildung 2.16 (b)).

Durch die Wärmeleitung bildet sich zwischen der Schmelzbadmitte und dem Schmelzbadrand ein Temperaturgradient aus. Infolge der Temperatur- und Konzentrationsabhängigkeit der Oberflächenspannung werden Scherspannungen im Schmelzbad induziert, die zu einem Strömungsantrieb und einem konvektiven Energietransport führen. Dieser Effekt wird auch als Marangoni-Effekt und die resultierende Strömung entsprechend als Marangoni-Strömung bezeichnet [18] [115]. Die Oberflächenspannungsgradient ist bei

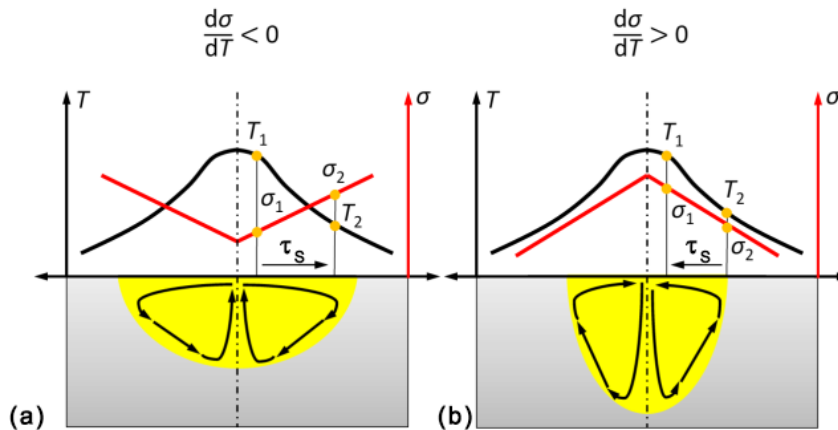


Abbildung 2.17: Schematische Darstellung der Marangoni-Konvektion in Abhängigkeit von Oberflächenspannungsgradienten $d\sigma/dT$ nach [73]: (a) negativ; (b) positiv. Dabei bezeichnet τ_s die Schubspannung im Schmelzbad.

reinen Metallschmelzen in den meisten Fällen (z.B. bei meisten Eisenlegierungen) negativ ($d\sigma/dT < 0$), d.h. die Oberflächenspannung ist bei hohen Temperaturen geringer als bei niedrigen [18] [78]. Dieser sogenannte negative Temperaturkoeffizient der Oberflächenspannung beschleunigt die Schmelze vom heißen Bereich hin zu den kühleren Randbereichen im Schmelzbad (Abbildung 2.17 (a)). Dadurch bildet sich eine radial zur Schmelzbadbegrenzung gerichtete Strömung aus (Abbildung 2.16 (c)).

Der Spannungsgradient wird durch oberflächenaktive Elemente beeinflusst. Diese Elemente können in Form von Legierungsbestandteilen wie z.B. Mangan, Molybdän und Vanadium im Werkstoff enthalten sein oder auch von außen in Form von Sauerstoff oder Kohlendioxid zugeführt werden [18] [33]. Dadurch kann eine positive Oberflächenspannungsgradient ($d\sigma/dT > 0$) erzielt werden, wobei die Oberflächenspannung mit steigender Temperatur in Richtung der Schmelzbadmitte wächst und eine radial zum Schmelzbadzentrum gerichtete Schmelzbadströmung induziert [46] (Abbildung 2.17 (b)). Da unabhängig vom Gradient der Oberflächenspannung jeweils an den Begrenzungen des Schmelzbad eine Umlenkung der Strömung erfolgt, entsteht in beiden Fällen ein oberflächennaher Strömungswirbel. Die Strömungsgeschwindigkeiten der Marangoni-Konvektion hängen im Wesentlichen von den Werkstoffkenngrößen sowie der Oberflächenspannung, der Schmelztemperatur und der Verdampfungstemperatur ab [18].

Alle Strömungskomponente wirken gleichzeitig auf das Schmelzbad während des Tiefschweißprozesses und haben dabei unterschiedlichen Einfluss. Zudem spielt der durch die Verdampfung induzierte Rückstoßdruck eine Rolle. Mit zunehmender Geschwindigkeit verliert der Einfluss der Marangoni-Konvektion und der Strömung durch abströmenden Metaldampf an Bedeutung. Insbesondere für hohe Geschwindigkeit ($> 500 \text{ mm/s}$) bestimmt nahezu ausschließlich die Kapillarumströmung das Strömungsfeld im Schmelzbad [73]. Berechnungen in [47] belegen, dass die Marangoni-Strömung

während des Tiefschweißprozesses bis zu einer Vorschubgeschwindigkeit auf etwa 100 mm/s Einfluss auf das Schmelzbad ausübt.

Beim SLM-Prozess soll im idealen Fall lediglich das Aufschmelzen und kein Verdampfen auftreten, welcher auf überschüssige Energieeinträge hindeutet und zur Prozessinstabilität führen kann. Zudem ist nach den erworbenen Kenntnissen mit ähnlichen Pulvermaterialien bei den Untersuchungen im LHM die Geschwindigkeit erst unter einem relativ kleinen Wert ($< 200 \text{ mm/s}$) zu beschränken. Dementsprechend ist die Marangoni-Konvektion theoretisch die dominierende Strömung im Schmelzbad während dem SLM-Prozess. Jedoch sind in der Praxis die Kapillarumströmung und die Strömung durch abströmenden Metaldampf nicht komplett auszuschließen und zur Untersuchung der Prozessinstabilitäten und Fehlerquellen mitzuberücksichtigen.

2.4.3 Balling-Effekt

Der Balling-Effekt tritt bei ungenügender Benetzung des Substrats z.B. bei hohen Geschwindigkeiten und geringer Laserleistung auf. Unter der Auswirkung von Oberflächenspannung bestrebt sich die flüssige Phase zur Minimierung der freien Oberflächenenergie, die Flüssig-Gas-Grenzfläche zu verkleinern und sich kugelförmig einzuformen [97]. Dazu spricht man auch von dem sogenannten Länge-Umfangs-Verhältnis oder Länge-Breite-Verhältnis des Schmelzbads. Die Größe der Flüssig-Gas-Grenzfläche übersteigt die einer Kugel gleichen Volumens, wenn die Schmelze ein bestimmtes Länge-Umfangs-Verhältnis überschreitet. Folglich passiert die örtliche Einschnürung der Schmelzbahn, wobei an der Stelle sich die Höhe und Breite der Schmelzbahn gleichzeitig verringern. Im speziellen Fall, wenn die Einschnürung zu stark ist, kommt es zum Abbruch der Schmelzbahn. Die Schmelzbahn zerfällt in einzelne Tropfen und der sogenannte Balling-Effekt tritt auf. Daher sollte das Längen-Durchmesser-Verhältnis des Schmelzbads möglichst klein sein [97].

Das kritische Länge-Breite-Verhältnis lässt sich nach [169] abschätzen. Dazu wird die Form der Schmelzbahn als halber Zylinder angenommen, was einem Benetzungswinkel von 90° entspricht (Abbildung 2.18 (a)). Durch die Benetzung des Substrats mit der Schmelze wird die freie Oberfläche des Schmelzbads reduziert und daher stabilisiert. Über eine Vergrößerung der Kontaktfläche zwischen der Schmelze und der darunterliegenden festen Schicht kann die Stabilität der Schmelzbahn beeinflusst werden. Dabei folgt eine Reduzierung des Länge-Umfang-Verhältnisses. Diese ist z.B. durch die Defokussierung des Laserstrahls realisierbar.

Eine zweite Möglichkeit zur Reduzierung des Längen-Umfang-Verhältnisses ist die Verringerung der Scangeschwindigkeit, wodurch die Länge des Schmelzbads reduziert wird. Bei geringeren Laserleistungen und zunehmender Vorschubgeschwindigkeit ist eine deutliche Zunahme des Balling-Effekts zu beobachten. Der Balling-Effekt bei ho-

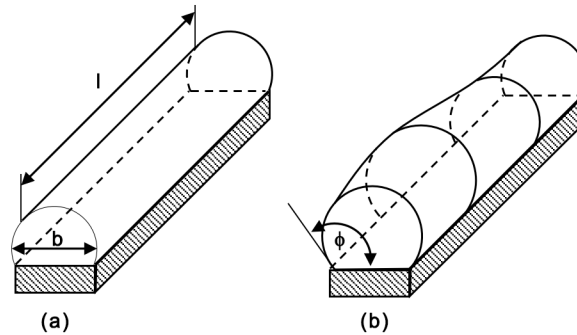


Abbildung 2.18: Darstellung der zylindrischen Form einer geschmolzenen Spur auf Substratoberfläche: (a) als kontinuierliche Naht und (b) mit Instabilitäten nach [169].

hen Vorschubgeschwindigkeiten kann man mit der Plateau-Rayleigh-Instabilität erklären. Dabei teilt sich ein zylinderförmiges Schmelzbad in einzelne Tropfen auf, wenn der Umfang des Zylinders etwa seiner Länge entspricht [60] [63]. Das Längen-Umfangs-Verhältnis entspricht dabei dem Grenzwert für die Instabilität einer zylinderförmigen Flüssigkeit aufgrund von Kapillarkräften [138] [139]. Nach Berechnungen nach [169] liegen die Ursache für Kapillarinstabilitäten in einer schmalen Schmelzzone, einem kleinen Krümmungsradius oder einem hohen Länge-Breite-Verhältnis ($\pi b/L \leq \sqrt{2/3}$) liegen [59] [169]. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit nimmt die Breite des Schmelzbads ab, wodurch die Kontaktfläche zwischen Substrat und Schmelze verringert wird und das Längen-Umfangs-Verhältnis zu einem instabilen Schmelzbad führt (Abbildung 2.18 (b)) [60].

Hohe Streckenenergie zeigten sich als günstig für stabile Schmelzbahnen in den Untersuchungen von [39]. Dieses wurde auf die gute Benetzung des Substrats durch die Schmelze zurückgeführt. Bei geringeren Geschwindigkeiten nehmen die Oberflächenspannungskoeffizienten und die Schmelzviskosität aufgrund von steigenden Temperaturen ab [170]. Durch die breitere Ausprägung des Schmelzbades aufgrund der Wärmeleitung wird sich ein für die Oberflächenenergie günstiges Längen-Durchmesser-Verhältnis eingestellt [97]. Bei zunehmender Pulverschichtdicke wurde eine deutlich stärkere Ausprägung des Balling-Effektes beobachtet [39]. Weiterhin kann eine Verringerung des Balling-Effektes über die Modifikation der Legierungszusammensetzung realisiert werden. Beispielweise kann man das Auftreten des Balling-Effektes bei dem Edelstahl AISI 316L mithilfe der Zusätze von H_3BO_3 und KBF_4 [57].

2.4.4 Humping-Effekt

Bei hohen Leistungen und Geschwindigkeiten sind ebenfalls Kapillarinstabilitäten zu beobachten, die als Humping-Effekt bezeichnet werden. Dabei entstehen bei entsprechenden Parametern auf der Schweißnahtoberraupe nahezu periodische Buckel, die

Da die Strömungsgeschwindigkeit des Schmelzstrahls eine Folge der Kapillarumströmung ist, wird auch die Grenzgeschwindigkeit durch diese bestimmt. Die Strömungsgeschwindigkeit der Kapillarumströmung hingegen resultiert aus der Schmelzbadbreite neben der Kapillare. So sind für Werkstoffe mit einer großen Differenz aus Schmelz- und Verdampfungstemperatur eine große Schmelzbadbreite und damit eine niedrigere Umströmungsgeschwindigkeit der Kapillare zu erwarten (siehe Abschnitt 2.4.2). Dadurch verschiebt sich auch die Grenzgeschwindigkeit zum Humping-Effekt zu höheren Werten.

Außerdem werden die Variationen der lokalen Fluidodynamik auf die Strömungsgeschwindigkeit des Schutzgases zurückgeführt, die mit der Schmelze eine Scherschicht erzeugt. Die unterschiedlichen Strömungsgeschwindigkeiten führen zu hydrodynamischen Instabilitäten (Kelvin-Helmholtz-Instabilität) und erzeugen fluiddynamische Verwirbelungen in der Schmelze, die dann zum Humping-Effekt führt [37]. Die wichtigsten Faktoren für die Kelvin-Helmholtz-Instabilität sind die Schichtdicke und die Geschwindigkeiten des Schutzgases und der Metallschmelze, wobei die Geschwindigkeit der Metallschmelze von den thermophysikalischen Eigenschaften der Legierung und den Prozessparametern beeinflusst wird [37].

2.4.5 Prozessauswürfe und Denudation

Beim SLM ist besonders die Prozessauswürfe, die auch als Spritzer bezeichnet wird, der Fokus vieler Untersuchungen. Die Spritzerbildung kann zur Verunreinigung des Pulverbetts und zugleich zu Fehlerstellen im Bauteil führen. Allgemein kann die Spritzerbildung einerseits durch den Pulvereinzug durch die Dampffackel und andererseits durch die komplexe Schmelzbaddynamik verursacht werden [102] [107] [110] [158].

Im SLM-Prozess ist aufgrund der hohen Strahlintensität eine Materialverdampfung und die Bildung einer Dampfkapillare nicht komplett auszuschließen. Durch die strömungsbedingte Druckreduzierung nahe der Dampffackel (Bernoulli-Effekt) wird das Umgebungsgas lateral zum Schmelzbad angezogen und beim Schmelzbad aufwärts mit der Verdampfung geführt (Abbildung 2.20). Das Pulver nahe dem Schmelzbad bewegt sich aufgrund geringer Masse mit der Strömung und wird in Schmelzbadnähe von der Schmelze absorbiert oder von der Dampffackel nach oben getrieben. So entstehen als Prozessauswürfe (1) die kalte Pulverpartikel ohne Zustandsänderung und (2) die geschmolzene Pulverpartikel, die durch Interaktion mit der Schmelze oder mit dem Laserstrahl erhitzt und aufgeschmolzen wird. Die daraus resultierenden Spritzerpartikel können bei der Agglomeration mit dem umgebenden Pulver oder Spritzern an Größe zunehmen [107] [110].

Neben den Spritzern kann der Pulvereinzug durch die Strömung zugleich zu pulverfreier Zone neben der generierten Spur führen, die auch als Denudationszone be-

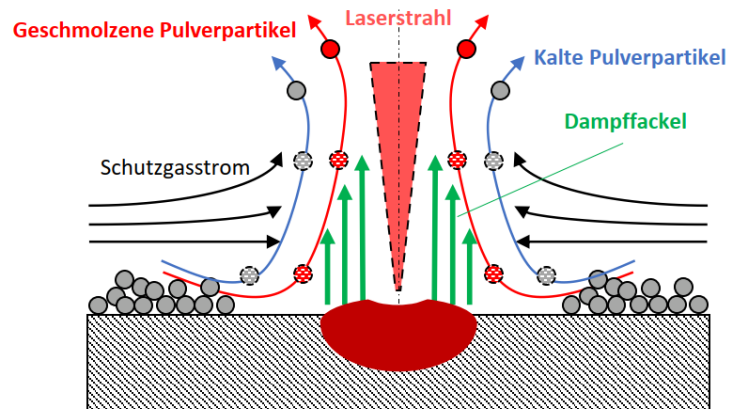


Abbildung 2.20: Schematische Darstellung der Spritzerbildung bei der Strömung nahe der Dampfackel nach [107] [110].

zeichnet wird [110]. Die geometrische Ausprägung dieser Denudationszone hängen von den verwendeten Prozessparametern und den Umgebungsbedingungen ab. Beispielsweise wirkt sich die Anpassung des Umgebungsdrucks positiv auf den Pulvereinzug aus [110].

Eine andere Art der Prozessauswürfe entsteht durch die komplexe Schmelzbaddynamik, die durch die Dampfkapillare, den Rückstoßdruck, der Marangoni-Effekt sowie den thermischen Effekt induziert wird (siehe Abschnitt 2.4.2), und lässt sich als Schmelzbadauswurf bezeichnen. Nach [161] wird diese Spritzer in drei Typen unterschieden

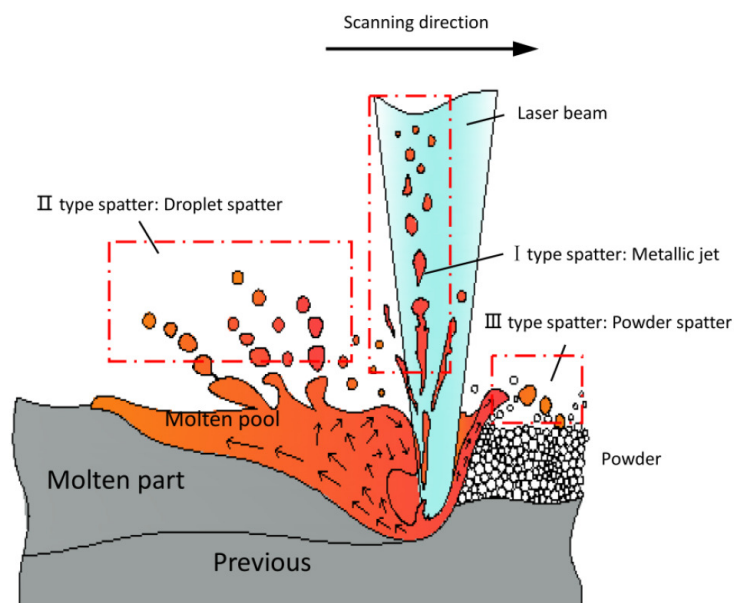


Abbildung 2.21: Schematische Darstellung der Spritzerbildung durch Schmelzbaddynamik nach [161].

(Abbildung 2.21). Die Spritzer vom Typ I (engl. metallic jet) sind mit der starken Ausdehnung der Gasphase verbunden. Wie im Abschnitt 2.4.2 beschrieben, erfolgt das spontane Fließen der Schmelze unter dem Marangoni-Effekt vom Schmelzbadboden mit hoher Temperatur zur Seitenwand mit niedriger Temperatur. In diesem Prozess kann der Rückstoßdruck Schmelzstrahl mit niedriger Viskosität induzieren und diese ausgestoßene Schmelze wird sich im Flugprozess in kleinen Tropfen aufteilen, um die Oberflächenspannung zu minimieren. Daher werden Spritzer vom Typ II (engl. powder spatter) gebildet. Im SLM-Prozess sammelt sich geringe Schmelze in der Nähe vom Laserspot an, die durch die Bewegung des Lasers bzw. der Dampfkapillare zusammengedrückt werden kann. Die Spritzer vom Typ III (engl. droplet spatter) treten dann an der Vorderseite des Schmelzbads auf, wenn die Schmelze die nicht geschmolzenen Partikel im vorderen Bereich unterbricht.

Darüber hinaus ist die Spritzerbildung auch mit volatilen Legierungselemente und Instabilitäten im Keyhole des Schmelzbads verbunden [75] [161]. Zugleich liegen beim SLM-Prozess Gaseinschlüsse bereits beim Umschmelzen von porösen Pulverschichten in der Schmelze vor. Diese bauen bei erhöhter Temperatur hohe Gasdrücke auf und treiben aus der Schmelze aus. In Verbindung mit der verringerten Schmelzviskosität folgt eine Zerstörung der Oberfläche der Schmelze, woraus schließlich die Spritzerbildung resultiert [30]. So können die Spritzer nach der Größe, der Morphologie sowie der Oxidation und der Agglomeration noch in weiteren Kategorien aufgeteilt werden [102] [106] [107] [161] [171].

Laut den Literaturen weisen die kalte Pulverpartikel weniger Streuung in der Größenverteilung auf und behalten den Durchmesser des Ausgangspulverpartikels bei. Spritzer, die auf aufgeschmolzene Pulverpartikel oder Schmelzbadauswürfe zurückzuführen sind, zeigen eine starke Änderung des Durchmessers. Außerdem hängt die Auswurfgeschwindigkeit der Spritzer von der Art und der Größe ab. Die Richtung der Prozessauswürfe wird ebenfalls von den Prozessparametern beeinflusst. Bei hohen Laserleistungen und Geschwindigkeiten erfolgt ein gerichteter Ausstoß nach hinten. Bei niedrigen Geschwindigkeiten ist die Auswürfe stärker nach oben gerichtet oder sogar in Scanrichtung geneigt [23] [58]. Zudem neigt es sich zu Beginn des Scans dazu, große Rückspritzer zu erzeugen. Grund dafür kann sein, dass die Scangeschwindigkeit am Anfang und am Ende der Spur aufgrund von Trägheit nicht konstant gehalten werden kann, was zu einer ungleichmäßigen Energiedichte führt und solche Spritzer verursacht [84].

Die aus dem Schmelzbad herausgeschossenen zunächst flüssigen Schweißspritzer bilden noch während des Fluges eine sphärische Form und erstarren, bevor sie auf dem Pulverbett oder den Bauteilquerschnitten zum Erliegen kommen [134]. Die kleine Spritzerpartikel kann nach dem erneuten Bestrahlen vollständig aufgeschmolzen und metallurgisch mit dem Pulver und der darunter liegenden Schicht verbunden werden. Wenn die Größe der Spritzerpartikel die Schichtdicke überschreitet, behindern diese die gleichmäßige Beschichtung nächster Pulverschicht. Bereits vor der Laserbestrah-

lung können große Hohlräume im Pulverbett entstehen (Abbildung 2.22 (a)). So bleiben bei der anschließenden Bestrahlung aufgrund von Materialmangel Poren zurück (Abbildung 2.22 (b)). Zudem reicht die Energieeinträge für große Spritzerpartikel nicht mehr aus, da im SLM-Prozess die Prozessparameter und Energieeinträge an das Aufschmelzen bestimmter Korngröße angepasst sind. Deshalb bleiben große Spritzer in den meisten Fällen unaufgeschmolzen im Bauteil zurück und führen zu metallurgischen Defekten (Abbildung 2.22 (c)) [161].

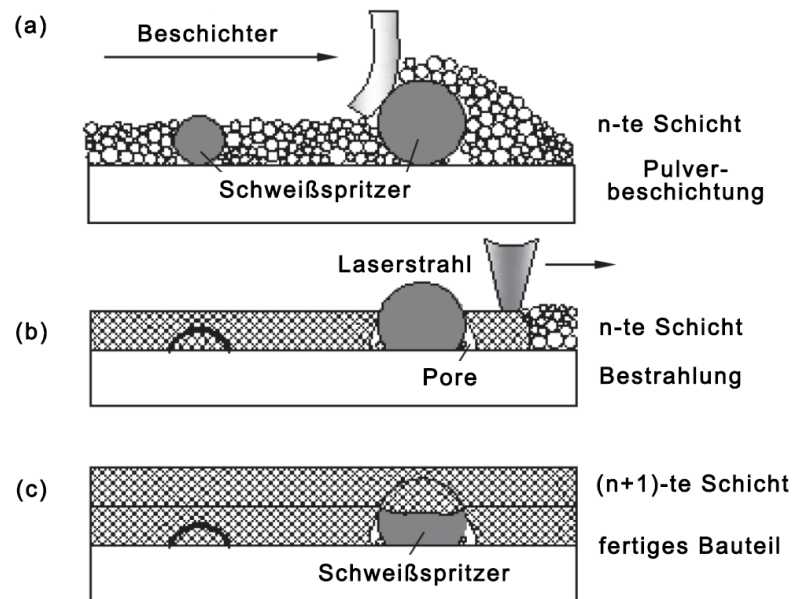


Abbildung 2.22: Einfluss von Schweißspritzern auf die Pulverbeschichtung mit anschließender Porenbildung [161].

Wie bei Abbildung 2.13 schon erwähnt, können die Spritzer als Nebenprodukte im Prozess den Laserstrahl absorbieren und streuen und dadurch Bindefehler und Defekte im Bauteil hervorrufen [17] [52] [100]. Außerdem benötigen die nach dem SLM-Prozess oxidierten Spritzerpartikel beim Auftrag neuer Schicht mehr Energie zum Aufschmelzen und binden sich in das Schmelzbad und das Bauteil ein, was zu Bindefehlern (engl. lack of fusion, siehe Abschnitt 2.4.7) führt [133]. Im SLM wird nur 2 – 3 % (Gewichtsprozent) des Pulvers zum Aufbau des Bauteils verwendet, daher ist das Pulverrecycling eine effiziente Methode zur Ausweitung der Pulververwendung [132]. Dafür wird ein Filterprozess erfordert, welcher jedoch nur die großen Spritzer entfernt. Die verbleibende kleinen Spritzer führen dazu, dass je nach verschiedenen Materialien die Wiederverwendung vom Pulver nur eingeschränkt möglich ist. Für das AISI 316L Edelstahlpulver ist eine Wiederverwendung im SLM bis zu 15 Mal möglich, ohne die mechanischen Eigenschaften der Bauteile stark zu beeinträchtigen. Allerdings steigt der Sauerstoffgehalt des Bauteils mit Anzahl der Wiederverwendungen und die Bauteildichte nimmt nach 5 bis 6 Wiederverwendungen ab [38].

Um die Spritzerbildung zu unterdrücken, ist zunächst eine Anpassung von Prozessparametern nötig, was gleichzeitig mit anderen Fehlerquellen und Effekten zusammenhängt.

Zudem können Schutzgase eingesetzt werden, wobei die Gasart und die Strömungsstrategie ebenfalls eine große Rolle spielen. Weiterhin kann die Spritzerbildung durch Variation des Drucks im Baukammer oder das Vorheizen des Pulverbetts beeinflusst werden [102]. Zusätzliche Ansätze der Strahlmodulation zur Prozessoptimierung, mit denen diese Arbeit konzentriert, werden im Abschnitt 2.5 präsentiert.

2.4.6 Eigenspannungen und Rissbildung

Eigenspannungen sind Lastspannungszustände in Werkstoffen, die ohne Anliegen äußerer Kräfte oder Momente auftreten und durch nahezu alle Herstellungs-, Bearbeitungs- und Fügeverfahren im Werkstoff erzeugt werden. Im SLM-Prozess werden die Eigenspannungen maßgeblich von der Volumenabnahme der Schmelze bei der Erstarrung verursacht, die durch das bereits gebaute Bauteil verhindert wird. Unabhängig von der Auswahl der Prozessparameter werden sich in der durch SLM gefertigten Komponente aufgrund der inhärenten Verarbeitungseigenschaften einschließlich des Schmelzens vom kleinen Volumen, der hohen Temperaturgradienten und der wiederholten Erwärmungs- und Abkühlungszyklen immer Eigenspannungen entwickeln.

Zu hohen Eigenspannungen, die beispielsweise durch unangemessene Einrichtung entstehen, können zu übermäßiger Rissbildung und Delamination in Bauteilen führen. Die Rissbildung wird durch die Duktilität innerhalb des verspannten Bereiches bestimmt. Es können drei Arten von Schweißrissen unterschieden werden: Heißrisse, Kaltrisse und Risse bei der Nacherwärmung, die bei Schweißverfahren erkannt wurden. Aufgrund der Analogie von SLM und Schweißen könnte diese Kategorisierung übernommen werden, um Rissbildung bei SLM zu unterscheiden. Die Anfälligkeit einer Stahllegierung für eine dieser Rissarten beim Schweißen lässt sich anhand des sogenannten Schäßlerdiagramms abschätzen (Abbildung 2.28). Dazu wird der Einfluss der Legierungselemente im Chrom- und Nickeläquivalent zusammengefasst.

Heißrisse werden durch Restschmelze an den Korngrenzen verursacht und bilden sich innerhalb der Schweißnaht während oder direkt im Anschluss zur Erstarrung. Bei starker Segregation entstehen spröde Bereiche, die unter der Zugbelastung innerhalb der Schweißbahn reißen. Daher verlaufen Heißrisse entlang von Korn- und Dendritengrenzen. Im Vergleich zu grobkörnigem Gefüge tritt bei feinkörnigem Gefüge eine Verringerung der Heißrisseanfälligkeit auf, da der Restschmelzfilm bei feinkörnigem Gefüge dünner und über eine größere Fläche verteilt vorliegt [125]. Außerdem spielt der Erstarrungsbereich der Legierung eine Rolle. Je kleiner der Erstarrungsbereich und je größer die Erstarrungsgeschwindigkeit, desto unwahrscheinlicher ist die Heißrissebildung [40]. Chemische Verunreinigungen im Stahl, insbesondere Schwefel und Phosphor, bilden niedrigschmelzende Phasen und erhöhen damit die Heißrisseanfälligkeit [116].

Kaltrisse entstehen nach der vollständigen Erstarrung und werden durch die Entste-

hung spröder Phasen bei hoher Erstarrungsgeschwindigkeit von Schmelze und WEZ (Wärmeeinflusszone) verursacht. Bei Stählen ist die Martensitbildung in Verbindung mit Wasserstoffsprödung die wichtigste Ursache für Kaltrisse, wobei der versprödete Martensit durch die Eigenspannungen nach dem Schweißen reißt. Durch das Kohlenstoffäquivalent kann die Härbarkeit eines Stahls bzw. wie leicht Martensit gebildet wird, abgeschätzt werden. Das gilt als Maß für die Kaltrissanfälligkeit und so besitzen Werkstoffe mit einem Kohlenstoffäquivalent unter 0,45 eine gute Schweißbeignung. Für bestimmte Legierungszusammensetzung oder Schweißmethoden sind verschiedene Modelle für Kohlenstoffäquivalent gültig.

Werkstoffe mit hoher Martensitstart- und endtemperatur sind weniger anfällig für Kaltrisse, da sich in Martensit nur wenig Wasserstoff löst und seine Diffusionsgeschwindigkeit hoch ist. Wandelt Austenit bereits bei hohen Temperaturen in Martensit um, kann der Wasserstoff aus dem Martensit heraus diffundieren. Eine Reduzierung der Kaltrisse kann durch Verringerung des Wasserstoffgehaltes durch Schutzgas oder Wärmebehandlung realisiert werden. Darüber hinaus besteht die Möglichkeit, das Bauteil bei Stählen vorzuheizen (üblich 200-250 °C), wodurch die Erstarrungsgeschwindigkeit verringert und die Restfeuchtigkeit vermieden wird [142].

Risse bei der Nacherwärmung entstehen durch die Bildung von Sekundärkarbiden bei der Wärmebehandlung. Durch Segregation bei der Erstarrung sind die Karbidbildner meist an den Korngrenzen konzentriert. Reagieren die Karbidbildner hier mit Kohlenstoff, wird die Festigkeit im Korngrenzenbereich herabgesetzt und es kann zu Rissbildung kommen [104].

Durch Wahl geeigneter Prozessparameter wie z.B. die Scanstrategie, die Scanvektorenlänge oder die Schichtdicke können die Eigenspannungen im SLM-Prozess reduziert werden [29] [94] [113]. Neben Eigenspannungen spielen auch einige metallurgische und mikrostrukturelle Faktoren eine bedeutende Rolle bei der Rissbildung und Delaminierungsanfälligkeit von Teilen. Außerdem werden geringe Eigenspannungen durch hohe thermische Leitfähigkeit, geringe Wärmeausdehnung, niedrige Streckgrenze, niedrigen E-Modul, einen niedrigen Schmelzpunkt und keine Allotropie begünstigt. Weiterhin können die Eigenspannungen durch Verwendung von Substratplattenheizung reduziert werden, wodurch die Temperaturgradienten reduziert werden und bei vielen Materialien die Streckgrenze mit steigender Temperatur sinkt [26] [113] [160].

2.4.7 Porosität

Poren und Risse stehen mit der Dichte und den mechanischen Eigenschaften eines SLM-Bauteils in direkter Beziehung zueinander [67]. Hinsichtlich der Art und Entstehungsherkunft können die Poren beispielsweise in LOF-Porosität (engl. lack of fusion porosity), Keyholeporen, Metallurgische Poren und Oxidporen unterteilt werden. Wei-

terhin besteht es die Unterscheidung von Porosität am Ende der Schmelzspur, beim Umkehren des Lasers und die Porosität beim Ein- und Ausschalten des Lasers, die bei Änderung der Geschwindigkeit und thermischer Bedingungen entstehen [67] [117]. Im Folgenden werden die zwei übliche Entstehungsursache von Porosität im SLM-Prozess vorgestellt.

LOF-Porosität (engl. lack of fusion porosity)

Als einer der häufigsten mikrostrukturellen Defekte im SLM-Prozess kann die LOF-Porosität als Ausgangspunkt für Risse wirken und die Ermüdungslebensdauer des Bauteils stark reduzieren. Im Gegensatz zu den oft kugelförmigen Gaseinschlussporen sind LOF-Poren viel größer. Sie sind unregelmäßig oder länglich und können einige nicht geschmolzene Partikel im Inneren enthalten. Grundsätzlich wird die LOF-Porosität durch unzureichendes Eindringen des Schmelzbads einer oberen Schicht in die zuvor erstarrte Schicht oder einer einzelnen Spur in die benachbarte Spur auf derselben Schicht verursacht. Somit steht die Bildung von LOF-Porosität in engem Zusammenhang mit der Schmelzbadgeometrie. Gemäß den dominierenden Faktoren kann die LOF-Porosität in durch Laserbearbeitung induzierte Porosität, ungünstige pulverinduzierte Porosität usw. klassifiziert werden [37] [90] [130].

In Abbildung 2.23 wird die geometrischen Beziehungen der Schmelzspuren zum Schätzen der Wahrscheinlichkeit von LOF-Poren nach [144] dargestellt. In diesem vereinfachten Ansatz wird die Schmelzbadform als unveränderlich angesehen. Dabei bezeichnet b die Schmelzbadbreite, d die Gesamttiefe nach dem Schmelzen, h_s der Hatchabstand und d_z die Pulverschichtdicke. Bei größeren Spurabständen bzw. Schichtdicken, wenn der Index $(h_s/b)^2 + (d_z/d)^2 > 1$ ist, kann LOF-Porosität vorhergesagt werden. In [144] wurde es gezeigt, dass dieses Modell auf verschiedene Materialien wie z.B. Ti-6Al-4V, Al10SiMg und Edelstahl angewendet werden kann.

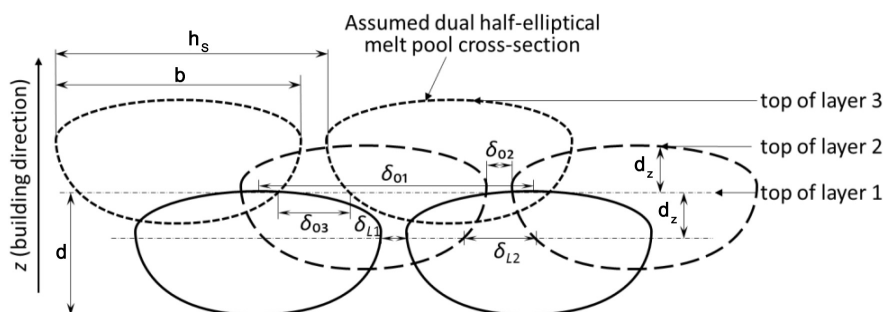


Abbildung 2.23: Schematische Darstellung der geometrischen Beziehungen der Schmelzspuren zum Schätzen der Wahrscheinlichkeit von LOF-Poren nach [144].

Allerdings variieren die Form und Abmessungen des Schmelzbads aufgrund von Dampfkapillar und Schmelzbadynamik erheblich auch mit konstanter Volumenenergiedichte, was sich auf die LOF-Porosität auswirken. So kann es mit theoretisch ausreichenden

der Überlappungen zur Bildung von LOF-Porosität führen [32] [31]. Außerdem können Laser-Materialdampf-Wechselwirkungen die Laserabsorption abschwächen und die Bildung LOF-Porosität verursachen [146]. Ungünstige Pulverpartikel, entweder aus dem Rohmaterial oder aus dem Spritzprozess, können auch eine weitere Quelle für LOF-Porosität sein (siehe Abschnitt 2.4.5).

Keyholeporen

Bei hohem Energieeintrag durch den Laserstrahl kommt es zu einer lokalen Verdampfung des Materials im Schmelzbad, wobei im Material eine vertikale Dampfkapillare entsteht, die üblich als Schlüsseloch (engl. Keyhole) bezeichnet wird (Abbildung 2.24) [36] [109] [159]. Abhängig von der lokalen Schmelzbadynamik und dem Erstarrungsverhalten können die aus dem Schlüsseloch austreibenden Gasblasen entweder entweichen oder nach der Erstarrung als eingeschlossene Keyhole-Porosität im Aufbau verbleiben [66]. Die großen Blasen werden hauptsächlich am Boden des Schlüsselochs gebildet. Es wurde gezeigt, dass sich die Tiefe und Form vom Schlüsseloch innerhalb des Schmelzbads auch bei konstantem Prozessparametersatz mit der Zeit drastisch ändert. Auch durch diese Instabilitäten in der Dampfkapillare können unregelmäßig geformte Keyholeporen entstehen. Die Keyhole-Porosität kann sowohl aus Metaldampf als auch aus Umgebungsatmosphäre wie z.B. Schutzgas bestehen [36] [109]. Durch Wahl optimaler Parametersätze kann die Bildung von Keyhole-Porosität vermieden werden.

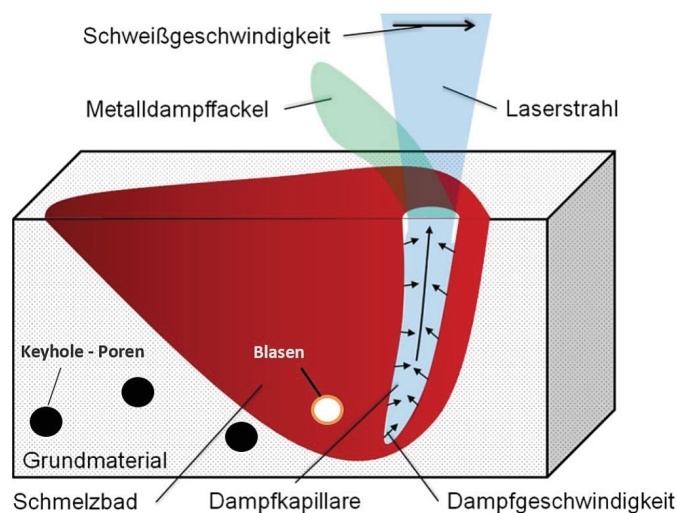


Abbildung 2.24: Schematische Darstellung der Dampfkapillare und der Entstehung von Keyholeporen im Schmelzbad am Beispiel des Laserstrahltiefschweißprozesses [159].

2.5 Ansätze zur Prozessoptimierung

Hinsichtlich höherer Bauteilqualität und Produktivität existieren beim SLM aufgrund hoher Prozesskomplexität unterschiedliche Möglichkeiten der Prozessoptimierung. Eine Herangehensweise der Prozessentwicklung ist die Variation der Prozessparameter durch Anpassung der Leistung und Geschwindigkeit. Jedoch ist die Verbesserung der Aufbau-rate durch Erhöhung dieser Parameter aufgrund von den bereits beschriebenen physikalisch bedingten Effekten sowie der Balling-Effekt und Humping-Effekt limitiert (siehe Abschnitt 2.4). Abbildung 2.25 stellt schematisch das Prozessfenster bei konventioneller Einzelstrahlbelichtung für Einzelspuren bei konstantem Strahldurchmesser im SLM dar [59] [96].

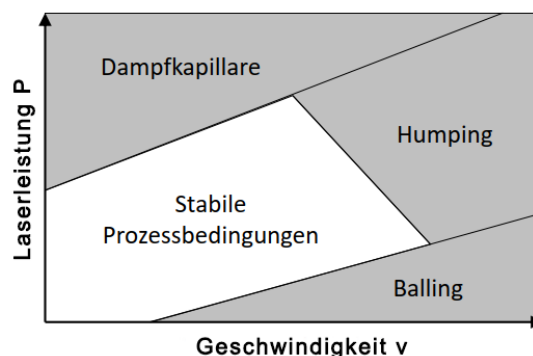


Abbildung 2.25: Schematische Darstellung des Prozessfensters bei konventioneller Einzelstrahlbelichtung für Einzelspuren im SLM [59] [96].

Zur weiteren Erhöhung der Produktivität besteht beispielsweise auch die Möglichkeit, der Laserstrahl mit hoher Leistung zu defokussieren. Jedoch ist diese Variante für eine übliche gaußsche Strahlform ebenso begrenzt, da bei starker Defokussierung ein großer Intensitätsunterschied zwischen der Mitte und dem Rand des Strahls vorliegt und folglich zu Instabilitäten führt. Daneben bestehen mit dem Laserstrahl weitere Möglichkeiten, um diese physikalisch definierten Grenzen umzugehen. Diese sind z.B. die Multistrahlbelichtung und die Strahlformung [135].

2.5.1 Ansätze mit Multistrahlbelichtung

Ansätze der Multistrahlbelichtung dienen einerseits der Prozessparallelisierung und andererseits der Modifizierung eines Schmelzbads durch Strahlmodulation. Bei der Prozessparallelisierung werden mehrere Strahlquellen zur Bearbeitung eines Pulverbetts verwendet, um die gesamte Bearbeitungszeit zu verkürzen. Allerdings steigen dabei die Anschaffungskosten durch Strahlquellen und Optiken. Noch zu berücksichtigen ist, dass der höhere Energieeintrag an mehreren Stellen zu anisotropen Eigenschaften führen kann, sodass eine entsprechende Belichtungsstrategie erfolgen muss [108].

Im Gegensatz zur Prozessparallelisierung werden die multiplen Laserstrahlen bei der Strahlmodulation zur Modifizierung eines Schmelzbads verwendet. Nach [68] [70] können mit einem synchronisierten Zwei-Scanner-System zwei Laserstrahlen unabhängig voneinander angesteuert und innerhalb einer Schmelzzone eingesetzt werden. Zudem sind die Laserleistungen und die Strahldurchmesser individuell variierbar. Ziel ist es, durch den flexiblen Energieeintrag die hohen Temperaturgradienten innerhalb einer Wechselwirkungszone zu kontrollieren. Außerdem ist eine verbesserte Prozessstabilität und Schmelzbaddynamik im Fokus. Wie in Abbildung 2.26 (a) dargestellt verwenden hierbei die Untersuchungsstrategien einen Laserstrahl mit geringerer Intensität als Heizstrahl und einen anderen mit hoher Intensität als Schmelzstrahl bei 1.4404 Stahl. Hinsichtlich der Positionierung und Bewegung beider Strahlen können dabei verschiedene Prozessstrategien verwendet werden [68] [70].

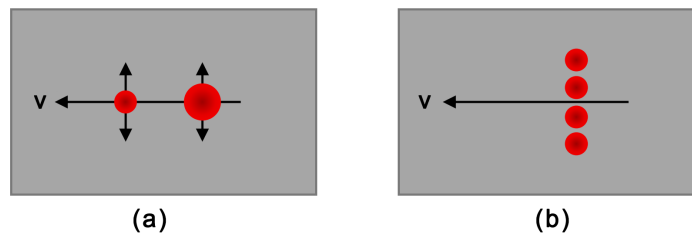


Abbildung 2.26: Schematische Darstellung der Strahlmodulation durch Multistrahlbelichtung.

Abbildung 2.26 (b) stellt schematisch den Ansatz Laserdioden Array Module zur Belichtung größerer Flächen dar [172] [174]. Hierfür wurde ein 50 W Diodenlaserbarren mit $19 \times 2,63 \text{ W}$ Emittern verwendet. Die gesamte Leistung wurde auf mehrere Laserstrahlen senkrecht zur Scanrichtung mit variablen Abständen zueinander verteilt und haben verstellbare Strahldurchmesser. In ersten Machbarkeitsuntersuchungen wird gezeigt, dass trotz niedriger Leistung und Intensität breite Schmelzbäder sowie dichte Bauteile erzeugt werden können. Jedoch sind aufgrund der niedrigen Intensität nur geringe Scangeschwindigkeiten ($v \leq 5 \text{ mm/s}$) möglich, sodass nur die Machbarkeit von breiten Schmelzbädern aufgezeigt wird und ein Vergleich zu aktuell geführten Prozessen nicht möglich ist.

2.5.2 Ansätze mit Strahlformung

Ein anderes Konzept der Strahlmodulation ist die Strahlformung. Das Ziel ist, eine möglichst homogene Energieverteilung zu erreichen und somit Verdampfung und Spritzerbildung zu reduzieren. Dazu werden u.a. refraktive optische Elemente genutzt. Im Folgenden werden die bereits experimentell im SLM-Prozess untersuchten Strahlformen beschrieben. Diese sind das elliptische Profil, das Reverser-Gauß-Profil und das Top-Hat-Profil (Abbildung 2.27).

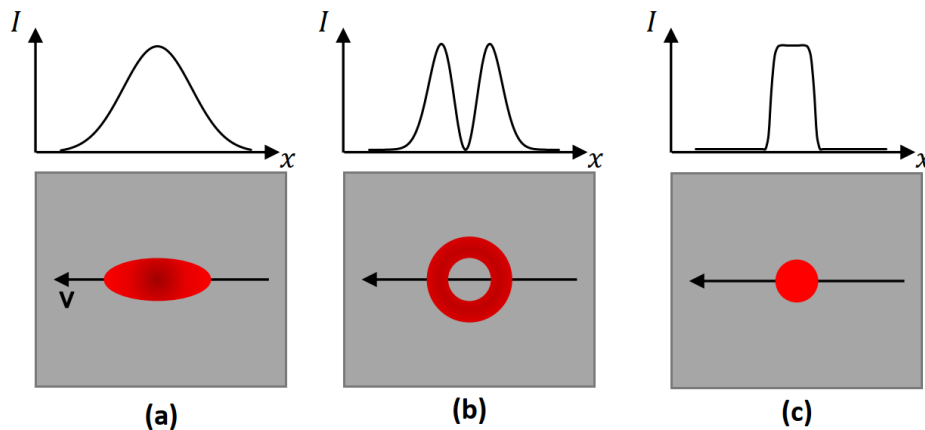


Abbildung 2.27: Schematische Darstellung der eindimensionalen Intensitätsverteilung und der Draufsicht ausgewählter Strahlformvarianten.

In den Untersuchungen von [111] [127] [126] wird der Laserstrahl mit einem Gauß-Profil mithilfe anamorphen Prismen eindimensional gestreckt bzw. gestaucht und somit ein elliptisches Profil erhalten. Es wurden Versuche mit den elliptischen Strahlprofilen verschiedener Größe sowohl in longitudinaler als auch in transversaler Bearbeitungsrichtung durchgeführt. So können Glättungseffekte mit relativ größerer Spotgröße bei Einzelspuren erzielt werden und Spuren mit höherer Homogenität erzeugt werden. Mit elliptischen Strahlprofilen verschoben sich das Prozessfenster sowohl in longitudinaler als auch in transversaler Bearbeitungsrichtung zu höheren Leistungen im Vergleich zu zirkularen Profilen gleicher Größe. Darüber hinaus wurden Änderungen von Mikrostrukturen im Vergleich zu konventioneller zirkularer Strahlform mit gleicher Spotgröße und Parametersatz beobachtet. Eine Manipulation von Kornwachstum wird dadurch aufgezeigt (siehe Abschnitt 2.6.3).

Der Laserstrahl mit einem Inverser-Gauß-Profil (auch Donut-Profil) zeichnet sich durch eine quasi-ringförmige Intensitätsverteilung aus (Abbildung 2.27 (b)). Die Intensität wird auf den äußeren Strahlbereich verteilt und ist im Zentrum des Strahls nahezu auf null reduziert. Somit ist die Temperaturverteilung einheitlicher und die Verdampfung wird reduziert [128]. Untersuchungen zeigen, dass durch die Inverser-Gauß-Verteilung die Verdampfung soweit reduziert wird, sodass die Anzahl an Spritzern und Prozessauswürfen abnimmt und die Pulvereinzugszone schmaler wird [121].

Das Top-Hat-Profil (auch Flat-Top-Profil) wird durch eine nahezu konstante Intensitätsverteilung über die Fläche des Laserstrahls und die steilen Flanken im Gegensatz zum Gauß-Profil beschrieben (Abbildung 2.27 (c)). Durch Anwendung von diesem Profil im SLM kann ein gleichmäßiges Einschweißen bzw. eine homogene Anbindung zwischen Spur und Substrat erreicht werden [121]. Zudem sind durch die homogene Intensitätsverteilung auch höhere Laserleistungen applizierbar, die bei einer gaußförmigen Verteilung zu einer Dampfkapillare führen. Somit werden die max. Laserleistungen und Scangeschwindigkeiten erhöht und dadurch höhere Produktivität ermöglicht [61].

Die beschriebene Ansätze der Multistrahlbelichtung und der Strahlformung zur Prozessoptimierung zeigen verschiedene Methode zur Erhöhung der Aufbaurate bzw. der Produktivität im SLM-Prozess. In beiden Ansätzen zur Strahlmodulation werden zur Vermeidung von Überhitzungen der gleichmäßige Energieeintrag und die Vermeidung hohe Intensität angestrebt [128]. Die Multistrahlbelichtung ermöglicht eine gleichmäßige Temperaturverteilung durch unterschiedliche Positionierung der Laserstrahlen, auf die die gesamte Leistung verteilt wird. Durch die Strahlformung kann die Verteilung des Energieeintrags variiert und somit die starke Verdampfung vermieden werden. Zu erwähnen ist, dass bei Strahlformung eine weitere Erhöhung der Produktivität mit einer Strahlquelle ebenfalls begrenzt wird, wobei die Multistrahlbelichtung mit unlimitierter Anzahl von Laserstrahlen Einsatz in höheren Leistungsbereichen erlaubt. Außerdem hat die Multistrahlbelichtung größere Auswirkung auf die Schmelzbadbildung im Vergleich zur Strahlformung und folglich größeres Potenzial zur Prozessoptimierung [135].

2.6 Selektives Laserschmelzen von Edelstählen

Für die Untersuchungen in dieser Arbeit kommen Pulver aus Edelstahl zum Einsatz. Edelstahl ist nach DIN EN 10020 eine Bezeichnung für legierte oder unlegierte Stähle mit besonderem Reinheitsgrad, z.B. Stähle, deren Schwefel- und Phosphorgehalt (sogenannte Eisenbegleiter) 0,025 % nicht übersteigt. Im Alltag wird Edelstahl auch häufig als rostfreier oder nichtrostender Stahl bezeichnet. Die Unterteilung von Edelstähle erfolgt nach den Haupteigenschaften, d.h. Korrosionsbeständigkeit, Hitzebeständigkeit und Warmfestigkeit oder nach dem Gefüge und den wesentlichen Legierungselementen. Nach dem Gefüge werden Edelstähle in ferritische, martensitische, austenitische und austenitisch-ferritische (Duplex) Stähle unterteilt [13].

Die austenitischen Stählen besitzen ein kubisch flächenzentriertes (kfz) Kristallgitter. Sie sind nicht magnetisierbar. Das austenitische Gefüge kann durch bestimmte Elemente wie z.B. Nickel, Kohlenstoff oder Stickstoff stabilisiert werden. Die Cr-Ni-Stähle mit einem Gehalt von 16 – 26 % Cr, 6 – 26 % Ni und ≤ 6 % Mo ist die am weitesten verbreitete Gruppe bei den austenitischen Stählen. Für die Untersuchungen dieser Arbeit kamen Pulvermaterialien aus Edelstahl von dieser Gruppe zum Einsatz (siehe Abschnitt 4.3). Bei Cr-Ni-Stahl liegt eine besonders gute Kombination von mechanischen Eigenschaften, Korrosionsbeständigkeit und Verarbeitbarkeit vor. Der Stahl ist gegen Wasserdampf, Speisesäuren sowie schwache organische und anorganische Säuren beständig und hat sehr vielfältige Verwendungsmöglichkeiten wie z. B. in der Nahrungsmittelindustrie, in der Pharma- und Kosmetikindustrie, im chemischen Apparatebau, in der Architektur, im Fahrzeugbau, für Haushaltsgegenstände, im Schrank- und Küchenbau und bei Sanitäranlagen [11].

2.6.1 Schweißbarkeit von Edeltählen

Neben einer hohen chemischen Beständigkeit zeichnet sich Edelstahl im Allgemeinen auch durch eine gute Verarbeitbarkeit, z.B. durch Kaltumformen oder Schweißen, aus. Edelstahl kann man mit unterschiedlichen Schweißverfahren schweißen, wobei eine Schweißmethode mit Schutzgas prinzipiell die besseren Schweißergebnisse erzielt. Das Verhalten von Stählen beim Schweißen wird durch ihre Legierungszusammensetzung bestimmt. Eine gute Schweißbarkeit von Edelstahl ist auch für den SLM-Prozess sehr bedeutend, da der SLM-Prozess vom Prinzip ähnlich wie das Schweißen von Metallen ist.

Beim Schweißen von Stählen folgt nach dem Umschmelzen der Schweißnaht ein Phasenübergang von flüssig nach fest, wobei das umgebende Material auch erwärmt wird. Dieser Bereich wird häufig als Wärmeeinflusszone bezeichnet. Im Bereich nah an der Schweißnaht kommt es bei hochlegierten Stählen zu Martensitbildung und bei niedrig legierten zu Austenitisierung [131]. Durch die Volumenabnahme bei Erstarrung und Abkühlung der Schweißnaht entstehen innerhalb der Schweißnaht Eigenspannungen, die in Kombination mit Phasenübergängen zu Rissbildung führen können. Es können nach den Rissbildungsmechanismen die Heißrisse, die Kaltrisse und Risse bei der

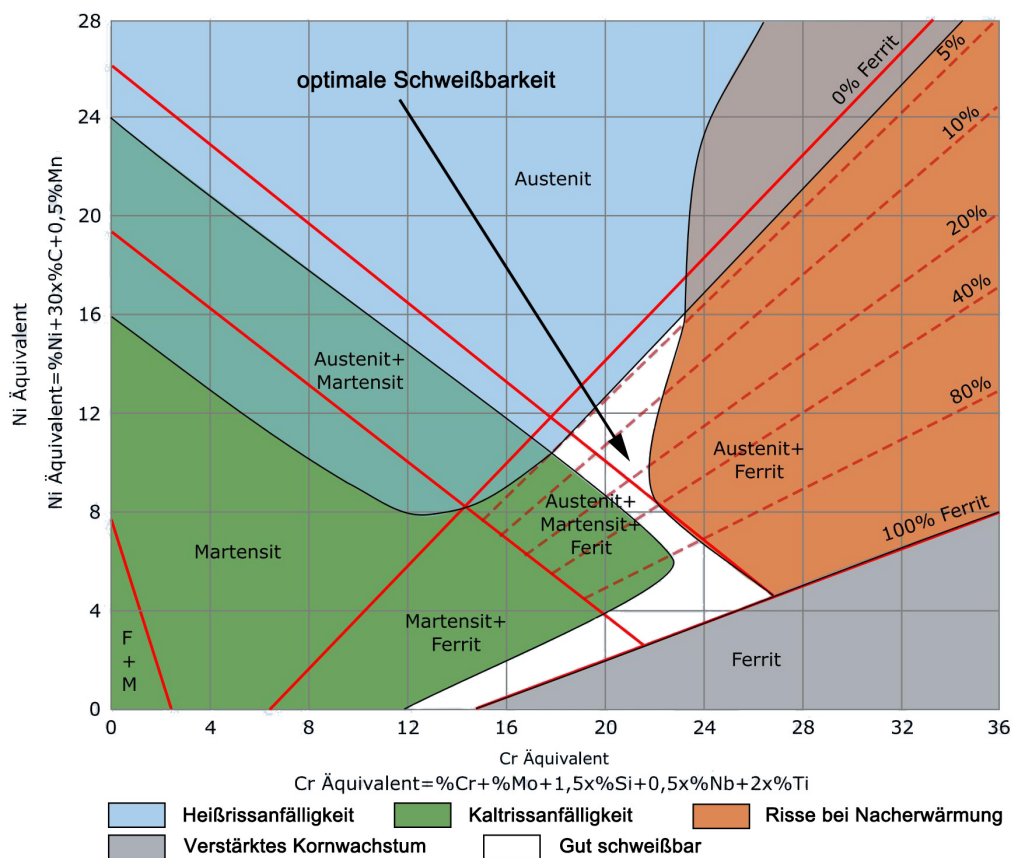


Abbildung 2.28: Schäfflerdiagramm nach [6].

Nacherwärmung unterschieden werden (siehe Abschnitt 2.4.6). Anhand eines Schäßlerdiagramms kann die Anfälligkeit einer Stahllegierung für eine dieser Rissarten beim Schweißen abgeschätzt werden (Abbildung 2.28) [131].

Die Legierungszusammensetzung und -gehalt in Edelstählen wirken sich auf die Gefügeausbildung aus. Das Schäßlerdiagramm zeigt, wie die verschiedenen Legierungselemente auf gleichgewichtsfertige Gefügebestandteile wirken. Es wurde ursprünglich für Schweißgut bzw. zur Bewertung der Gefügebildung nach dem Schweißen in der Wärmeinflusszone entwickelt. Im Schäßlerdiagramm sind die ferritstabilisierenden Elemente (z.B. Ni, Mn, C und N) und austenitstabilisierenden Elemente (z.B. Cr, Mo, Si, Nb und Ti) mit empirischen Gewichtungsfaktoren versehen und zu einem Äquivalent zusammengefasst. Eine Gefügeprognose ist dann über die ermittelten Koordinaten aus Ni- und Cr-Äquivalent möglich. Bei Aufkommen von Martensit können Kaltrisse auftreten. Im austenitischen Bereich ist das zu bearbeitende Material anfällig für Heißrisse. In dem weißen Bereich ist das Material gut schweißbar (Abbildung 2.28)

2.6.2 Mechanische Eigenschaften von selektiv lasergeschmolzenen Edelstählen

Die mechanischen Eigenschaften von mittels SLM-Prozess verarbeiteten Stählen sind mit konventionell verarbeiteten Stählen vergleichbar. Manchmal besitzen die mittels SLM-Prozess verarbeitete Stähle sogar höhere Härte und Festigkeit [71] [80]. Die Härte hängt von den Eigenspannungen und von Anzahl und Form möglicher Karbidausscheidungen und von dem Martensitanteil ab. Es führt zu erhöhten Härte und Festigkeit, wenn Karbide ausgeschieden werden. Umgekehrt werden Härte und Festigkeit geringer im Vergleich zu konventionell verarbeiteten Stählen, wenn es nur wenige Karbide ausgeschieden werden [80] [114]. Die Festigkeit kann aber durch verformungsinduzierte Phasenumwandlung erhöht werden.

Der korrosionsbeständige Stahl mit der Bezeichnung WNr. 1.4404 (X2CrNiMo17-12-2), AISI 316L, (V4A, A4L) gehört zu den meist verarbeiteten Legierungen im SLM-Prozess [6]. Dieser Stahl hat ähnlicher Elementgehalt bei der chemischen Zusammensetzung wie die für die Untersuchungen verwendeten Edelstähle. In dem mittels SLM verarbeiteten AISI 316L Stahl bildet sich in Baurichtung orientierte zellulär/ dendritische Gefüge,

| | Vickers Härte in HV | Streckgrenze in MPa | Zugfestigkeit in MPa | Bruchdehnung in % |
|-----------------------|------------------------|------------------------|-------------------------|-------------------|
| AISI 316L SLM [153] | 235 | 662 | 686 | 31 |
| AISI 316L Konv. [150] | 185 | 216 | 530 | 65 |

Tabelle 2.2: Mechanische Eigenschaften von konventionell und mittels SLM verarbeitetem Stahl AISI 316L [150] [153].

das aus Austenit, Delta-Ferrit und nanoskaligen Silikatausscheidungen besteht [141]. Die mechanischen Eigenschaften von konventionell und mittels SLM verarbeitetem diesem Stahl werden in der Tabelle 2.2 dargestellt. Durch den SLM-Prozess besitzt der Stahl höhere Zugfestigkeit und Härte als der konventionell gefertigten.

2.6.3 Beeinflussung der Mikrostruktur durch elliptische Strahlformung

Beim SLM von Edelstählen lässt sich das Gefüge auf zwei unterschiedlichen Skalen charakterisieren: auf der Ebene der Kornstruktur und der Ebene des Erstarrungsgefüges. Die Kornmorphologie kann von gleichachsig bis säulenförmig, wobei die Erstarrungsgefüge von planar über zellulär bis dendritisch variieren. Während säulenförmige Körner länglich sind und oft epitaxial an der Schmelzgrenze Keime bilden, können sich gleichachsige Körner überall in der Schmelze entwickeln. Unter Berücksichtigung der hohen Prozessgeschwindigkeit weist die starke Orientierungspräferenz der großen säulenförmigen Körner auf eine dendritische Erstarrung hin (siehe Abschnitt 2.3.3). Die gleichachsigen Körner könnten entweder zellulär oder dendritisch sein [99].

Additiv gefertigte (AM) Metalle sind oft stark texturiert und enthalten große säulenförmige Körner, die unter steilen Temperaturgradienten und schnellen Erstarrungsbedingungen epitaktisch initiieren. Diese einzigartigen Mikrostrukturen sind teilweise für die massiven Eigenschaftsunterschiede verantwortlich, die zwischen AM und konventionell verarbeiteten Legierungen bestehen. Obwohl gleichachsige Körner für ein isotropes mechanisches Verhalten wünschenswert sind, bleibt der Übergang von säulenartig zu gleichachsig für konventionelle Erstarrungsverfahren schwer vorherzusagen, und noch viel mehr für AM [119].

Wie bereits im Abschnitt 2.5 erwähnt, wurden in [127] die Auswirkungen der Elliptizität des Intensitätsprofils auf Makrostrukturen und Mikrostrukturen von Schmelzspuren aus 316L Edelstahl untersucht. Dazu wurde ein Laserstrahl mit gaußschem Intensitätsprofil als Ausgangsstrahl verwendet. Unabhängig von der Elliptizität oder Größe des Strahls wurde im Allgemeinen eine gleichachsige Erstarrung bei niedrigeren Laserleistungen bevorzugt, insbesondere wenn die Substrateindringung durch die Schmelze fehlte oder schlecht war. Als allgemeiner Trend bildeten sich bevorzugt säulenförmige Körner mit zunehmender Laserleistung und Scangeschwindigkeit für alle (zirkulare und elliptische) Strahlprofile. Spuren, die eine Lasererwärmung im Schlüssellochmodus (engl. keyhole mode) demonstrieren, bestehen vollständig aus säulenförmigen Körnern [127].

Wenn jedoch eine Lasererwärmung im Leitungsmodus auftritt, erzeugen Parameter, die unter Verwendung von zirkularen Profilen zu groben säulenförmigen Mikrostrukturen führen, gleichachsige oder gemischte gleichachsige Säulen Mikrostrukturen mit elliptischen Profilen. Der Parameterraum, über den gleichachsige oder gemischte gleich-

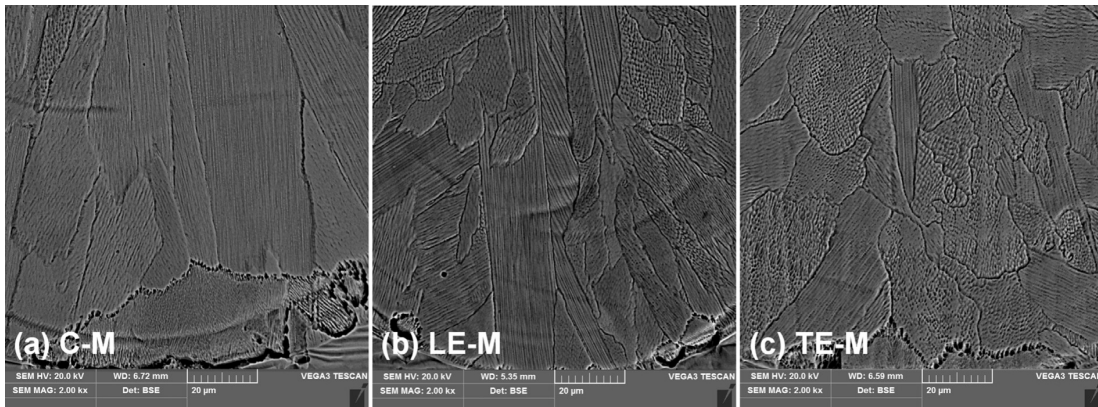


Abbildung 2.29: REM-Aufnahmen der Querschnitte von Schmelzspurböden, die bei konstanter Strahlgröße, Leistung und Volumenenergiedichte (Größe M: $A \approx 2,7 \cdot 10^4 \mu\text{m}^2$, $P = 350 \text{ W}$ und $E_V = 260 \text{ J/mm}^3$) bei variierender Strahlform ($187 \times 187 \mu\text{m}$ bei C-M, $95 \times 351 \mu\text{m}$ bei LE- und TE-M) erzeugt wurden. Der Flächenanteil von gleichachsigen Körnern (im Gegensatz zu säulenförmigen Körnern) beträgt 2 % (a, C-M: zirkular), 28 % (b, LE-M: longitudinal elliptisch) und 77 % (c, TE-M: transversal elliptisch). Die Einschmelztiefen betragen jeweils 71,9, 73,3 und $78,0 \mu\text{m}$ für die C-M-, LE-M- bzw. TE-M-Profile mit einer Pulverschichtdicke von $50 \mu\text{m}$ [127].

achsige säulenförmige Mikrostrukturen erzeugt werden, ist für die elliptischen Strahlprofile viel größer als für die kreisförmigen. Wie in Abbildung 2.29 dargestellt führt das C-M-Profil (zirkular) bei der Leistung von $P = 350 \text{ W}$ und Volumenenergie von $E_V = 260 \text{ J/mm}^3$ nur zu einer säulenförmigen Erstarrung. Ohne Änderung der Parameter sowie der Leistung, Geschwindigkeit oder Strahlgröße (Fläche) kann jedoch ein größerer Flächenanteil von gleichachsigen Körnern bei LE (longitudinal elliptisch)- und TE (transversal elliptisch)- Profilen erreicht werden. Die Tendenz für elliptische Profile, den Flächenanteil gleichachsiger Körner zu erhöhen, wird im Allgemeinen bei einem Einschmelztiefe-Spurbreite-Verhältnis von $d_E/b_{W0} = 0,2 - 0,5$ beobachtet, wenn eine Lasererwärmung im Leitungsmodus auftritt. Diese Ergebnisse bestätigen, dass eine ortsspezifische Steuerung von Mikrostrukturen und Eigenschaften direkt im Bauteil durch Variieren der Strahlelliptizität realisierbar ist [126] [127].

3 Ziel und Vorgehensweise dieser Arbeit

Im LHM (Laserinstitut Hochschule Mittweida) wurden bereits grundlegende Untersuchungen zum Hochleistungs-SLM durchgeführt, wobei grobkörnige Pulver mit einer Korngröße bis $0,6\text{ mm}$ aus Edelstählen zum Einsatz kamen. Forschungsergebnisse von [64] zeigen, dass gleichmäßiger Aufbau von Wandstrukturen mit einer Geschwindigkeit bis zu 40 mm/s , einer Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0\text{ mm}$ und einer Laserleistung von 4 kW möglich ist. Dazu wurde ein zirkularer Laserstrahl mit einem Fokusbereich von $4,4\text{ mm}$ und einer Top-Hat-Intensitätsverteilung verwendet (Abbildung 4.1). Mit kleineren Strahldurchmessern konnte die Leistung aufgrund starker Prozessreaktionen nur auf kleineren Wert erhöht und die Aufbaurrate nur beschränkt verbessert werden. Außerdem wurde es gezeigt, dass beim Aufbau von Volumenkörpern die Geschwindigkeit bei der Überlappung bis zu 70 mm/s erhöht werden konnte. So konnte eine Aufbaurrate von etwa $605\text{ cm}^3/\text{h}$ mit einer Volumenenergie von ca. 24 J/mm^3 und eine mittlere Bauteildichte von $7,824\text{ g/cm}^3$ erreicht werden [64].

Wie bei den Ansätzen zur Prozessoptimierung mit Strahlformung (Abschnitt 2.5.2) beschrieben [127], ist es unter dieser Hintergrund reizvoll, die Bedeutung von Strahlformung auch beim Hochleistungs-SLM mit grobkörnigen Pulvern zu untersuchen. Im Rahmen dieser Arbeit ist dieselbe Laserquelle einzusetzen und der Laserstrahl mithilfe von Zylinderlinsen zu formen. Resultierend ergeben sich daraus längliche, elliptisch ähnliche Strahlformen bzw. Strahlprofile mit verschiedenen Längen und Breiten. Bezüglich der Verfahrrichtung des Laserstrahls ist es zwischen longitudinaler und transversaler Bearbeitung zu unterscheiden (Abbildung 3.1).

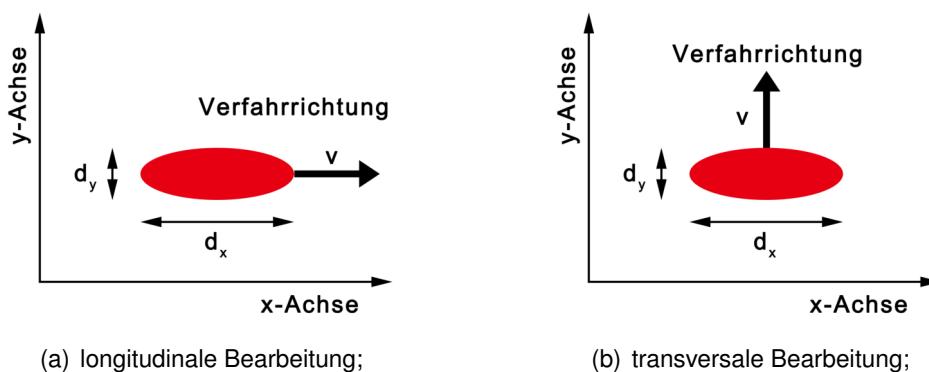


Abbildung 3.1: Schematische Darstellung longitudinaler und transversaler Bearbeitungsrichtung bezüglich der Verfahrrichtung des Laserstrahls.

Davon ausgehend kann zunächst die Wechselwirkungszeit zwischen Laserstrahl und Pulver bzw. Schmelzbad durch Bearbeitung in longitudinaler Richtung erhöhen und dadurch der Einfluss auf die Stabilität und die Grenzgeschwindigkeit zu untersuchen. Gegenüber einem Gaußstrahl in [127] kann hierbei mit einem Top-Hat-Profil die Bil-

dung von starker Dampfkapillare (Schlüsselloch, engl. Keyhole) bei hoher Intensität theoretisch durch homogene Intensitätsverteilung vermindert werden. Eine Erhöhung der Wechselwirkungszeit sorgt hauptsächlich dafür, dass bei der Grenzgeschwindigkeit statt Balling-Effekt die aufgeschmolzenen Pulverpartikel vor der Erstarrung zusammenfließen und sich folglich zur kontinuierlichen Schmelzspur bilden können. Auf der anderen Seite kann es zu längerem Schmelzbad führen, wobei es aufgrund dem Kapillareffekt wieder zu starker Unregelmäßigkeit resultieren kann, wenn das kritische Längen-Umfang-Verhältnis überschritten wird. So handelt es sich um ein Kompromiss zwischen Strahlbreite, die mit Benetzung und Stabilität und Strahllänge, die mit Wechselwirkungszeit und Grenzgeschwindigkeit verbunden ist. Theoretisch vorauszusehen kann es eine limitierte Elliptizität bei der longitudinalen Bearbeitung bestehen, welche durch experimentelle Untersuchung zu verifizieren und ermitteln ist.

Die Bearbeitung in transversaler Richtung könnte Vorteile an der Stabilität bringen, indem es ein breiteres Schmelzbad mit geringerem Benetzungswinkel und bessere Benetzung erzeugt. Dadurch kann neben einer höheren Stabilität auch eine bessere Oberflächenbeschaffenheit und höhere Aufbauraten realisiert werden. Hierbei ist ebenfalls eine theoretische Grenze vorauszusehen, die durch den sogenannten Wärmeakkumulationseffekt entstehen könnte. So könnte bei großer Strahlbreite Wärme in der Mitte des Schmelzbads auflagern und zu großen Temperaturgradienten, starker Schmelzbadströmung, unregelmäßiger Schmelzbadform und starker Prozessreaktion führen [135]. Folglich ist der Einfluss der Strahlbreite ebenfalls zu ermitteln.

Außerdem ist der allgemeine Unterschied von der Mikrostruktur zwischen longitudinal und transversal bearbeiteten Bauteilen auch bei Hochleistungs-SLM zu prüfen, der bereits im Mikrobereich in den Untersuchungen von [127] mit elliptisch geformten Gaußstrahlen bei 316L Stahl festgestellt wurde (siehe Abschnitt 2.6.3). Zusätzlich sind die Härten der mit beiden Bearbeitungsrichtungen generierten Bauteile zu vergleichen.

Es sind Untersuchungen zur Erzeugung von Wänden aus Einzelspuren übereinander durchzuführen. Die Wanduntersuchungen zielen hauptsächlich darauf ab, Prozessfenster für die unterschiedlichen Strahlprofile zu detektieren. Neben der Erfassung des Prozessfensters sind über die Wandbreite die theoretische Aufbauraten und die Effizienz der Laserenergieeinkopplung verschiedener Strahlprofile zu vergleichen. Im Vergleich zur Untersuchung mit Einzelspuren liegt der Vorteil von Wanduntersuchung daran, dass die undeutliche schwache Instabilität von Einzelspur durch Überlappung verdeutlicht werden kann. Zudem liegen die Einzelspuren direkt auf dem Substrat, wobei die Wärmeleitung und Benetzung viel von dem praktischen SLM-Prozess unterscheiden. Durch die Wanduntersuchung kann die mittlere Wandbreite als eine direkte Charakterisierung der Auflösung betrachtet werden. Außerdem können wie bei einer Einzelspuruntersuchung die Spurbreite und Einschmelztiefe der ersten Schicht bei der Wanduntersuchung ebenfalls zur Beschreibung der Schmelzbadform dienen.

4 Experimentelle Durchführung

In diesem Kapitel werden zunächst der Versuchsaufbau und die Prozessdurchführung vorgestellt. Anschließend sind die im Versuch verwendeten Strahlprofile darzustellen. Die Pulvereigenschaften werden anhand der Angabe von der Hersteller und der Messergebnisse im LHM beschrieben. Abschließend werden die Methoden zur Analyse vorgestellt.

4.1 Versuchsaufbau und Prozessdurchführung

Als Laserstrahlquelle wird der Nd:YAG-Festkörperlaser HL 4006D der Firma Trumpf im cw-Betrieb mit einer Hauptwellenlänge von $\lambda = 1064 \text{ nm}$, einer max. Leistung von $P_{max} = 4 \text{ kW}$ und einer Top-Hat-Intensitätsverteilung im Fokus verwendet. Abbildung 4.1 zeigt exemplarisch eine in [64] verwendete Strahlprofile, die aus der gleichen Laserquelle bzw. Anlage mithilfe konventioneller sphärischer Fokussierlinse im Fokus abgebildet wurde. Eine relativ homogene Intensitätsverteilung ist dabei gut zu erkennen.

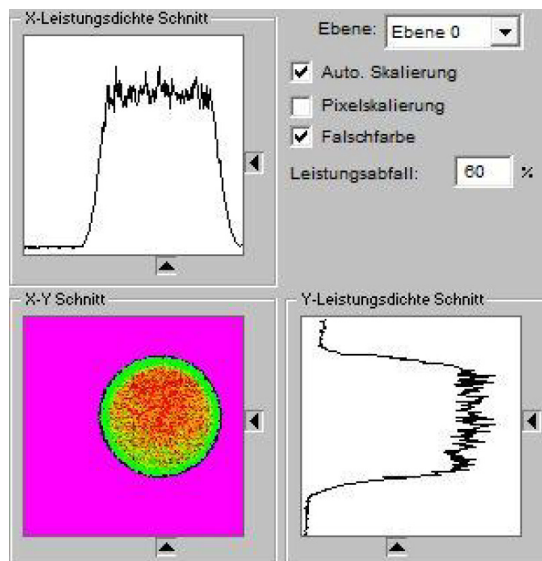


Abbildung 4.1: Gemessene Strahlprofil mit zirkularer Top-Hat-Intensitätsverteilung der gleichen Laserquelle bzw. Anlage [64].

Der Laserstrahl wird durch eine flexible Lichtleitfaser mit einem Durchmesser von 1 mm auf der Forschungsanlage geführt. Wie Abbildung 4.2 zeigt, wird die Lichtleitfaser auf der Faseraufnahme mit der Kollimationslinse angeschlossen, was dann mit dem Vierkantenrohr verbunden ist. In dem Vierkantenrohr sind zwei plankonvexe Zylinderlinsen mit bestimmtem Abstand positioniert. Der kollimierte Strahl wird zunächst von der ersten Zylinderlinse in einer Richtung (eindimensional, entlang x-Achse) fokussiert. Die zweite Zylinderlinse wird so orientiert, sodass sie den Strahl in der Richtung senkrecht zu der

ersten (entlang y-Achse) fokussiert. Die Abstände zwischen den Linsen werden durch Strahlvermessung bestimmt, sodass der Fokus in beiden Richtungen möglichst auf gleicher Ebene liegen. So entstehen im Gegensatz zum üblich zirkularen Strahl längliche elliptisch ähnliche Strahlformen (Abbildung 4.3). Der gesamte Bearbeitungskopf wird an einem 3-Achsentisch montiert und im Versuch durch diesen bewegt. Bezüglich der Ausrichtung der Hauptachsen von den verschiedenen Strahlformen erfolgt die longitudinale und transversale Bearbeitung jeweils entlang x-Achse und y-Achse.

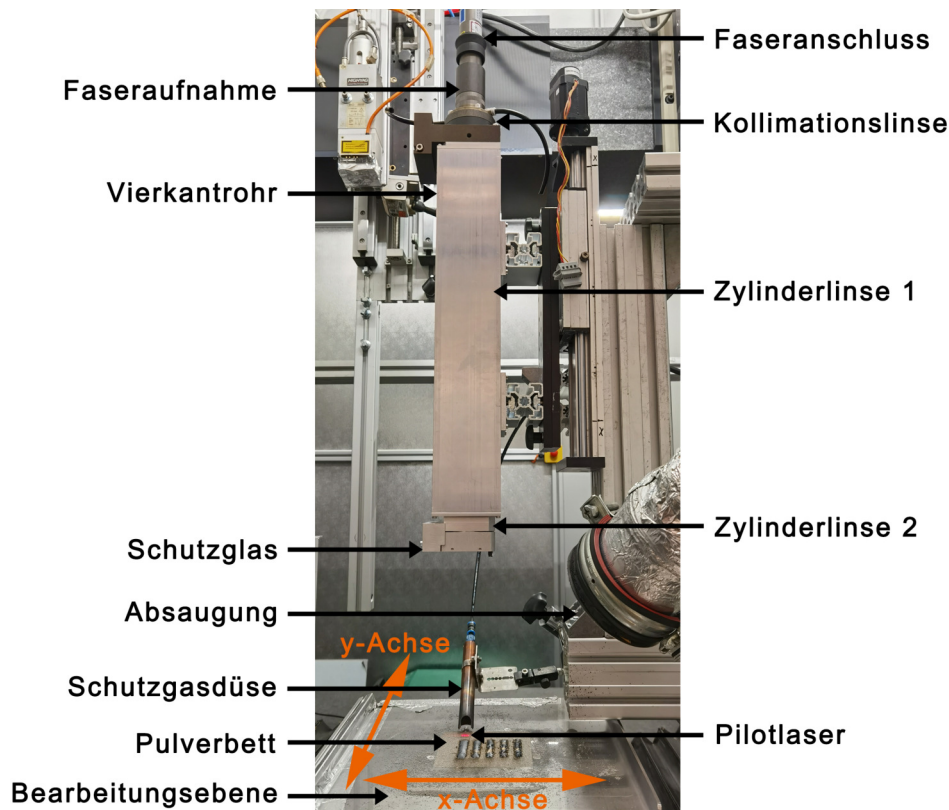


Abbildung 4.2: Darstellung des Versuchsaufbaus. Die longitudinale Bearbeitung erfolgt entlang x-Achse und die transversale entlang y-Achse.

Vor der Bearbeitung wird zunächst eine Substratplatte aus AISI 304 (1.4301) Edelstahl ($100 \times 100 \times 4 \text{ mm}$) auf einem absenkbaaren Achsentisch festgeschraubt und mit einer definierten Schichtdicke abgesenkt. Anschließend wird eine homogene Pulverschicht mithilfe einer Rakelel manuell auf dem Substrat aufgezogen. Nach der selektiven Bestrahlung wird das Substrat erneut abgesenkt und wieder mit Pulver beschichtet. Dieser Prozess wiederholt sich, bis die gesamte Struktur fertig gebaut wird. Bei den Untersuchungen mit Wänden wurden jeweils auf einer Substratplatte 5 Wände mit genügendem Abstand (15 mm) zueinander gebaut, sodass jede Wand nicht von anderen beeinflusst wurde. Jede Wand wurde aus insgesamt 10 Einzelspuren mit einer Länge von $l_s = 50 \text{ mm}$ übereinander gebaut, solange der Bauprozess nicht aufgrund zu starker Instabilität oder Prozessreaktion abgebrochen werden musste. Dazu wurde die bidirektionale Scanstrategie bei den benachbarten Schichten verwendet. Die Schutzgasdüse wird nah ober der Bearbeitungsebene befestigt. Im Versuch wurde Argon 4.6 mit einem

Durchfluss von ca. $17 \text{ L}/\text{min}$ als Schutzgas verwendet und entsprechend der bidirektionalen Bearbeitungsrichtung folgte die Strömung auch stechend bzw. schleppend. Nach der Bearbeitung wurde das restliche Pulver bei der Reinigung entfernt und die Proben mit dem Substrat abgeschraubt.

4.2 Verwendete Strahlprofile

Es wurden unterschiedliche Strahlformen mit insgesamt 4 verschiedenen Kombinationen aus Kollimationslinsen (k-68 mm und k-100 mm) und Zylinderlinsen (f-100 mm, f-200 mm und f-400 mm) erzeugt. Die Profile der entsprechenden Strahlformen wurden gemessen und sind in Abbildung 4.3 und Tabelle 4.1 zusammengefasst. Dabei sind die Profile (a), (c), (d) und (e) auf der Fokusebene und die Profile (b) mit einer Defokussierung von $\Delta z = +12 \text{ mm}$ aus (a) und (f) mit $\Delta z = +24 \text{ mm}$ aus (e) abgebildet. Mit diesen 6 Strahlprofilen bzw. Strahlformen wurden bezüglich der Verfahrrichtung des Laserstrahls Versuche in longitudinaler und transversaler Richtung durchgeführt (Abbildung 3.1). Die Strahlformen werden in dieser Arbeit mit Abkürzungen bezeichnet. Beispielsweise kann die Strahlform (a) mit der Linsenkombination k-68 + f-200 + f-100 in longitudinaler Richtung mit F21 und in transversaler Richtung entsprechend mit F12 bezeichnet werden.

| Strahlform | Abkürzung | Linsenkombination | d_x [mm] | d_y [mm] | A [mm ²] | Elliptizität |
|------------|-----------|-----------------------|------------|------------|------------------------|--------------|
| (a) | F21 | k-68 + f-200 + f-100 | 3,59 | 1,47 | 4,14 | 0,41 |
| (b) | F21z | k-68 + f-200 + f-100 | 3,51 | 1,93 | 5,33 | 0,55 |
| (c) | F41 | k-68 + f-400 + f-100 | 8,47 | 1,61 | 10,71 | 0,19 |
| (d) | F42 | k-68 + f-400 + f-200 | 8,35 | 3,02 | 19,81 | 0,36 |
| (e) | F42k | k-100 + f-400 + f-200 | 4,91 | 1,92 | 7,40 | 0,39 |
| (f) | F42kz | k-100 + f-400 + f-200 | 5,24 | 2,71 | 11,15 | 0,52 |

Tabelle 4.1: Gemessene Eigenschaften der verwendeten Strahlformen mit den Linsenkombinationen (Brennweiten von Kollimationslinse + Zylinderlinse 1 + Zylinderlinse 2 in mm) mit angegebenen Abkürzungen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. Hierbei entspricht die Länge der Hauptachse d_x die Strahllänge L und der Nebenachse d_y die Strahlbreite B .

Die Länge der Hauptachse d_x und Nebenachse d_y , die anhand der Methode des 2. Moments berechnet werden, sowie die Elliptizität (R_{\min}/R_{\max} bzw. d_y/d_x) werden direkt von den Messdaten abgelesen. Zur Berechnung der Fläche des Strahlquerschnitts werden die Strahlformen näherungsweise als Ellipsen betrachtet. Im Allgemeinen besitzen die Strahlformen F21, F42 und F42k eine typische elliptische Form und relativ homogene Intensitätsverteilung (Abbildung 4.3). Wie bei der zirkularen Top-Hat-Intensitätsverteilung (Abbildung 4.1) zeigen hierbei die Profile auch steile Kante an. Bei beiden Strahlformen F21z und F42kz, die durch Defokussierung abgebildet werden, ist eine Intensitätsabsenkung am Rand der Profile deutlich zu erkennen. Insbesondere ist es bei F42k sowohl in x- als auch in y-Richtung eine starke Abnahme der Intensität zu sehen, wobei

die Absenkung der Intensität bei F21z mit einer nahezu rechteckigen Form hauptsächlich in y-Richtung erfolgt. Außerdem ist bei F41 eine geringe Abnahme der Intensität am Rand sichtbar.

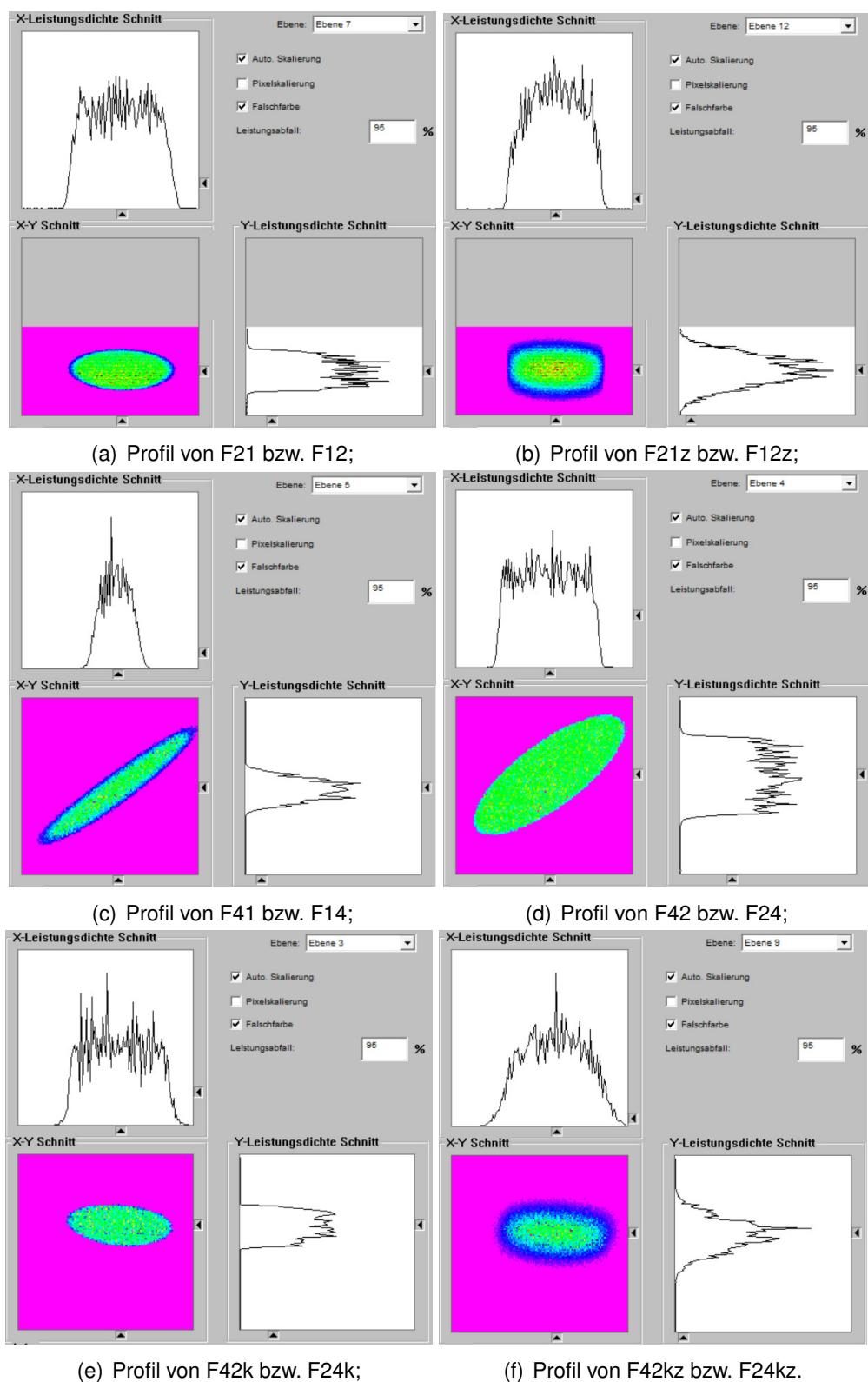


Abbildung 4.3: Gemessene Strahlprofile der im Versuch verwendeten Strahlformen mit den Linsenkombinationen aus Tabelle 4.1.

4.3 Pulvereigenschaften

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Untersuchungen mit zwei Pulver Amacast EA 300 und EA 450 der Firma ARTEKA durchgeführt, die sich lediglich von der Korngröße unterscheiden. Sie werden als Strahlmittel aus schmelzflüssigen Edelstahllegierung granuliert und mechanisch in praxis gerechte Korngröße aufbereitet [7]. Von der Firma wird für das EA 300 eine Korngröße von $0,2 - 0,4 \text{ mm}$ und für EA 450 $0,3 - 0,6 \text{ mm}$ angegeben. Weitere Eigenschaften sowie die chemische Zusammensetzungen nach Datenblatt der Firma sind in Tabelle 4.2 zusammengefasst.

| Elementgehalt in Massenanteil | |
|-----------------------------------|--------------------------|
| Cr | 16,00 – 20,00 % |
| Ni | 6,00 – 10,00 % |
| Si | ~ 3,0 % |
| Mn | ~ 2,0 % |
| C | ~ 0,25 % |
| Härte | ca. 20 HRC (220 HV) |
| Partikelform | rund |
| Kornform | kubisch |
| Mikrostruktur | homogen austenitisch |
| Schüttgewicht (je nach Korngröße) | ca. $4,8 \text{ g/cm}^3$ |

Tabelle 4.2: Eigenschaften von den im Versuch verwendeten Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 nach dem Datenblatt der Firma ARTEKA [7].

Bei den internen Untersuchungen im LHM wurden weitere Messungen für die Pulvermaterialien und die daraus gebauten Strukturen durchgeführt. Die EDX-Analyse und Härtemessung zeigen, dass das mit dem Pulver gebaute Volumenkörper ähnliche chemische Zusammensetzung und Härte wie das 1.4301 Stahl besitzt. Anhand des Schafflerdiagramms ist mit den Elementgehalten eine gute Schweißbarkeit für das Material abzuschätzen (Abbildung 2.28). Abbildung 4.4 stellt die gemessene Partikelgrößenverteilung beider Pulver dar [64]. Es wurde eine mittlere Korngröße von $d_{50} = 325,1 \mu\text{m}$ für das Pulver EA 300 und $d_{50} = 413,5 \mu\text{m}$ für EA 450 gemessen.

Bei EA 450 liegt der Hauptanteil der Korngröße ($\sim 95 \%$) in dem angegebenen Bereich von $0,3 - 0,6 \text{ mm}$, wobei ein sehr geringer Anteil von etwa 5% sowohl im Bereich $< 0,3 \text{ m}$ als auch im Bereich $> 0,6 \text{ m}$ detektiert wurde. So stimmt die gemessene Partikelgrößenverteilung mit der Angabe der Hersteller überein. Bei EA 300 liegt die gesamte Verteilung oberhalb $0,2 \text{ mm}$. In dem Bereich $> 0,4 \text{ mm}$ ist eine Abweichung der Korngröße von der Angabe ($0,2 - 0,4 \text{ mm}$) zu erkennen. Die Partikelgröße im Bereich $> 0,4 \text{ mm}$ besitzt einen Anteil von etwa 10% , wobei der Anteil im Bereich $0,4 - 0,5 \text{ mm}$ von ca. 8% nicht zu vernachlässigen ist. So besitzt das Pulver EA 300 bezüglich der gemessenen Partikelgrößenverteilung eine tatsächliche Korngröße von $0,2 - 0,5 \text{ mm}$. Das heißt auch, dass die Breiten der Partikelgrößenverteilung beider Pulver, welche mit

der Schüttdichte verbunden ist, vergleichbar sind.

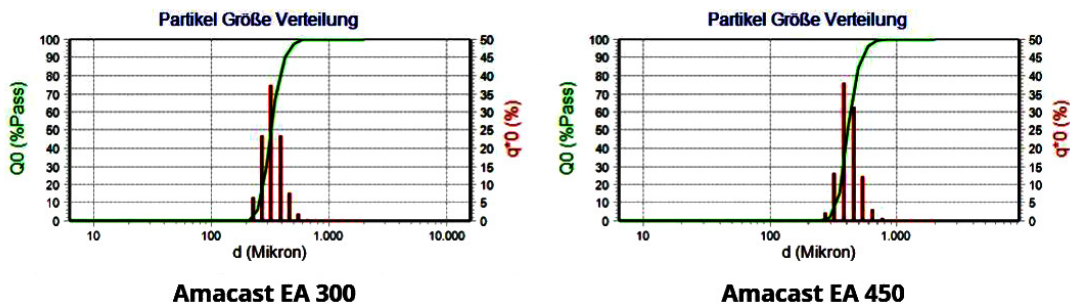


Abbildung 4.4: Gemessene Partikelgrößenverteilungen von den Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 [64].

Von den REM-Aufnahmen beider Pulver ist eine sphärische Form der meisten Partikel zu sehen (Abbildung 4.5). Daneben sind länglich gerundete Partikel ersichtlich, welche Grund für die Abweichungen der gemessenen Partikelgrößenverteilung von den angegebenen Korngrößen sein können. Zusätzlich sind sehr kleine Körner, die an den Partikeln anhaften, beobachtbar. Es ist bezüglich der sphärischen Partikelform eine gute Fließfähigkeit beider Pulver zu vermuten, was durch die Messung der Fließeigenschaften beider Pulver in den Voruntersuchungen von [64] bestätigt wird. Wie in Abschnitt 2.2.2 beschrieben, sind beide Pulver mit sphärischer Partikelform und guter Fließfähigkeit für den SLM-Prozess geeignet.

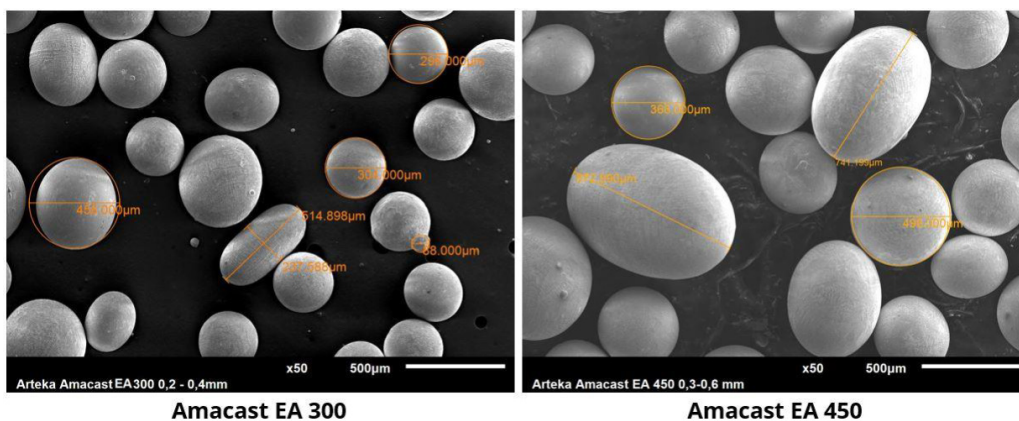


Abbildung 4.5: REM-Aufnahmen von den Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 mit stichprobenartiger Ausmessung einiger Partikel [64].

Im Allgemeinen unterscheiden sich beide Pulver hinsichtlich der Partikelgrößenverteilung, der Partikelform und der Fließfähigkeit nur wenig voneinander. Der Hauptunterschied an der Korngröße kann die Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Pulver sowie die Prozessantwort wie z.B. die Verdampfung, die Spritzerbildung und die Schmelzbaddynamik beeinflussen. Außerdem können die Poren in Pulverpartikeln, die am Querschliff der Partikel beobachtet wurden (Abbildung 4.6) [64], zu Prozessinstabilitäten bzw. Fehler im Bauteil führen.

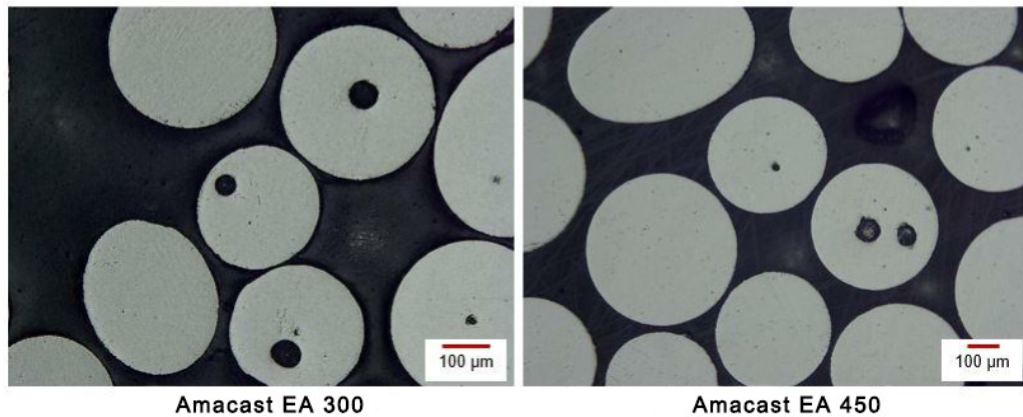


Abbildung 4.6: Darstellung der Querschliffe von den Pulvern Amacast EA 300 und EA 450 mit sichtbaren Poren innerhalb der Partikeln [64].

4.4 Methoden zur Analyse

Um die Analyse der Wandbreite und Schmelzbanengeometrie zu ermöglichen, werden Querschliffe von den ausgewählten Wandstrukturen angefertigt. Dazu werden die Proben zur metallografischen Präparation mittig geschnitten und in kaltaushärtendes transparentes Epoxidharz eingebettet. Nach den in Tabelle 4.3 angegebenen Verfahrensschritten werden die eingebetteten Proben mit einer halbautomatischen Präparationsmaschine (Tegramin-25, Struers) präpariert. Die Querschnitte der Wandstrukturen werden mit einem Laserscanningmikroskop (Olympus LEXT OLS4100) dokumentiert. Dabei werden mithilfe der Stitchingfunktion des Mikroskops ein gesamtes Querschliffbild aus Einzelbilder mit 5-facher Vergrößerung zusammengesetzt. Basierend auf den Querschliffbildern werden die Spurbreite, die Wandbreite und die Einschmelztiefe mittels eines Bildanalyseprogramms (ImageJ) bestimmt (siehe Abschnitt 5.1). Zur Analyse der Mikrostruktur werden die Proben anschließend mit einem Farbätzmittel (nach Beraha 1) behandelt, um das Grobkorn und Gefüge sichtbar zu machen. Die Stammlösung für Beraha 1 enthielt 24 g Ammoniumbifluorid, 1000 ml destilliertes Wasser und 200 ml konzentrierte Salzsäure. Mit 1 g Kaliumdisulfit pro 100 ml Stammlösung wurden die Proben

| Schritt | Unterlage | Suspension | Schmiermittel | Zeit (min) |
|---------|-----------------|---------------|---------------|------------|
| 1 | SiC Folie #320 | | Wasser | 2:00 |
| 2 | SiC Folie #800 | | Wasser | 2:00 |
| 3 | SiC Folie #1200 | | Wasser | 2:00 |
| 4 | SiC Folie #4000 | | Wasser | 2:00 |
| 5 | Nap | DiaDuo-2 1 µm | | 3:00 |
| 6 | Chem | OP-S | | 5:00 |

Tabelle 4.3: Verfahrensschritte bei der metallografischen Schliffpräparation.

für etwa 15 bis 20 s geätzt. Die Dokumentierung von Mikrostrukturen erfolgte mit einem digitalen Lichtmikroskop (Keyence VHX-700F) mit einer Vergrößerung bis 1000-fach. Danach wurden die geätzten Proben wieder poliert und die Härtemessung wurde mit einem Härtemessgerät nach Vickers (Shimatsu) durchgeführt.

5 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen präsentiert und diskutiert. Die Wände werden hinsichtlich der Kontinuität, Regelmäßigkeit und Stabilität mit einem Bewertungskriterium klassifiziert und durch die Querschliffe charakterisiert. Zuerst sind die Ergebnisse hinsichtlich der Makrostruktur und des Prozessfensters jeder Strahlform sowohl in longitudinaler als auch in transversaler Bearbeitungsrichtung separat zu präsentieren. Die verschiedenen Strahlformen werden anschließend bezüglich vergleichbarer Strahlbreite eingeordnet und miteinander verglichen, wodurch die Einflüsse von Strahlbreite, Strahllänge und Intensität auf die Prozessstabilität, die Aufbaurrate und Energieeffizienz diskutiert werden. Abschließend kommt eine exemplarische Gegenüberstellung der Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaft (Härte) von den Wänden mit longitudinal und transversal elliptischen Strahlformen.

Wie im Abschnitt 2.5 schon beschrieben, ist bei Einzelstrahlbearbeitung eine physikalische Grenze vor auszusehen, aufgrund deren sich die Laserleistung und Geschwindigkeit nicht unlimitiert erhöhen lassen. So erfolgte im Versuch die Parameterwahl mit dem Ziel, sich möglichst an diese Grenze zu nähern. Die Versuche wurden zuerst mit einem Pulver von geringen Geschwindigkeiten und Leistungen ausgegangen und diese wurden schrittweise erhöht. Beim Erreichen der entsprechenden physikalischen Grenze oder der anlagenseitigen Grenze (z.B. Erreichen der max. Leistung oder der Zerstörungsgrenze des Schutzglases aufgrund zu starker Prozessreaktion) wurde das Pulver gewechselt und mit den Grenzparametern bearbeitet.

Mit den 6 vorgestellten Strahlformen wurden Versuche mit den zwei Pulvern in longitudinaler und transversaler Bearbeitungsrichtung durchgeführt. Nach den Kenntnissen der Untersuchungen von [64] wurden Geschwindigkeiten zuerst in der Nähe von $v = 40 \text{ mm/s}$ gewählt und mit Anpassung der Leistung bis $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ über 100 mm/s ($\Delta v = 10 \text{ mm/s}$) erhöht. Die Pulverschichtdicke wurde zunächst bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ gehalten und bei bestimmten Parametern auf $1,0 \text{ mm}$ erhöht. Diese Vorgehensweise beruht darauf, dass der Prozess mit höherer Pulverschichtdicke instabiler wird. Daher ist es sinnvoller, die Pulverschichtdicke erst bei relativ bekanntem Prozessfenster zu erhöhen. Alle andere Prozessbedingungen sowie der Durchfluss des Schutzgases (Argon 4.6) wurden dabei identisch gehalten.

5.1 Klassifizierung und Charakterisierung von den Wänden

Die Wände werden hinsichtlich der Kontinuität, der Regelmäßigkeit der Wandhöhe und Wandbreite anhand einem Bewertungskriterium bewertet. Wie in Abbildung 5.1 exem-

plarisch gezeigt, werden die Wände in folgenden Kategorien klassifiziert:

- **Humping (H):** Als **Humping** werden die kontinuierlichen Wände mit deutlich sichtbare Überhöhungen an der Wandhöhe bewertet. An den Wänden ist kein signifikanter Bindefehler sowie Hohlräume oder Abbruch zu sehen.
- **Stabil (S):** Die Wände besitzen regelmäßige Breite und Höhe und es ist mit guter Kontinuität kein Bindefehler beobachtbar.
- **Einschnürung (E):** Mit **Einschnürung** werden die Wände aus Grenzparametern zwischen **Stabil** und **Balling** bzw. **Humping** bezeichnet. Die Wände sind relativ regelmäßig. Jedoch ist es auch kleine Unregelmäßigkeiten sowie Einschnürungen an der Breite und Überhöhungen, oder kleine Hohlräume gut erkennbar.
- **Balling (B):** Ähnlich wie beim **Humping** ist beim **Balling** die unregelmäßige Wandhöhe deutlich zu erkennen. An den Wänden sind Bindefehler sowie Abbruch und Hohlräume deutlich sichtbar. Im Extremfall zerfällt die Schmelzbahn mit schlechter Kontinuität in einzelnen Segmente.

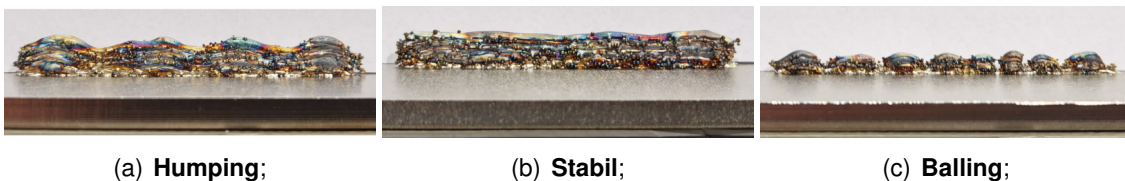


Abbildung 5.1: Exemplarische Darstellung des Bewertungskriteriums von Wänden.

Zu beachten ist, dass in dieser Arbeit der Unterschied der Entstehungsursache zwischen Humping-Effekt und Balling-Effekt nicht nachgewiesen wird. Hierbei zeigen beide Effekte der Kategorie **Humping** und **Balling** deutliche Prozessinstabilität auf. Ziel dieser Klassifikation ist, die Instabilität aufgrund fehlender Energieeinträge und die Instabilität trotz genügender Energieeinträge zu unterscheiden. Diese Klassifikation basiert lediglich auf der makroskopischen Regelmäßigkeit der Wände ohne Betrachtung der Querschliffe (z.B. Schmelzbadform, Einschmelztiefe, Wandbreite). Im Folgenden werden die Ergebnisse der Klassifikation mit den jeweiligen Strahlformen in Tabellen in Abhängigkeit von der Leistung P und Geschwindigkeit v zusammengestellt. Hinsichtlich der Klassifikation der Wände werden die Zellen mit verschiedenen Farben und Buchstaben gekennzeichnet.

Mit dem üblichen Probenpräparationsprozess (siehe Abschnitt 4.4) wurden die Proben in der Mitte getrennt, in Epoxidharz eingebettet, geschliffen und poliert, um die Querschliffe zu beobachten. Die Wände mit starker Unregelmäßigkeit und schlechter Kontinuität werden auf Anfertigung von Querschliffen verzichtet. Wie in Abbildung 5.2 gezeigt, werden an allen angefertigten Querschliffen die Einschmelztiefe d_E und die Spurbreite b_{W0} gemessen. Anhand dieser zwei Größen lässt sich die Schmelzbadform der ersten

Spur grob beschreiben. Für die Wände mit optimaler Regelmäßigkeit, die als **Stabil** klassifiziert sind, werden die Wandbreite an verschiedenen Stellen mit konstantem Abstand gemessen. Aus der Spurbreite b_{W0} und den Wandbreiten b_{W1-6} werden die mittlere Wandbreite b_W sowie die Standardabweichung ermittelt. Weiterhin sind aus den Werten und Parametern die relevante Größe wie z.B. das Einschmelztiefe-Spurbreite-Verhältnis, die theoretische Aufbaurrate sowie die Energiedichte zu ermitteln. Da im Rahmen dieser Arbeit nur Wanduntersuchungen durchgeführt wurden, werden zur Berechnung der Aufbaurrate ein theoretischer (horizontaler) Überlappungsgrad von 30 % angenommen. Das heißt, dass der Hatchabstand h_S in der Formel 2.3 durch $0,7 \cdot b_W$ ersetzt wird.

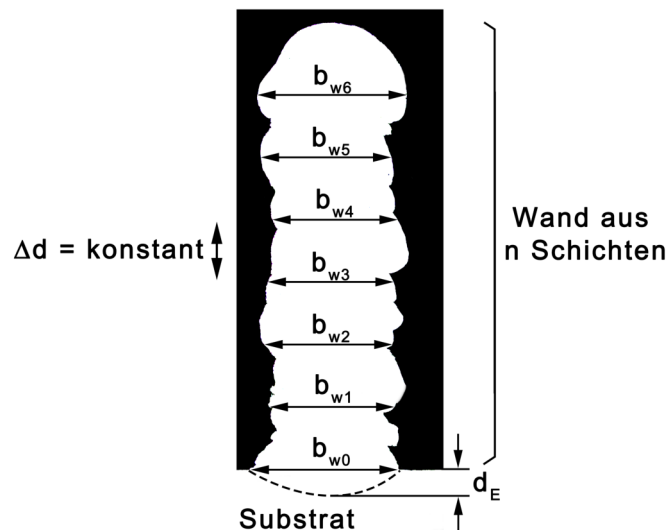


Abbildung 5.2: Schematische Darstellung der Messung von Einschmelztiefe d_E , Spurbreite b_{W0} und mittlerer Wandbreite b_W .

Zur Charakterisierung der Mikrostruktur werden die Querschliffe mit einem Farbätzmittel behandelt. Die Mikrostrukturanalyse erfolgte im Bereich zwischen benachbarten Grenzflächen der Schmelzbäder (WEZ), der die gesamte Struktur aus wiederholenden wiederumgeschmolzenen und erstarrten Bereichen repräsentiert. Dabei wurde hauptsächlich der Bereich in der Nähe der zweiten Spur betrachtet, da die erste Spur teilweise aus umgeschmolzenem Substrat besteht und ein genauer Unterschied der chemischen Zusammensetzung zwischen dem und Pulvermaterial noch unklar ist. Eine Härtemessung nach Vickers wurde nach der Mikrostrukturanalyse in der Mittellinie entlang der Baurichtung durchgeführt.

Außerdem wurden die Prozessreaktionen sowie Bildung von Dampfackel, Spritzer und Schmauch während dem Bearbeitungsprozess durch das Laserschutzfenster beobachtet und protokolliert. Das dient als eine subjektive Bewertung der Prozessreaktion und der Wechselwirkung zwischen Laserstrahl und Pulver bzw. Bauteil. Zu erwähnen ist, dass zur Charakterisierung von Spritzer die von der bestrahlenden Stelle herausgeworfene glühende Partikel während dem Prozess beobachtet wurden. Das heißt, dass lediglich die heiße Prozessauswürfe betrachtet wurden (siehe Abschnitt 2.4.5). Kalte

Pulverpartikel waren unter der experimentellen Umgebung durch das Laserschutzfenster kaum wahrnehmbar und wurden daher nicht protokolliert.

5.2 Generierung von Wänden mit longitudinal elliptischen Strahlformen

Bei der Generierung von Wänden mit longitudinal elliptischen Strahlformen erfolgte die Bearbeitungsrichtung jeder Einzelspur entlang der Hauptachse (x -Achse) (Abbildung 4.2). Der Bearbeitungskopf wurde bei der bidirektionalen Bearbeitung entsprechend nach $(+x)$ - oder $(-x)$ -Richtung durch das programmierte Achsensystem bewegt. So erfolgte die Schutzgasströmung stechend oder schleppend.

5.2.1 Charakterisierung der Prozessreaktion

Tabelle 5.1 fasst alle in longitudinaler Richtung durchgeführte Versuche mit Charakterisierung der Prozessreaktionen zusammen. So werden die Prozessreaktionen hinsichtlich der Ausprägung in 4 Stufen bewertet. Schwache oder fast keine Ausprägung werden als für den Bearbeitungsprozess geeignet und starke Ausprägung als unerwünscht betrachtet.

Generell wurden bei allen Versuchen herausgeworfene glühende Partikel beobachtet. Darüber hinaus entstanden während dem Prozess zufällige starke Fackel und Spritzer, die vermutlich auf die inhomogene Pulvereigenschaften oder die auf dem Pulverbett liegende Spritzerpartikel zurückzuführen sind. Da die Schutzgasdüse während der Bearbeitung befestigt wurde, erfolgte die Schutzgasströmung entsprechend der bidirektionalen Bearbeitung auch stechend und schleppend. Im Versuch wurde beobachtet, dass die Fackel bei stechender Gasströmung stärker ausprägte.

Im Allgemeinen waren die Prozessreaktionen mit ähnlichen Prozessparametern bei erhöhter Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ schwächer als bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$. Während dem Versuch erfolgte die Protokollierung der Prozessreaktion jeweils für eine gesamte Probe, auf der 5 Wandstrukturen mit verschiedenen Geschwindigkeiten eingerichtet wurden. Es wurde üblich mit steigender Geschwindigkeit eine Verringerung der Ausprägung von Prozessreaktionen wahrgenommen.

Die Intensität spielt bei der Ausprägung von Prozessreaktionen eine große Rolle. Allgemein wurde es bei einer Intensität von $I_0 \leq 40 \text{ kW/cm}^2$ schwache oder leichte Ausprägung von Prozessreaktionen beobachtet. Beispielsweise waren bei den Strahlformen F41 und F42 nur kleine Dampfackel und geringe Spritzer und Schmauch zu sehen. Bei F21 und F21z waren die Prozessreaktionen mit geringer Intensität unter 40 kW/cm^2 ebenfalls relativ schwach (Tabelle 5.1).

Die stärkste Ausprägung wurde bei der Strahlform F42k beobachtet. Im Versuch wurde hohe Fackel und starke Spritzer fast in allen Richtungen beobachtet. An dem Schutz-

| P | I_0 | v | EA 300 | | | EA 450 | | |
|--|-------|--------|--------|---------------------|----------|--------|-------------------------|----------|
| | | | Fackel | Spritzer | Schmauch | Fackel | Spritzer | Schmauch |
| Strahlform F21 ($3,59 \times 1,47 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 3,0 | 72,38 | 70-110 | -- | -- | -- | | | |
| 2,5 | 60,32 | 60-100 | - | - | - | - | - | - |
| 2,0 | 48,25 | 40-80 | + | + | - | + | - | + |
| 1,5 | 36,19 | 30-70 | ++ | ++ | + | | | |
| 1,0 | 24,13 | 30-70 | ++ | ++ | ++ | | | |
| Strahlform F21 ($3,59 \times 1,47 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 3,0 | 72,38 | 30-70 | | | | -- | -- | -- |
| Strahlform F21z ($3,51 \times 1,93 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 3,5 | 65,61 | 70-110 | - | + | - | - | + | - |
| 3,0 | 56,24 | 60-100 | - | + | - | - | + | - |
| 2,5 | 46,86 | 60-100 | - | + | - | | | |
| 2,0 | 37,49 | 50-90 | + | + | - | | | |
| Strahlform F21z ($3,51 \times 1,93 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 3,0 | 56,24 | 30-70 | | | | - | - | -- |
| Strahlform F41 ($8,47 \times 1,61 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 3,5 | 32,68 | 60-110 | | | | + | - | + |
| 3,0 | 28,01 | 50-90 | + | - | + | ++ | - | ++ |
| 2,5 | 23,34 | 40-80 | ++ | + | ++ | ++ | + | ++ |
| 2,0 | 18,67 | 40-80 | | | | ++ | + | ++ |
| 1,5 | 14,01 | 30-70 | | | | ++ | + | ++ |
| Strahlform F42 ($8,35 \times 3,02 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | 60-100 | + | + | - | + | + | ++ |
| 3,5 | 17,67 | 50-90 | | | | + | + | ++ |
| 3,0 | 15,15 | 40-80 | | | | ++ | + | ++ |
| 2,5 | 12,62 | 30-70 | | | | ++ | + | ++ |
| Strahlform F42 ($8,35 \times 3,02 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | 30-100 | - | - | - | + | - | + |
| Strahlform F42k ($4,91 \times 1,92 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | 90-130 | -- | -- | -- | -- | -- | -- |
| 3,5 | 47,27 | 70-110 | | | | -- | - | -- |
| 3,0 | 40,52 | 60-100 | | | | - | - | - |
| Strahlform F42k ($4,91 \times 1,92 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | 50-100 | -- | -- | -- | -- | -- | -- |
| 3,5 | 47,27 | 30-90 | | | | -- | - | -- |
| 3,0 | 40,52 | 30-70 | | | | - | - | + |
| Strahlform F42kz ($5,24 \times 2,71 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | 70-110 | - | - | - | - | - | + |
| Strahlform F42kz ($5,24 \times 2,71 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | 50-90 | - | - | - | - | - | - |
| | | | -- | starke Ausprägung | | - | ersichtliche Ausprägung | |
| | | | + | schwache Ausprägung | | ++ | fast keine Ausprägung | |

Tabelle 5.1: Übersicht in longitudinaler Bearbeitungsrichtung durchgeführter Versuche mit beiden Pulvern und den zugehörigen Parametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit Charakterisierung von Prozessreaktionen.

glas waren nach dem Prozess kleine beschädigte Flecke sichtbar, die vermutlich durch die Spritzer verursacht wurden. Mit vergleichbaren Intensitäten wurde es bei F42k stärkere Prozessreaktionen im Vergleich zu F21 und F21z beobachtet. Bei der Strahlform F42kz wurde die Prozessreaktion bei relativ geringer Intensität von $I_0 = 35,86 \text{ kW/cm}^2$ als ersichtliche Ausprägung protokolliert. Das kann auf die tatsächliche Intensitätsverteilung des Profils zurückführen. Mit einer deutliche Intensitätsabsenkung am Rand des Profils war die Intensität in der Mitte vermutlich größer als der berechnete Wert, was zur stärkeren Prozessreaktion führte.

5.2.2 Makrostruktur

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Makrostruktur jeder longitudinal elliptischen Strahlform zuerst durch die Tabelle mit Klassifikation präsentiert, um das Prozessfenster zu veranschaulichen. Die Fotos von den Wänden werden exemplarisch dargestellt. Außerdem werden die Querschliffbilder von den Wänden mit den Grenzparametern gezeigt. Zur groben Beschreibung der Schmelzbadform werden die Diagramme von Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v erstellt. Einige besondere Phänomene sind ebenfalls zu beschreiben und diskutieren.

Ergebnisse mit der Strahlform F21 ($L \times B = 3,59 \times 1,47 \text{ mm}$)

Stabile Wand ist mit der kleinsten Strahlform F21 in dem untersuchten Parameterbereich kaum vorhanden (Tabelle 5.2). Auch die besten Ergebnisse mit relativ gute Regelmäßigkeit bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ können aufgrund kleiner Überhöhung oder Bindefehler (Hohlräume) nur als **Einschnürung** klassifiziert werden. Zudem ist mit dieser Strahlform eine Erhöhung der Leistung über $2,5 \text{ kW}$ sehr beschränkt,

| P [kW] | I_0 [kW/cm ²] | v [mm/s] | | | | | | | | |
|-----------------------------------|--------------------------------|------------|----|----|----|----|----|----|-----|-----|
| | | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 | 100 | 110 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | |
| 3,0 | 72,38 | | | | | H | H | H | H | H |
| 2,5 | 60,32 | | | | H | H | H | H | B | |
| 2,0 | 48,25 | H | H | H | E | B | B | B | | |
| 1,5 | 36,19 | H | E | E | B | B | | | | |
| 1,0 | 24,13 | E | B | B | B | B | | | | |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | |
| 2,5 | 60,32 | | | | H | E | E | B | B | |
| 2,0 | 48,25 | | H | E | H | E | B | | | |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | |
| 3,0 | 72,38 | H | H | B | B | B | | | | |

Tabelle 5.2: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F21 mit den Kennzeichnungen: H (rot) für **Humping**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

da mit einer kleinen Strahlfläche die Intensität so hoch war, sodass die Prozessreaktion sehr stark ausprägte. Bei den Linsenkombinationen mit der Zylinderlinse f-100 war der Bearbeitungsabstand zwischen Schutzglas und Bearbeitungsebene relativ gering (ca. 78 mm), somit die Optik gefährdet wurde. Aus diesem Grund wurde der Prozess bei EA 300 und $P = 3,0\text{ kW}$ zum Schutz von Optik nach 2 Schichten abgebrochen. Auch wegen des Prozessabbruchs war es bei der Klassifikation der Schmelzspuren statt Wandstruktur eine klare Unterscheidung zwischen **Humping** und **Balling** schwierig. Hierbei deutet die Klassifikation von **Humping** nur auf ersichtliche Unregelmäßigkeit ohne deutliche Hohlräume hin.

Versuch mit erhöhter Pulverschichtdicke auf $1,0\text{ mm}$ wurde nur mit dem Pulver EA 450 durchgeführt. Während dem Prozess wurde sehr starke Prozessreaktion beobachtet, was zur Beschädigung des Schutzglases führte. Die Unregelmäßigkeit und die Überhöhungen waren so stark, sodass der Pulveraufzug schwer behindert wurde und der Prozess abgebrochen werden musste (Abbildung 5.3). Daher wurde es auf weiteren Versuch der Pulverschichtdicke mit dem Pulver EA 300 verzichtet.

Abbildung 5.3 zeigt die Wände mit der Strahlform F21 mit den entsprechenden Parametern aus beiden Pulvern. In den Bildern werden die Klassifikation der Wände gekennzeichnet. Am Beginn und Ende der Wände sind Überhöhungen ersichtlich, die sich mit steigender Geschwindigkeit wenig verringern. Dieses spezifische Phänomen wird in

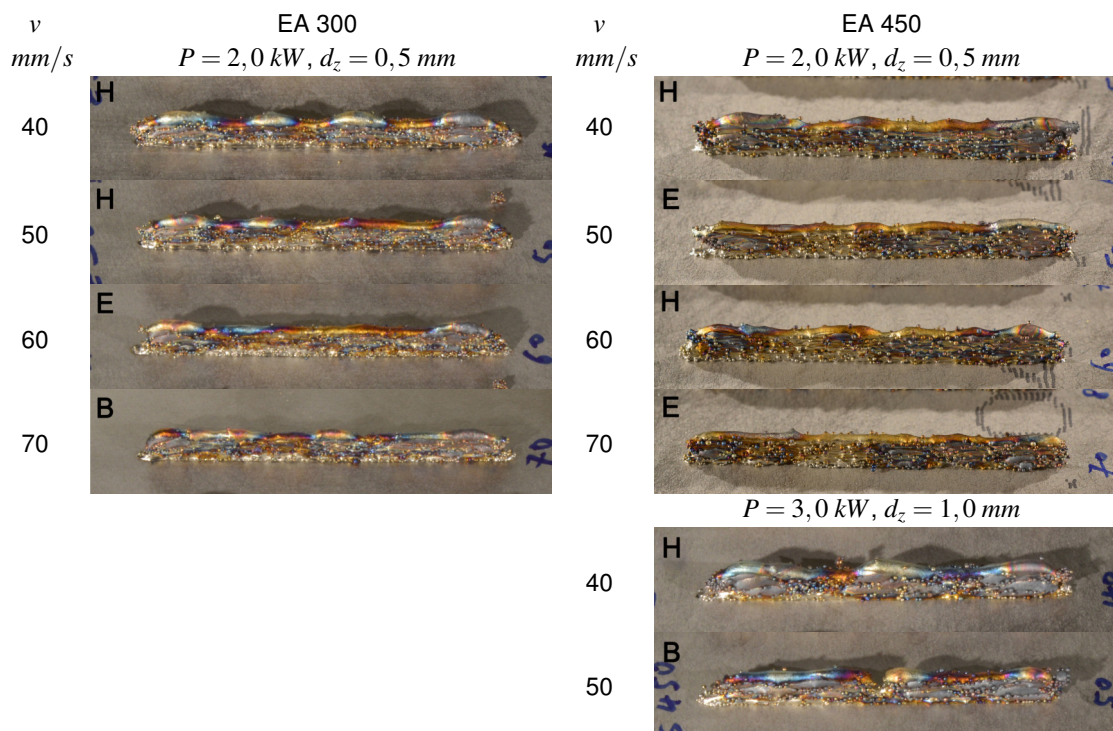


Abbildung 5.3: Erzeugte Wände mit der Strahlform F21 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

dem folgenden Abschnitt beim Präsentieren der Ergebnisse mit der Strahlform F42k zusammen diskutiert. Es ist mit steigender Geschwindigkeit ein Übergang von **Humping** über **Einschnürung** zu **Balling** zu erkennen. Mit $v = 40 \text{ mm/s}$ sind die Überhöhungen insbesondere bei EA 300 deutlich zu sehen, die sich mit erhöhter Geschwindigkeit verringern. So werden die Wände mit $v = 60 \text{ mm/s}$ aus EA 300 und 50 mm/s und 70 mm/s aus EA 450 mit besserer Regelmäßigkeit als **Einschnürung** klassifiziert. Bei höheren Geschwindigkeiten, z.B. bei EA 300 ab 70 mm/s sind Bindefehler wie Hohlräume an der Wand zu beobachten, die daher als **Balling** klassifiziert wird. Dieses Phänomen des Übergangs von **Humping** über **Einschnürung** zu **Balling** kann als indirekte Stütze der Unterscheidung zwischen **Humping** und **Balling** bei der Klassifikation betrachtet werden. Im Vergleich zu dem Pulver EA 300 zeigen die Wände aus EA 450 eine wenig bessere Regelmäßigkeit. Allgemein sind Anlassfarben an den Wänden ersichtlich.

Abbildung 5.4 stellt die am Querschleif gemessene Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E als Funktion der Geschwindigkeit v in Diagrammen dar. Eine allgemeine Verringerung von Spurbreite und Einschmelztiefe ist mit steigender Geschwindigkeit und abnehmenden Energieeinträgen ersichtlich. Alle gemessene Einschmelztiefe, auch die aus der Kategorie **Humping**, besitzen einen relativ kleinen Wert von $d_E \leq 0,3 \text{ mm}$. Mit einem Einschmelztiefe-Spurbreite-Verhältnis von $d_E/b_{W0} < 0,2$ ist hierbei das Keyhole-Modus ($d_E/b_{W0} > 0,8$) erst auszuschließen [127] [145]. Die Einschmelztiefe fast aller Wände mit der Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ aus der Kategorie **Balling** liegt unter $0,15 \text{ mm}$. Das deutet auf ungenügendes Aufschmelzen (lack of fusion) und folglich fehlende Benetzung bei geringen Energieeinträgen hin und ist vermutlich die Hauptursache dieser Unregelmäßigkeit.

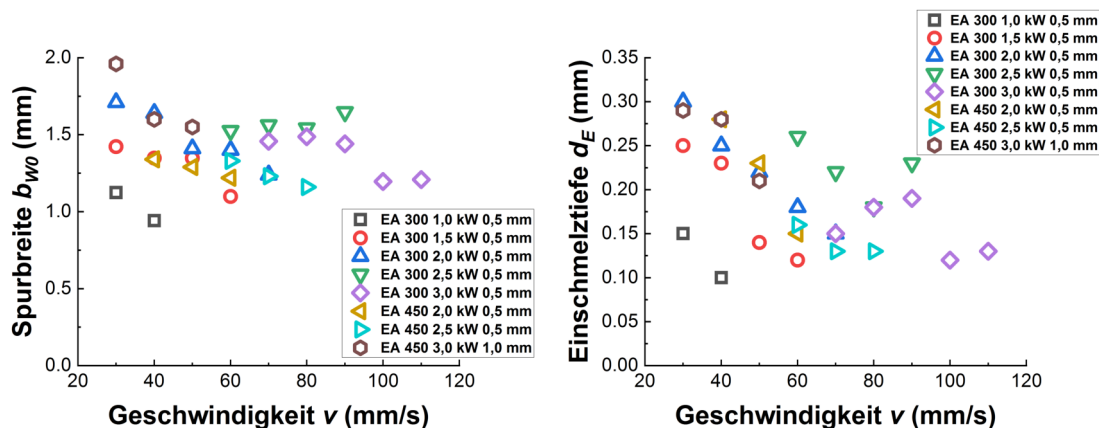


Abbildung 5.4: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F21 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

Im Allgemeinen nehmen die Spurbreite und Einschmelztiefe bei beiden Pulvern und $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit erhöhter Leistung zu (Abbildung 5.4). Eine Ausnahme ist bei EA 300 bei $P = 2,5 \text{ kW}$ zu erkennen, wobei die Spurbreite und Einschmelztiefe deutlich größer als bei $3,0 \text{ kW}$ sind. Diese ist auf das inhomogene Pulverbett bei der ersten Spur zurück-

zuführen. Beim Auftragen der ersten Pulverschicht lag es aufgrund kleiner Absenkung der Substratplatte und geringer Masse der Pulverpartikel insbesondere bei dem Pulver EA 300 Schwierigkeit zur Homogenisierung des Pulverbetts vor. Vermutlich wurde es bei dieser Probe eine kleine Pulverschichtdicke erstellt, sodass mehr Energie in das Substrat eindrang. Außerdem ist bei EA 300 eine größere Spurbreite mit identischen Parametern als bei EA 450 zu erkennen, welche bei hohen Leistungen $\geq 2,0 \text{ kW}$ die Strahlbreite von $B \approx 1,5 \text{ mm}$ überschreitet. Dieser Unterschied lässt sich zum einen mit den tatsächlichen Pulverschichtdicken der ersten Spur bei beiden Pulvern erklären. Obwohl es mit gleichem Wert eingestellt wird, hängt die tatsächlich manuell aufgezoogene Pulverschichtdicke stark von den Pulvereigenschaften sowie die größte Korngröße ab. Vermutlich war die Pulverschichtdicke der ersten Spur bei EA 450 aufgrund größerer Korngröße höher als EA 300, was zu einem geringeren Aufschmelzen des darunterliegenden Substrat führt. Zum anderen kann die thermischen Eigenschaften beider Pulver eine Rolle spielen, welche die Energieeinkopplung beeinflussen und diesen Unterschied verursachen.

Ergebnisse mit der Strahlform F41 ($L \times B = 8,47 \times 1,61 \text{ mm}$)

Mit einer vergleichbaren Strahlbreite B und verlängerten Strahlform gegenüber F21 ist bei F41 mit der Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ bei beiden Pulvern keine stabile Wand in dem untersuchten Parameterbereich vorhanden (Tabelle 5.3). Dabei ist mit einer vergrößerten Strahllänge L (2,4-fach von F21) eine Verschlechterung der Prozessstabilität im Vergleich zu F21 sowohl durch den schwer behinderten Pulveraufzug während des Prozesses als auch durch die entstandene unregelmäßige Makrostruktur zu erkennen (Abbildung 5.5 und 5.3). Auf Versuche mit höherer Pulverschichtdicke von $1,0 \text{ mm}$ wurde es daher verzichtet.

| P | I_0 | $v \text{ [mm/s]}$ | | | | | | | | | |
|-----------------------------------|-------|--------------------|-------------|----|----|----|----|----|----|----|-----|
| | | $[kW]$ | $[kW/cm^2]$ | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 | 100 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | |
| 3,0 | 28,01 | | | H | H | H | H | B | B | B | |
| 2,5 | 23,34 | | H | H | H | H | B | | | | |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | |
| 3,5 | 32,68 | | | | | B | B | B | B | B | |
| 3,0 | 28,01 | | | H | H | B | B | B | | | |
| 2,5 | 23,34 | | H | E | B | B | B | | | | |
| 2,0 | 18,67 | | H | B | B | B | B | | | | |
| 1,5 | 14,01 | H | B | B | B | B | | | | | |

Tabelle 5.3: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F41 mit den Kennzeichnungen: H (rot) für **Humping**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

In dieser Arbeit wurde keine quantitative Messung für die Makroskopische Morphologie durchgeführt. Bei großen Unterschieden lässt sich die Stärke der Unregelmäßigkeiten direkt durch die Fotos von Wänden qualitativ beurteilen. Im Vergleich zu EA 300 zeigt

das Pulver EA 450 geringere Überhöhungen und Unregelmäßigkeiten (Abbildung 5.5). Relativ gute Ergebnisse sind nur bei geringer Leistung von $2,5 \text{ kW}$ vorhanden. Dabei ist eine Verringerung der Überhöhung und Unregelmäßigkeit mit zunehmender Geschwindigkeit zu beobachten. Eine Erhöhung der Leistung auf $3,0 \text{ kW}$ zeigt keine signifikante Verbesserung der Regelmäßigkeit oder führt sogar zu einer Verschlechterung bei EA 450. Bei $P = 3,5 \text{ kW}$ war der Pulveraufzug schon ab 2. Schicht aufgrund von Überhöhungen leicht behindert. Bei 6. Schicht war ein fließender Pulveraufzug kaum möglich, sodass der Bauprozess abgebrochen wurde. Daher wurde keine weiteren Versuche mit höherer Leistung durchgeführt und diese Strahlform als ungeeignet bewertet.

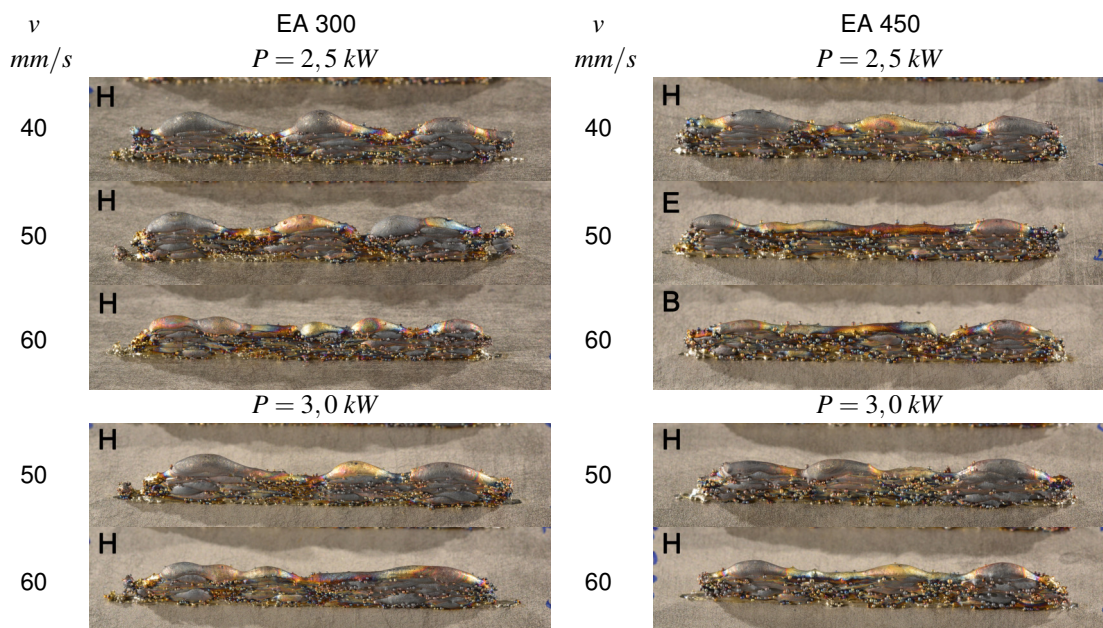


Abbildung 5.5: Erzeugte Wände mit der Strahlform F41 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

Aufgrund zu starker Unregelmäßigkeiten wurden die Proben aus dem Pulver EA 300 nicht zum Anfertigen von Querschliffen bearbeitet. Von den gemessenen Spurbreite und Einschmelztiefe der Wand aus EA 450 ist zuerst bei $P = 1,5 \text{ kW}$ und $v = 30 \text{ mm/s}$ eine starke Instabilität der Wand durch die deutlich abweichende Messwerte zu erkennen (Abbildung 5.6). Noch zu sehen ist, dass die Einschmelztiefe der Kategorie **Humping** mit $P = 2,5 \text{ kW}$ und $3,0 \text{ kW}$ oberhalb $0,2 \text{ mm}$ liegen. Das deutet nach den Erkenntnissen von den Strahlformen F21 auf genügendes Aufschmelzen im Gegensatz zu der Kategorie **Balling** mit geringer Einschmelztiefe ($d_E \leq 0,15 \text{ mm}$) hin. Dies kann als eine weitere Stütze der Unterscheidung zwischen **Humping** und **Balling** bei der Klassifikation dienen, sodass die Entstehungsursachen beider Unregelmäßigkeiten nicht gleich zu betrachten sind. Im Versuch wurden die Prozessreaktion als schwache oder fast keine Ausprägung protokolliert. Dabei wurden nur kleine Dampfackel und geringer Schmauch mit wenigen Prozessauswürfen in fast allen Richtungen beobachtet. So ist hierbei die Auswirkung einer Dampfkapillare und der dadurch induzierten Schmelzdynamik theoretisch relativ gering. Vermutlich kann die Entstehung dieser Un-

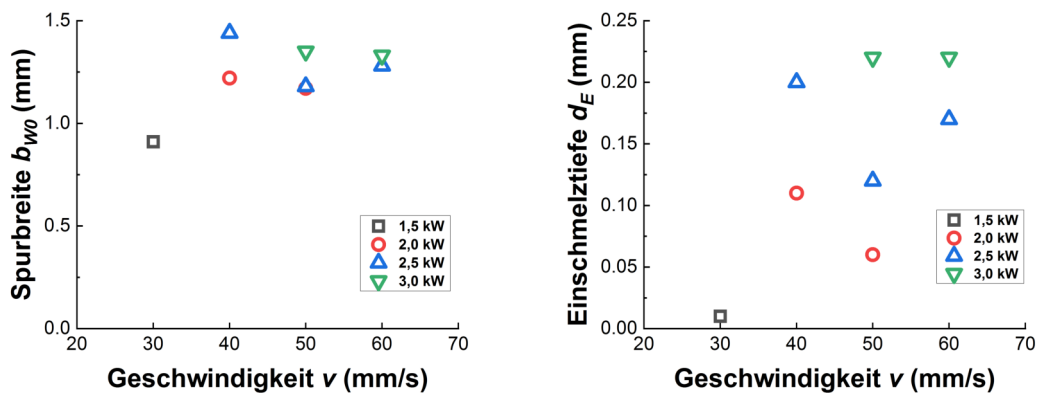


Abbildung 5.6: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F41 aus dem Pulver EA 450 mit verschiedener Leistung P und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

regelmäßigkeiten hauptsächlich auf den Kapillareffekt beim langen Schmelzbad zurückführen, wobei das kritische Längen-Breite-Verhältnis überschritten wird. Außerdem kann die Marangoni-Konvektion eine Rolle spielen, die durch den hohen Temperaturgradient und Oberflächenspannungen zwischen der Mitte und Rand vom Schmelzbad induziert wird.

Ergebnisse mit der Strahlform F21z ($L \times B = 3,51 \times 1,93 \text{ mm}$)

Die Strahlform F21z wurde mit gleicher Linsenkombination von F21 mit einer Defokussierung von $\Delta z = +12 \text{ mm}$ (Bearbeitungskopf nach oben verschoben) auf der Bearbeitungsebene abgebildet. Mit dieser Strahlform mit einer vergrößerten Strahlbreite auf $B \approx 1,9 \text{ mm}$ sind stabile Wände nur bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$

| P | I_0 | $v \text{ [mm/s]}$ | | | | | | | | | |
|-----------------------------------|-------|--------------------|-----------------------|----|----|----|----|----|----|----|-----|
| | | [kW] | [kW/cm ²] | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 | 100 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | |
| 3,5 | 65,61 | | | | | E | E | B | B | B | |
| 3,0 | 56,24 | | | | S | S | E | B | B | | |
| 2,5 | 46,86 | | | | S | B | B | B | B | | |
| 2,0 | 37,49 | | | E | B | B | B | B | | | |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | |
| 3,5 | 65,61 | | | | | S | S | E | B | B | |
| 3,0 | 56,24 | | | | S | S | S | E | B | | |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | |
| 3,0 | 56,24 | H | E | E | B | B | | | | | |

Tabelle 5.4: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F21z mit den Kennzeichnungen: H (rot) für **Humping**; S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

bis $v = 80 \text{ mm/s}$ vorhanden (Tabelle 5.4). Aufgrund starker Prozessreaktion bei hoher Intensität war die Leistung nur bis $3,5 \text{ kW}$ einsetzbar. Dabei reagierte der Prozess bei dem Pulver EA 300 deutlich stärker als EA 450 insbesondere bei $P = 3,5 \text{ kW}$, so dass der Bauprozess bei EA 300 nach 5 Schichten manuell abgebrochen wurde (Abbildung 5.7). Auf eine weitere Erhöhung der Leistung auf $4,0 \text{ kW}$ wurde verzichtet. Zudem zeigt das EA 450 auch bei $P = 3,0 \text{ kW}$ eine wenig größere Grenzgeschwindigkeit mit $v_G = 80 \text{ mm/s}$ als bei EA 300 mit $v_G = 70 \text{ mm/s}$.

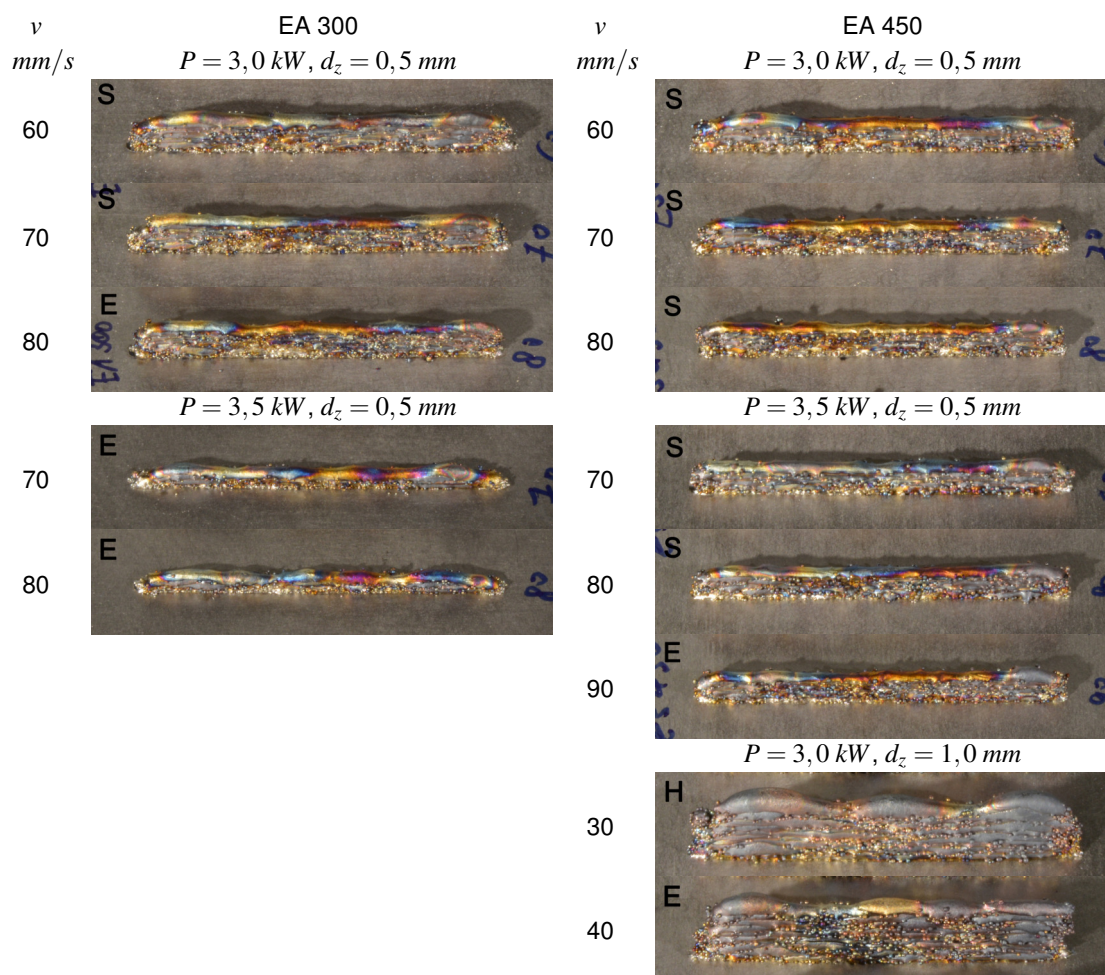


Abbildung 5.7: Erzeugte Wände mit der Strahlform F21z aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

Bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ zeigt die Strahlform F21z verbesserte Ergebnisse im Vergleich zu F21. Jedoch ist stabile Wand hierbei nicht zu sehen. Es wurden zwar Wände mit relativ guter Regelmäßigkeit gebaut (Abbildung 5.7). Im Versuch wurden jedoch beim Pulveraufzug Überhöhungen bei den Einzelschichten beobachtet, die durch die Überlappung von Schichten teilweise kompensiert wurden. Diese sind durch die Beule und lokale raue Wandfläche an den Seiten der Wände zu erkennen, weshalb die Wände als **Einschnürung** klassifiziert werden (Abbildung 5.7). Die örtlichen Überhöhungen konnten nicht mit der neuen Pulverschicht komplett abgedeckt werden, behinderten aber die Rakel nicht signifikant. Vermutlich könnten diese Parameter trotzdem zur Erzeugung dichter

Volumenkörper verwendet werden, wobei der Einfluss auf die mechanischen und chemischen Eigenschaften zu prüfen sind. Außerdem ist hierbei wieder eine geringfügige Verringerung der Überhöhungen am Beginn und Ende der Wände mit steigender Geschwindigkeit auch bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ zu erkennen (Abbildung 5.7).

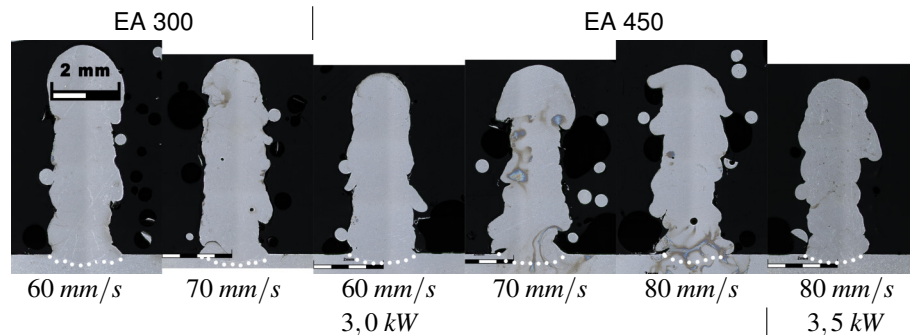


Abbildung 5.8: Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie **Stabil** mit der Strahlform F21z aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Leistung P und Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet.

Die Spurbreite der Wände mit der Strahlform F21z sinkt mit zunehmender Geschwindigkeit von etwa $2,0 \text{ mm}$ auf ca. $1,5 \text{ mm}$, welche ungefähr die Strahlbreite von $B \approx 1,9 \text{ mm}$ entspricht (Abbildung 5.9). Wie bei F21 besitzen hierbei alle Wände von der Kategorie **Balling** ebenfalls geringe Einschmelztiefe von $d_E \leq 1,5 \text{ m}$. Die Einschmelztiefen der Wände mit optimalen Parametern und $d_z = 0,5 \text{ mm}$ liegen in dem Bereich von etwa $0,15 - 0,25 \text{ mm}$, somit ist mit großer Spurbreite eine flache Schmelzbadform am Querschliff zu erkennen (Abbildung 5.8). Ein anomales Phänomen ist bei EA 450, $P = 3,5 \text{ kW}$ und $d_z = 0,5 \text{ mm}$ zu sehen, wobei die Einschmelztiefen insbesondere bei $v = 90 \text{ mm/s}$ kleiner als bei geringerer Leistung von $3,0 \text{ kW}$ sind (Abbildung 5.9). Grund dafür kann die inhomogene erste Schicht sein, die nach der Überlappung von

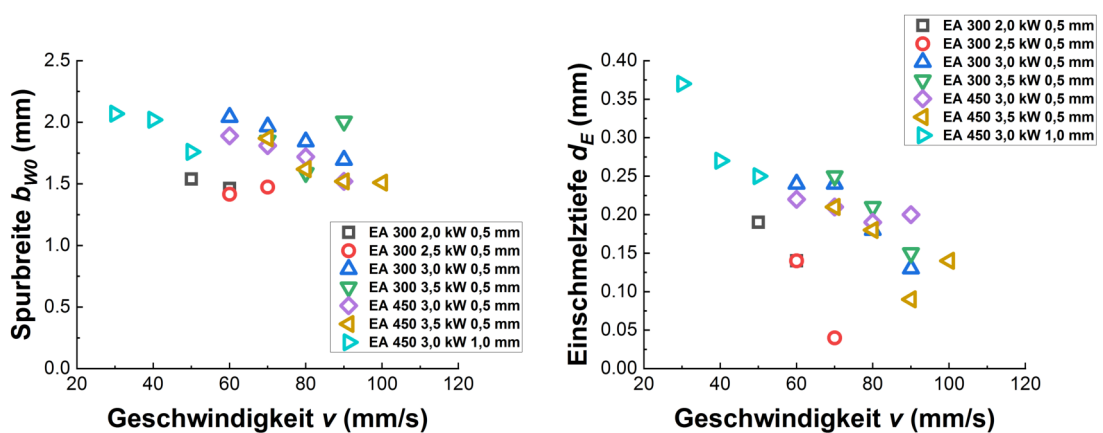


Abbildung 5.9: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F21z aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

den nachkommenden Schichten mit ungenügender Einschweißung zu Bindefehler sowie Hohlräume führte. Aus diesem Grund wird die Wand aus EA 450 mit $v = 90 \text{ mm/s}$, $P = 3,5 \text{ kW}$ und $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit regelmäßiger Wandhöhe und -breite wegen der mit bloßem Auge sichtbaren Hohlräume nur als **Einschnürung** klassifiziert (Abbildung 5.7). Folglich zeigt das Pulver EA 450 hierbei bei höherer Leistung von $3,5 \text{ kW}$ jedoch gleiches Prozessfenster wie bei $3,0 \text{ kW}$ (Tabelle 5.4).

Zudem ist die Einschmelztiefe bei der Wand der Kategorie **Humping** aus dem Pulver EA 450 mit $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und $v = 30 \text{ mm/s}$ ($d_E = 0,37 \text{ mm/s}$) relativ klein. Damit ist auch bei dieser großen Pulverschichtdicke eine starke Dampfkapillare und die dadurch induzierte Schmelzströmungen auszuschließen und die Entstehung deutlicher Überhöhungen an der Wand wieder auf den Kapillareffekt und die Oberflächenspannungen zurückzuführen.

Ergebnisse mit der Strahlform F42k ($L \times B = 4,91 \times 1,92 \text{ mm}$)

Mit einer vergleichbaren Strahlbreite und 1,4-fachen Strahllänge von F21z zeigt die Strahlform F42k optimale Ergebnisse ebenfalls nur bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ auf. Dabei ist stabile Generierung von Wänden mit dem Pulver EA 450 mit höherer Geschwindigkeit bis 110 mm/s als EA 300 bis 100 mm/s bei $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ möglich (Tabelle 5.5). Während der Bearbeitung wurden starke Prozessreaktionen bei $P = 3,5 \text{ kW}$ und $4,0 \text{ kW}$ beobachtet. Mithilfe der Schutzgaszuführung und dem genügenden Bearbeitungsabstand der Linsenkombination ($> 350 \text{ mm}$) konnte der Prozess bis $P_{max} = 4 \text{ kW}$ ohne deutliche Beschädigung des Schutzglases durchgeführt werden. Allerdings ist dieser Parametersatz für industrielle Anwendungen nicht bevorzugt. Eine Bearbeitung mit geringer Ausprägung von Prozessreaktionen erfolgte bei einer Re-

| P [kW] | I_0 [kW/cm ²] | v [mm/s] | | | | | | | | | | |
|-----------------------------------|--------------------------------|------------|----|----|----|----|----|----|-----|-----|-----|-----|
| | | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 | 100 | 110 | 120 | 130 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | | | | | | S | S | E | B | B |
| EA 300 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | | H | B | B | B | B | | | | |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | | | | | | S | S | S | B | B |
| 3,5 | 47,27 | | | | | S | S | S | S | B | | |
| 3,0 | 40,52 | | | | S | S | S | E | B | | | |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | | | H | B | B | B | B | | | |
| 3,5 | 47,27 | H | H | H | H | B | B | B | | | | |
| 3,0 | 40,52 | H | E | E | B | B | | | | | | |

Tabelle 5.5: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F42k mit den Kennzeichnungen: H (rot) für **Humping**; S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

duzierung der Leistung auf $3,0 \text{ mm}$ und der Grenzgeschwindigkeit auf 80 mm/s . Mit $d_z = 1,0 \text{ mm}$ ist stabiler Aufbau von Wänden mit beiden Pulvern in dem untersuchten Parameterbereich kaum zu sehen (Abbildung 5.10). Relativ gleichmäßiger Aufbau von Wandstruktur ist nur bei geringer Leistung von $3,0 \text{ kW}$ mit kleiner Geschwindigkeit von 40 mm/s und 50 mm/s möglich.

Interessant ist, dass trotz starker Prozessreaktionen bei $P \geq 3,5 \text{ kW}$, wobei im Versuch große Dampfackel, starker Schmauch und Spritzer beobachtet wurden, regelmäßige und stabile Wände bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ bis $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ mit beiden Pulvern gebaut werden konnten (Abbildung 5.10). Zudem war der Pulveraufzug während der Bearbeitung relativ fließend. Auch von den Querschliffen der Wände mit den Grenzparametern ist relativ regelmäßige Wandbreite zu erkennen (Abbildung 5.11). Der exakte Einfluss von starken Prozessreaktionen auf die Bauteilqualität sowie die Porosität und Rissbildung wird in dieser Arbeit nicht untersucht und ist eine potenzielle Forschungsaufgabe der Zukunft.

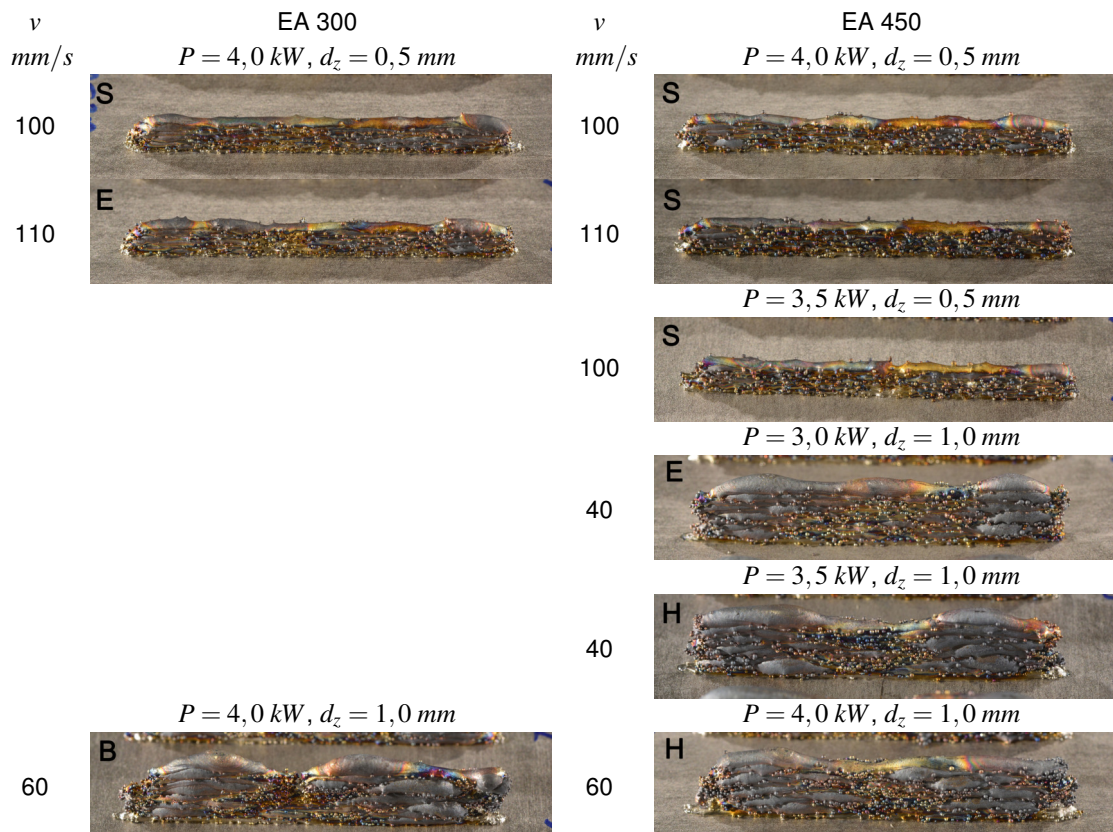


Abbildung 5.10: Erzeugte Wände mit der Strahlform F42k aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

Bei großer Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ ist im Vergleich zu hohen Leistungen eine Verbesserung der Regelmäßigkeit bei geringer Leistung von $3,0 \text{ kW}$ und Geschwindigkeit von 40 mm/s zu erkennen (Abbildung 5.10). Im Vergleich zu der Wand mit der Strahlform F21z und identischen Parametern ist hierbei keine signifikante Verbesserung

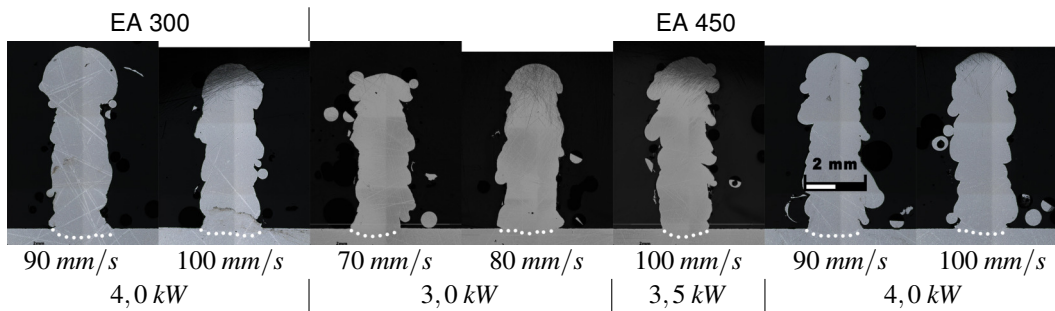


Abbildung 5.11: Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie **Stabil** mit der Strahlform F42k aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Leistung P und Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet.

der Regelmäßigkeit zu beobachten (Abbildung 5.7). Mit höherer Leistung von $3,5 \text{ kW}$ entstehen am Beginn und Ende der Wand deutliche Überhöhungen und eine Einschnürung in der Mitte, welche zur Behinderung des Pulveraufzugs führen können. Diese Überhöhungen sind auch bei anderen longitudinal elliptischen Strahlformen zu beobachten und verringern sich mit steigender Geschwindigkeit oder reduzierter Leistung.

Es ist hauptsächlich auf zwei Faktoren zurückzuführen. Beim Start der Bestrahlung einer Spur befinden sich nur Pulver in der Umgebung, sodass hier fehlende Anbindung mit der danebenstehenden Struktur und langsamer Wärmefluss vorliegen. Unter Wirkung von Oberflächenspannungen treibt das Schmelzbad an, sich zur Minimierung der freien Oberflächenenergie kugelförmig einzuformen. So entsteht eine Überhöhung der Schmelzbahn, die bei bidirektionaler Bearbeitung am Beginn und Ende der Spur bzw. Wand zu sehen ist. Im Gegensatz zu kleiner Pulverschichtdicke, wobei die Schmelze aufgrund der Benetzung des darunterliegenden Substrats bzw. der Schicht relativ flacher verteilt ist, wird bei hoher Pulverschichtdicke ein größeres Schmelzvolumen von Pulvermaterial erzeugt. Folglich prägt die Überhöhung bei hoher Pulverschichtdicke stärker aus. Zugleich kann es bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ üblich mit höherer Geschwindigkeit bearbeiten, somit die Überhöhung auch verringert wird.

Darüber hinaus spielt die Marangoni-Konvektion vermutlich auch eine Rolle, weshalb dieses Phänomen bei hohen Energieeinträgen mit reduzierter Geschwindigkeit und erhöhter Leistung ersichtlicher wird, da sich die Konvektion bei höheren Temperaturgradienten verstärkt (siehe Abschnitt 2.4.2). Dadurch kann im Schmelzbad eine Aufwärtsströmung entstehen und die Überhöhungen von Schmelzbahn induzieren. Dieser Höhenunterschied führt beim Auftragen weiterer Schichten zu lokaler Inhomogenität der Pulverschicht und entwickelt nach den Überlappungen zu stärkeren Unregelmäßigkeiten von der Wandhöhe und -breite. Das ist bei erhöhten Leistungen von $3,5$ und $4,0 \text{ kW}$ und Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ insbesondere bei dem Pulver EA 300 ersichtlich (Abbildung 5.10). Eine Verminderung dieser Überhöhungen am Beginn und Ende der Spur könnte theoretisch durch Temperaturüberwachung und Leistungsanpassung im Prozess realisiert werden.

Im Vergleich zu niedrigen Geschwindigkeiten mit annähernd linearer Absenkung mit steigender Geschwindigkeit ist es eine Schwankung der Spurbreite bei $v \geq 70 \text{ mm/s}$ zu erkennen (Abbildung 5.12). Zugleich ist diese Schwankung bei der Einschmelztiefe ersichtlich. Die meiste Einschmelztiefe der Kategorie **Stabil** bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ liegen in dem Bereich von etwa $0,15 - 0,25 \text{ mm}$, was mit den Ergebnissen bei der Strahlform F21z zu stimmt. Bei hohen Geschwindigkeiten sinkt die Einschmelztiefe sogar auf etwa $0,1 \text{ mm}$, wobei die Wände mit optimaler Regelmäßigkeit als **Stabil** klassifiziert werden können. Diese Instabilität der Einschmelztiefe und Spurbreite in Verbindung mit der örtlichen Einschnürungen bei der ersten Spur kann bei den nachkommenden Schichten zu Bindefehler wie Hohlräume oder Abbruch der Wand führen, was auch bei anderen Strahlformen insbesondere bei den Grenzgeschwindigkeiten (Kategorie **Einschnürung**) beobachtet wurde.

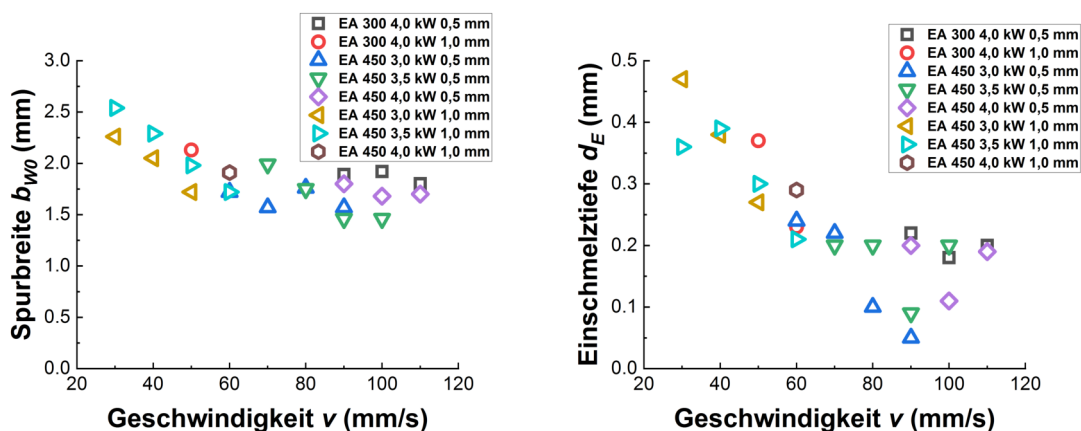


Abbildung 5.12: Spurbreite b_{w0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F42k aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

Üblich befinden sich solche Hohlräume in den untersten Schichten. Die Schichten danach konnten aber mit besserer Kontinuität generiert werden, somit die Wandhöhe optimale Regelmäßigkeit besitzt. Beispielsweise sind an der Wand bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ aus EA 300 mit $P = 4,0 \text{ kW}$ und $v = 110 \text{ mm/s}$ Hohlräume zu sehen, aufgrund derer die Wand hierbei ebenfalls als **Einschnürung** klassifiziert wird (Abbildung 5.10). Da dieses Phänomen bei der ersten Spur anfängt, ist es einerseits wieder auf das inhomogene erste Pulverbett zurückzuführen. Andererseits liegt es bei der ersten Schicht mit direkter Kontakt mit der Substratplatte schnellere Wärmeleitung vor, was zu ungenügendes Aufschmelzen führen kann und folglich die Instabilität verursacht. Zusätzlich ist der Einfluss von Prozessauswürfe und Denudation ebenfalls nicht auszuschließen, aufgrund derer örtliche Pulververarmung entstehen kann (siehe Abschnitt 2.4.5). Aufgrund geringer Einschmelztiefe kann die Instabilität nicht beim Auftragen neuer Schicht kompensiert werden, weshalb Bindefehler, insbesondere bei den Grenzgeschwindigkeiten, entstehen.

Ergebnisse mit der Strahlform F42kz ($L \times B = 5,24 \times 2,71 \text{ mm}$)

Mit gleicher Linsenkombination von F42k wird die Strahlform F42kz mit einer Defokussierung von $\Delta z = +24 \text{ mm}$ abgebildet, sodass die Strahlbreite auf $B \approx 2,7 \text{ mm}$ vergrößert wird. Bis $v = 80 \text{ mm/s}$ konnten mit der Strahlform F42kz aus beiden Pulvern stabile Wände bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ und $P_{max} = 4 \text{ kW}$ gebaut werden (Tabelle 5.6). Im Vergleich zu dem Pulver EA 450 zeigt EA 300 hierbei eine geringe Steigerung der Grenzgeschwindigkeit auf 90 mm/s . Während dem Prozess wurden ersichtliche Dampffackel und Spritzer beobachtet, wobei die Prozessreaktion bei dem Pulver EA 450 wenig schwächer als EA 300 ausprägte. Eine Erhöhung der Pulverschichtdicke auf $1,0 \text{ mm}$ führt wieder zu Unregelmäßigkeiten. Nur mit geringer Geschwindigkeit von 40 mm/s konnten gleichmäßige Wände gebaut werden (Abbildung 5.13).

| P [kW] | I_0 [kW/cm ²] | v [mm/s] | | | | | | | |
|-----------------------------------|--------------------------------|------------|----|----|----|----|----|-----|-----|
| | | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 | 100 | 110 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | | | | S | S | S | B | B |
| EA 300 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | | E | B | B | B | B | | |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | | | | S | S | B | B | B |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | S | E | B | B | B | | | |

Tabelle 5.6: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F42kz mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

An den Wänden mit hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ ist eine deutlich geringere Anhaftung von Pulvern und folglich eine saubere Wandfläche im Vergleich zu

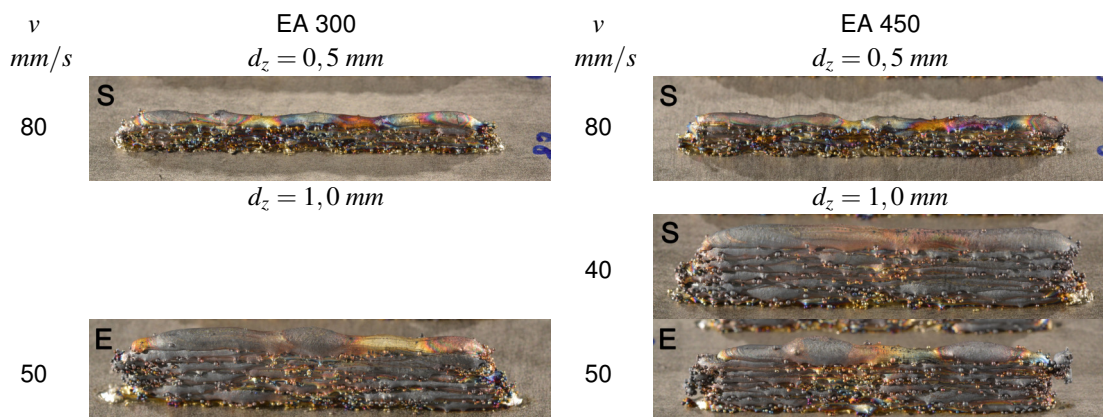


Abbildung 5.13: Erzeugte Wände mit der Strahlform F42kz aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. Relativ optimale Beschaffenheit der Wandfläche ist bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und $v = 40 \text{ mm/s}$ erkennbar.

den mit $d_z = 0,5 \text{ mm}$ zu sehen (Abbildung 5.13). Mit $v = 40 \text{ mm/s}$ ist an der Wand bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ eine homogene Wandhöhe und -breite sichtbar. Außerdem ist am Beginn und Ende der Wände keine deutliche Überhöhung zu sehen. Das kann auf eine vergrößerte Strahlbreite und dadurch ein breites Schmelzbad und bessere Benetzung zurückführen. Wie bereits bei der Strahlform F21z bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ beschrieben sind an den Seiten der Wände auch die Unregelmäßigkeiten und Überhöhungen der Einzelschichten zu erkennen, die durch die Überlappung teilweise kompensiert wurden. Diese lassen sich am Querschliff gut erkennen, wobei die lokale Wandbreite deutlich größer ist (Abbildung 5.14). Eine Erhöhung der Geschwindigkeit auf 50 mm/s führt bereits zu kleinen Unregelmäßigkeiten und Überhöhungen an den Wänden aus beiden Pulvern.

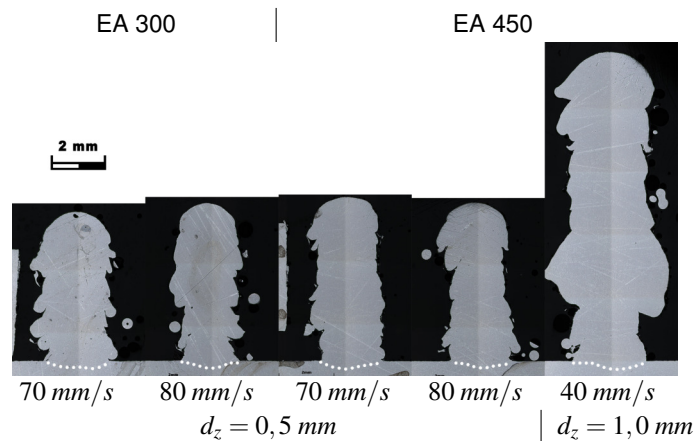


Abbildung 5.14: Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie **Stabil** mit der Strahlform F42kz aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$). Die Grenzfläche des Schmelzbad (WEZ) wird gekennzeichnet.

Die Spurbreite bei beiden Pulvern sind vergleichbar bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ (Abbildung 5.15). Es ist wieder eine geringere Einschmelztiefe bei EA 450 im Vergleich zu EA 300 zu

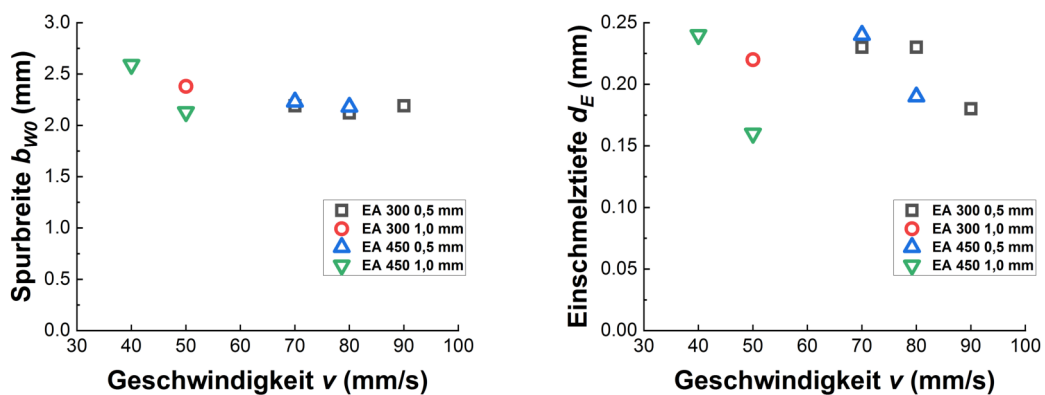


Abbildung 5.15: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F42kz aus beiden Pulvern mit verschiedener Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

erkennen. Darüber hinaus ist eine Einschmelztiefe von $0,15 \leq d_E \leq 0,25 \text{ mm}$ von der Kategorie **Stabil** hierbei ebenfalls zu sehen.

Ergebnisse mit der Strahlform F42 ($L \times B = 8,35 \times 3,02 \text{ mm}$)

Bei der größten Strahlform F42 war die Prozessreaktion auch bei einer Erhöhung der Leistung auf $P_{max} = 4 \text{ kW}$ mit geringer Intensität ($I_0 \leq 20,20 \text{ kW/cm}^2$) sehr schwach. Beide Pulver zeigen ähnliche Ergebnisse sowohl bei der Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ als auch bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ auf (Tabelle 5.7). Bis $v = 80 \text{ mm/s}$ bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ und 40 mm/s bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ wurden stabile Wände aus beiden Pulvern mit $P_{max} = 4 \text{ kW}$ generiert.

| P [kW] | I_0 [kW/cm ²] | v [mm/s] | | | | | | | |
|-----------------------------------|--------------------------------|------------|----|----|----|----|----|----|-----|
| | | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 | 100 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | | | | S | S | S | B | B |
| EA 300 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | S | S | E | B | B | B | B | B |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | | | | S | S | S | B | B |
| 3,5 | 17,67 | | | S | S | S | B | B | |
| 3,0 | 15,15 | | S | S | B | B | B | | |
| 2,5 | 12,62 | S | E | B | B | B | | | |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | S | S | E | B | B | B | B | B |

Tabelle 5.7: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F42 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

Wie bei der Strahlform F42kz ist im Vergleich zu $d_z = 0,5 \text{ mm}$ weniger Anhaftung von Pulverpartikeln an den Wänden mit F42 bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ sichtbar (Abbildung 5.16). So besitzen die Wände mit beiden Strahlformen F42kz und F42 und gleichen Parametern ($P = 4,0 \text{ kW}$, $v = 40 \text{ kW}$ und $d_z = 1,0 \text{ mm}$) beim allgemeinen Vergleich mit anderen longitudinalen Strahlformen und Parametern optimale Beschaffenheit der Wandfläche, welche hierbei mit kleinerer Geschwindigkeit von 30 mm/s auch zu erkennen ist (Abbildung 5.16 und 5.13). Mit steigender Geschwindigkeit wird die Wandfläche auch rauer, wobei mehr Pulver an den Wänden anhaften. Zwischen beiden Pulvern ist bei identischen Parametern kein signifikanter Unterschied vom Aussehen zu erkennen (Abbildung 5.16). Auch an den ungeätzten Querschliffen ist ähnliche Regelmäßigkeit der Wandbreite ersichtlich (Abbildung 5.17). Dabei ist bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ eine Unregelmäßigkeit an der Wandbreite bei der Grenzgeschwindigkeit von 80 mm/s zu sehen. Darüber hinaus sind am Beginn und Ende der Wände Bindefehler zu erkennen, welche auf geringe Energieeinträge bei großer Strahlänge zurückzuführen sind. An den Stellen wurde das Pulver beim Start der Bestrahlung nicht durch die gesamte Strahlfläche bestrahlt, was zu fehlendem Aufschmelzen und folglich zur schlechten Anbindung führte.

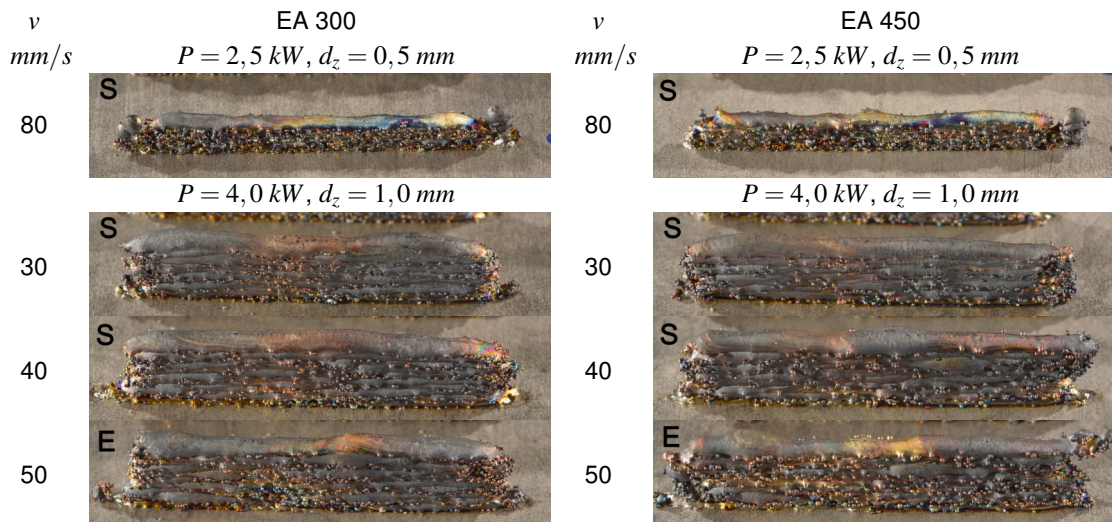


Abbildung 5.16: Erzeugte Wände mit der Strahlform F42 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild. Optimale Beschaffenheit der Wandfläche mit geringer Anhaftung von Pulverpartikeln ist bei $P = 4,0 \text{ kW}$, $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und $v \leq 40 \text{ mm/s}$ erkennbar.

Wie in den Diagrammen gezeigt besitzen alle Wände außer bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und $v = 30 \text{ mm/s}$ eine Einschmelztiefe unter $0,3 \text{ mm}$ (Abbildung 5.18). Die meisten Spurbreiten liegen in dem Bereich von etwa $2,3 - 2,7 \text{ mm}$. Die stabilen Wände aus EA 450 bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit $P = 4,0 \text{ kW}$ und $v \geq 60 \text{ mm/s}$ besitzen eine geringe Einschmelztiefe unter $0,15 \text{ mm}$, welche deutlich kleiner als bei EA 300 ist. Außerdem ist es zu erkennen, dass die Einschmelztiefe mit dem Pulver EA 450 bei $P = 4,0 \text{ kW}$ kleiner als bei $3,5 \text{ kW}$ sind. Im Versuch wurde die Prozessreaktion bei beiden Pulvern bei $P = 4,0 \text{ kW}$ und $3,5 \text{ kW}$ als leicht ausgeprägt protokolliert. Eine Beschädigung des Schutzglases ist durch die Prüfung nach dem Prozess ebenfalls auszuschließen. So ist es zu vermuten, dass die Ursache dieser Unterschiede wieder an dem inhomogenen Pulverbett von

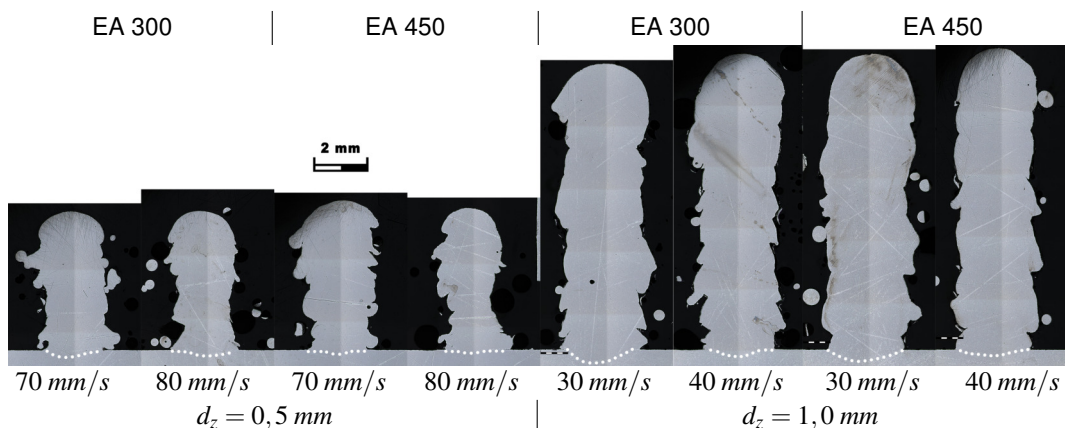


Abbildung 5.17: Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie **Stabil** mit der Strahlform F42 aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet.

beiden Pulvern bei der ersten Schicht liegt. Ansonsten besitzen hierbei alle Wände der Kategorie **Stabil** ebenfalls eine Einschmelztiefe von $d_E \geq 0,15 \text{ mm}$.

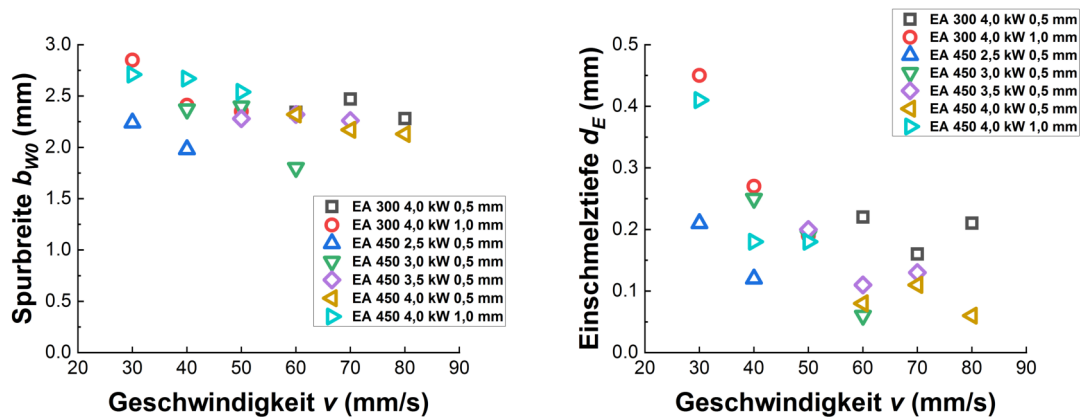


Abbildung 5.18: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F42 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

5.2.3 Vergleich und Diskussion

Im Folgenden werden die verschiedenen longitudinal elliptischen Strahlformen hinsichtlich des Prozessfensters, der theoretischen Aufbauraten und der Energiedichte verglichen und diskutiert. Generell wurden regelmäßige und stabile Wände nur mit den Strahlformen F21z, F42, F42k und F42kz mit relativ großer Strahlbreite ($B \geq 1,9 \text{ mm}$) gebaut, wobei die Leistung mit beiden Pulvern auf $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ außer bei F21z erhöht werden konnte. Das Pulver EA 300 zeigte im Allgemeinen stärkere Prozessreaktionen als EA 450, aufgrund derer bei F21z das EA 450 mit höherer Leistung ($P = 3,5 \text{ kW}$) als EA 300 ($P = 3,0 \text{ kW}$) bearbeitet werden konnte. Zwischen beiden Pulvern ist neben der verschiedenen Ausprägung von Prozessreaktionen kein eindeutiger Unterschied von dem Prozessfenster bzw. der Grenzgeschwindigkeit mit $\Delta v_G = 10 \text{ mm/s}$ bei identischen Laserleistungen zu erkennen. Dabei zeigt das Pulver EA 450 bei F21z und F42k wenig bessere Ergebnisse und bei F42kz im Gegensatz eine kleinere Grenzgeschwindigkeit.

In den folgenden Diagrammen werden zuerst die Spurbreite b_{W0} und die mittlere Wandbreite b_W von den Wänden mit verschiedenen Strahlformen in Abhängigkeit von der Aufbauraten A_R dargestellt (Abbildung 5.19). Dabei werden nur die Wände aus der Kategorie **Stabil** betrachtet. Als Unterstützung werden die mittlere Wandbreite, Aufbauraten und Volumenenergiedichte der Kategorie **Stabil** mit den verschiedenen Strahlformen als Funktion der Geschwindigkeit in Abbildung A.2, A.3 und A.4 im Anhang A dargestellt. Zur Berechnung der Aufbauraten wird die gemessene mittlere Wandbreite eingesetzt und eine theoretische Überlappungsgrad von 30 % angenommen. Die Einschmelztiefe d_E in

Abhängigkeit von der ermittelten Volumenenergiedichte E_V wird ebenfalls dargestellt. Mit konstanter Leistung stehen die Aufbauraten und Volumenenergiedichte umgekehrt proportional zueinander. So wird durch diese Diagramme die mittlere Wandbreite, welche die Auflösung der Bearbeitung hindeutet, die theoretische Aufbauraten und die Energieeffizienz der verschiedenen Strahlformen veranschaulicht.

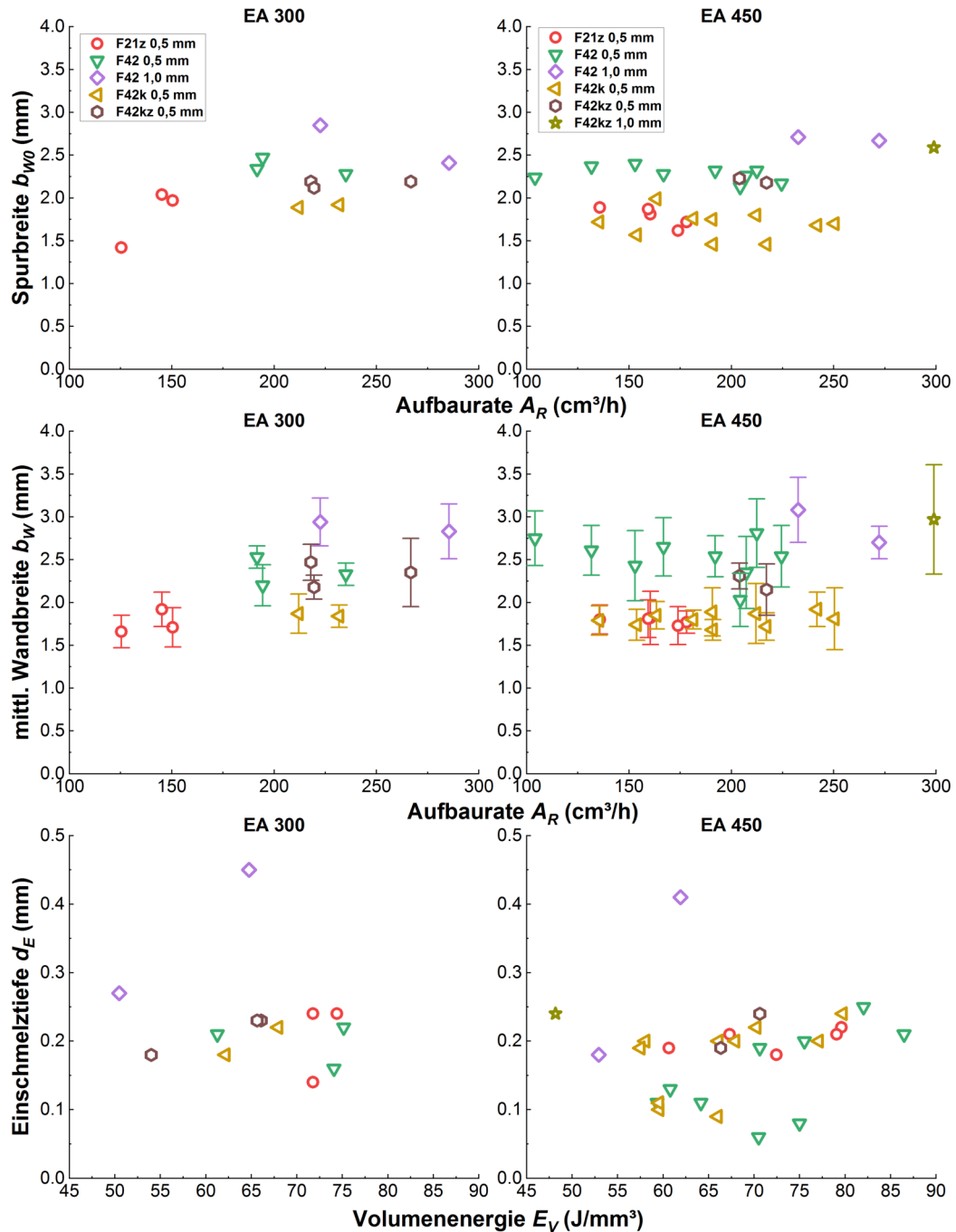


Abbildung 5.19: Spurbreite b_{W0} und mittlere Wandbreite b_W mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der theoretischen Aufbauraten A_R und Einschmelztiefe d_E in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte E_V von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung.

Der Energieeinkopplungsgrad bzw. die Energieeffizienz ($1/E_V = A_R/P$) lässt sich durch das tatsächlich aufgeschmolzene Volumen mit bestimmten Energieeinträgen durch den Laserstrahl beschreiben [145]. Je größer das Schmelzvolumen bei konstanten Energieeinträgen, desto höher die Energieeinkopplung und die erreichbare Aufbaurrate für gegebene Laserleistung und Intensität [165]. Zu erwähnen ist, dass hierbei eine vertikale Überlappung von den Spuren erfolgt und jede Spur teilweise wieder umgeschmolzen wird. Zugleich wird bei der Wanduntersuchung die Aspekte von horizontaler Überlappung nicht betrachtet. Um die Energieeinkopplung genauer zu analysieren ist die Kombination aus Laserleistung, Geschwindigkeit, Pulverschichtdicke und Hatchabstand zusammen zu berücksichtigen. Die so berechnete Volumenenergiedichte dient nur als eine indirekte grobe Charakterisierung von der Energieeffizienz.

Zuerst ist zu erwähnen, dass bei allen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung durchgeführten Versuchen ein kleines Einschmelztiefe-Spurbreite-Verhältnis von $d_E/b_{W0} < 0,25$ zu erkennen ist. Für die Kategorie **Stabil** ist das Verhältnis mit $d_E/b_{W0} \leq 0,16$ noch kleiner (Abbildung 5.20). Eine homogene Energieverteilung bei Top-Hat-Profil spielt dabei eine relevante Rolle. So ist hierbei ein Keyhole-Modus ($d_E/b_{W0} > 0,8$) der Erwärmung auszuschließen und alle Bearbeitungen in Leitungsmodus erfolgten [127] [145]. Daraus ist zu schlussfolgern, dass die durch eine Dampfkapillare induzierte Schmelzbadinstabilität während dem Prozess nur relativ gering ist. Der Hauptgrund für die Unregelmäßigkeit und Instabilität bei allen longitudinal elliptischen Strahlformen ist daher auf den Kapillareffekt zurückzuführen, welcher mit der Oberflächenspannung und Benetzung verbunden ist und mit dem Länge-Breite-Verhältnis des Schmelzbads zusammenhängt. Zugleich kann die Marangoni-Konvektion eine Rolle spielen.

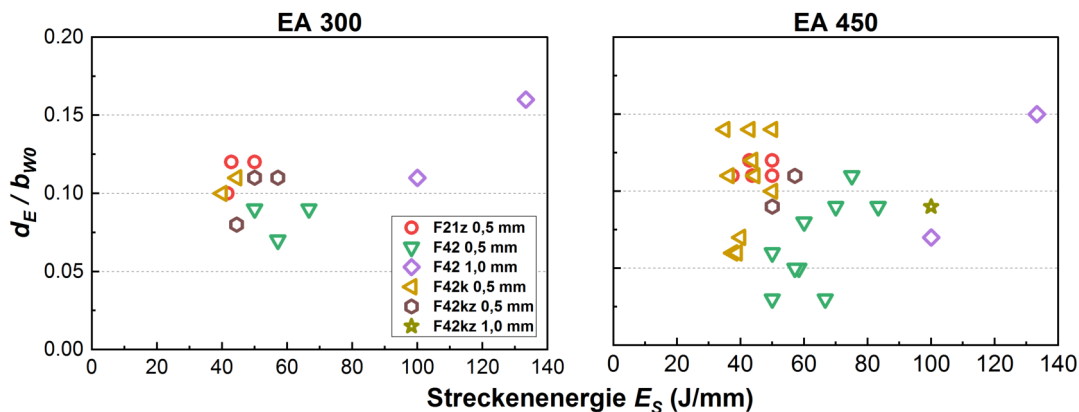


Abbildung 5.20: Verhältnis von Einschmelztiefe und Spurbreite d_E/b_{W0} in Abhängigkeit von der Streckenenergie E_S von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung.

Alle stabile Wände hierbei wurden mit einer Volumenenergie von $E_V \geq 48 \text{ J/mm}^3$ gebaut. Die meisten Einschmelztiefen der Kategorie **Stabil** verschiedener Strahlformen bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ liegen in dem Bereich von etwa $0,15 \leq d_E \leq 0,25 \text{ mm}$ und bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ in etwa $0,18 \leq d_E \leq 0,45 \text{ mm}$ (Abbildung 5.19).

Eine notwendige Einschweißung sorgt für genügende Benetzung des Substrats bzw. darunterliegender Schicht und folglich die Prozessstabilität. Generell sind die Spurbreite b_{W0} und mittlere Wandbreite b_W der verschiedenen Strahlformen bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit kleinen Schwankungen außer bei F42 vergleichbar. Bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit der Strahlform F42 und bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ mit F42 und F42kz sind die Spurbreiten wenig kleiner als die ermittelten mittleren Wandbreiten. Dabei wurden bei den Wänden auch relativ kleine Einschmelztiefen, insbesondere bei dem Pulver EA 450 gemessen. Wie bereits beschrieben, ist das auf die Inhomogenität der ersten Pulverschicht in Verbindung mit der schnelleren Wärmeleitung zurückzuführen.

Da es zwischen beiden Pulvern nur ein kleiner uneindeutiger Unterschied von dem Prozessfenster vorliegt, werden beim Vergleich verschiedener Strahlformen zur Vereinfachung und hinsichtlich der geringeren Ausprägung von Prozessreaktion die Grenzparameter mit dem Pulver EA 450 betrachtet (Tabelle 5.8). Wie in Tabelle 5.8 gezeigt werden die Strahlformen bezüglich vergleichbarer Strahlbreiten eingeordnet und miteinander verglichen, um den Einfluss besser zu charakterisieren. Die im Versuch erreichten Grenzwerten mit dem Pulver EA 450 werden dabei zusammengefasst. So werden die

| Strahlform | L [mm] | B [mm] | A [mm ²] | P [kW] | v_G [mm/s] | d_z [mm] | b_W [mm] | A_R [cm ³ /h] | E_V [J/mm ³] |
|------------|-------------|-------------|---------------------------|---------------------|------------------|-------------------|---|-------------------------------|-------------------------------|
| F21 | 3,59 | 1,47 | 4,14 | 2,5 | - | - | - | - | - |
| F41 | 8,47 | 1,61 | 10,71 | 3,0 | - | - | - | - | - |
| F21z | 3,51 | 1,93 | 5,33 | 3,5* 3,0 | 80 80 | 0,5 0,5 | 1,73 ± 0,22 1,77 ± 0,13 | 173,9 178,2 | 72,4 60,6 |
| F42k | 4,91 | 1,92 | 7,40 | 4,0* 3,5* 3,0 | 110 100 80 | 0,5 0,5 0,5 | 1,81 ± 0,36 1,72 ± 0,16 1,80 ± 0,11 | 250,4 217,1 181,3 | 57,5 58,0 59,6 |
| zirkular | 2,2 | 2,2 | 3,80 | 2,5* 2,0 | 60 45 | 0,5 0,5 | - 1,84 | - 104,3 | - 69,0 |
| F42kz | 5,24 | 2,71 | 11,15 | 4,0 4,0 | 80 40 | 0,5 1,0 | 2,15 ± 0,30 2,97 ± 0,64 | 217,1 298,9 | 66,3 48,2 |
| F42 | 8,35 | 3,02 | 19,81 | 4,0 4,0 | 80 40 | 0,5 1,0 | 2,03 ± 0,31 2,70 ± 0,19 | 204,3 272,2 | 70,5 52,9 |
| zirkular | 4,4 | 4,4 | 15,21 | 4,0 4,0 | 55 40 | 0,5 1,0 | - 3,05 | - 307,4 | - 46,8 |

Tabelle 5.8: Einordnung der Strahlformen bezüglich vergleichbarer Strahlbreiten in longitudinaler Bearbeitungsrichtung. Die mit den verschiedenen Strahlformen erreichten Grenzwerten der Kategorie **Stabil** (Leistung P , Grenzgeschwindigkeit v_G , Pulverschichtdicke d_z , mittlere Wandbreite b_W und die zugehörige Standardabweichung, theoretische Aufbaurrate A_R und Volumenenergiedichte E_V) mit dem Pulver EA 450 werden zusammengefasst. Zum Vergleich werden die Ergebnisse mit den zirkularen Strahlen und dem Pulver EA 300 mit angegeben [64]. Die mit * gekennzeichneten Leistungen bzw. Parameter sind mit starken Prozessreaktionen verbunden.

Einflüsse der Strahllänge, Strahlbreite und Intensität hinsichtlich des Prozessfensters, der Aufbaurrate und Energiedichte diskutiert. Darüber hinaus sind die Ergebnisse mit den von den Voruntersuchungen in [64] mit zirkularen Strahlformen gleicher Laserquelle und Forschungsanlage zu vergleichen.

Vergleich der Strahlformen F21 und F41

Es wurde keine Wand mit diesen zwei Strahlformen als **Stabil** klassifiziert. Mit der Strahlform F21 konnten die besten Ergebnisse aufgrund kleiner Unregelmäßigkeit nur als **Einschnürung** klassifiziert werden. Im Vergleich zu F21 ist bei F41 mit einer 2,4-fachen Strahllänge von F21 stärkere Unregelmäßigkeit, insbesondere bei dem Pulver EA 300 ersichtlich. Die Überhöhungen an den Wänden führten zur starken Behinderung des Pulveraufzugs während dem Prozess. So hat hierbei eine verlängerte Strahlform eine negative Auswirkung auf die Prozessstabilität.

Für beide Strahlformen F21 und F41 ist die Strahlbreite ($B \approx 1,5 - 1,6 \text{ mm}$) relativ klein, was zur ungenügenden Benetzung des Schmelzbads führt. Das kritische Länge-Breite-Verhältnis beschränkt die Grenzgeschwindigkeit und dieses wird mit einer kleinen Strahlbreite bereits bei geringen Geschwindigkeiten überschritten. Diese ist vermutlich die Hauptursache der Unregelmäßigkeiten sowie die Überhöhung und Einschnürung von den Schmelzspuren bzw. Wänden mit beiden Strahlformen. Außerdem kann die Verstärkung der Unregelmäßigkeiten bei F41 auf das verlängerte Schmelzbad im Vergleich zu F21 zurückführen. Dabei wird das Schmelzbad unter Wirkung von Oberflächenspannungen instabiler.

Vergleich der Strahlformen F21z und F42k

Gegenüber den Strahlformen F21 und F41 führt eine Vergrößerung der Strahlbreite auf $B \approx 1,9 \text{ mm}$ bei F21z und F42k zur Stabilisierung des Prozesses. Mit diesen beiden Strahlformen wurden stabile Wänden lediglich bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ generiert. Im Vergleich zu F21z mit einer Grenzgeschwindigkeit von $v_G = 80 \text{ mm/s}$ bei $P = 3,5 \text{ kW}$ ist das Prozessfenster bei F42k mit $v_G = 100 \text{ mm/s}$ bei $P = 3,5 \text{ kW}$ und $v_G = 110 \text{ mm/s}$ bei $P = 4,0 \text{ kW}$ größer (Tabelle 5.8). Hierbei ist es zuerst auf zwei Faktoren zurückzuführen. Zum einen ist es von der gemessenen Strahlprofil ersichtlich, dass F21z aufgrund starker Intensitätsabsenkung am Randbereich eine geringere effektive Strahlbreite als angegeben besitzt. Daher kann die Benetzung und die Stabilität des Schmelzbads durch die kleinere Strahlbreite beeinflusst und die Geschwindigkeit beschränkt werden (Abbildung 4.3).

Jedoch ist anhand der gemessenen mittleren Wandbreite von beiden Strahlformen nur ein kleiner Unterschied zu erkennen. Beispielsweise besitzen die Wände aus dem Pulver EA 450 bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit beiden Strahlformen bei $P = 3,0 \text{ kW}$ und $3,5 \text{ kW}$ und idenstischen Geschwindigkeiten mit geringen Schwankungen vergleichbare mittlere

re Wandbreite von etwa $1,8 \text{ mm}$ (Abbildung A.2). Ähnliche Ergebnisse sind ebenfalls bei den Spurbreiten beider Strahlformen zu sehen (Abbildung 5.19). Daraus ist zu erschließen, dass die Intensitätsabsenkung am Rand des Profils bei F21z nur einen geringen Einfluss auf die Schmelzbadbreite hat.

Zum anderen ist es zu vermuten, dass die Vergrößerung der Strahllänge eine positive Wirkung auf den Prozess ausübt. Die dadurch verlängerte Wechselwirkungszeit zwischen Laserstrahl und Pulver bzw. Schmelze erhöht die Grenzgeschwindigkeit und vergrößert das Prozessfenster. Mit einer 1,4-fachen Strahllänge und reduzierter Intensität bei F42k ist im Vergleich zu F21z eine Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit von $v_G = 80 \text{ mm/s}$ auf 100 mm/s bei gleicher Leistung von $P = 3,5 \text{ kW}$ erkennbar. Dabei besitzen die Wände mit beiden Strahlformen fast gleiche mittlere Wandbreite von $b_W \approx 1,7 \text{ mm}$ mit ähnlicher Standardabweichung (Tabelle 5.8). Folglich wurde bei gleicher Wandbreite eine Erhöhung der theoretischen Aufbaurrate von $A_R = 173,9 \text{ cm}^3/\text{h}$ auf $217,1 \text{ cm}^3/\text{h}$ und eine Reduzierung der Volumenenergie von $E_V = 72,4 \text{ J/mm}^3$ auf $58,0 \text{ J/mm}^3$ bei der Leistung realisiert (Abbildung A.3 und A.4).

Mit beiden Strahlformen liegt es bei identischen Parametern nur eine kleine vernachlässigbare Abweichung von der Aufbaurrate zwischen beiden Pulvern vor (Abbildung A.3). Bei F42k wurde mit $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ und $v = 110 \text{ mm/s}$ eine max. theoretische Aufbaurrate von $A_R = 250,39 \text{ cm}^3/\text{h}$ mit dem Pulver EA 450 erreicht. Daraus ergibt sich eine Volumenenergie von $E_V = 57,51 \text{ J/mm}^3$ (Abbildung A.4). Jedoch sind diese Parametersätze und auch die mit reduzierter Leistung von $3,5 \text{ kW}$ mit unerwünschten starken Prozessreaktionen verbunden. Dies betrachtend können die eigentlichen optimalen Parametersätze bei geringerer Leistung von $3,0 \text{ kW}$ liegen, wobei die Grenzgeschwindigkeit bei beiden Strahlformen auf gleichen Wert von $v_G = 80 \text{ mm/s}$ abnimmt. Mit diesen Parametern ist bei beiden Strahlformen mit einer vergleichbaren mittleren Wandbreite von ca. $1,8 \text{ mm}$ eine Aufbaurrate von etwa $180 \text{ cm}^3/\text{h}$ und eine Volumenenergie von etwa 60 J/mm^3 zu rechnen.

Hierbei ist der Einfluss der Intensität zu betrachten. Eine Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit durch Vergrößerung der Strahllänge sei nur mit genügender Intensität möglich, z.B. bei $P = 3,5 \text{ kW}$ mit $I_0 = 65,61 \text{ kW/cm}^2$ bei F21z und $I_0 = 47,27 \text{ kW/cm}^2$ bei F42k. Bei ungenügender Intensität erfolgt keine Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit, z.B. bei $P = 3,0 \text{ kW}$ mit $I_0 = 56,24 \text{ kW/cm}^2$ bei F21z und $I_0 = 40,52 \text{ kW/cm}^2$ bei F42k, und bei zu geringer Intensität kann eine verlängerte Strahlform im Gegensatz zur Reduzierung der Grenzgeschwindigkeit führen. Darüber hinaus wurde im Versuch protokolliert, dass bei gleicher Leistung von $3,5 \text{ kW}$ die Prozessreaktion bei F42k mit einer größeren Strahllänge stärker als bei F21z ausprägte. Das kann auf die Wechselwirkung zwischen dem Pulver bzw. Schmelzbad und den verschiedenen Strahlformen zurückzuführen. Bei einer längeren Strahlform wird die Zeit der Erwärmung größer, während der die Prozessreaktion geschieht. Zudem kann die Schmelzströmung im verlängerten Schmelzbad eine Rolle spielen. Beispielsweise wurde es in der Simulation von [127] beobachtet,

dass bei hoher Intensität die max. Strömungsgeschwindigkeit im Schmelzbad bei einer longitudinaler Strahlform größer als bei zirkularer und transversaler Strahlformen ist.

Im Vergleich zu den Ergebnissen der Voruntersuchungen von [64] ist es bei identischer Leistung und Pulvermaterial (EA 300) keine oder nur eine kleine Vergrößerung des Prozessfensters bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ zu erkennen. Mit einem zirkularen Strahl gleicher Laserquelle und vergleichbarer Strahlbreite (Durchmesser) wurde es bei $P = 2,5 \text{ kW}$ bis $v = 60 \text{ mm/s}$ regelmäßige Wandstruktur gebaut [64]. Hierbei ist mit der Strahlform F21z stabile Wände bei gleicher Leistung ebenfalls nur bis $v = 60 \text{ mm/s}$ zu sehen. Mit der Strahlform F42k wurde kein Versuch bei $P = 2,5 \text{ kW}$ durchgeführt. Von der Tendenz ist eine wenig größere Grenzgeschwindigkeit von etwa 70 mm/s bei der Leistung vorauszu sehen. Eine Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit und Aufbaurate mit den elliptischen Strahlformen F21z und F42k wurde dementsprechend grundsätzlich durch vergrößerte Strahlfläche realisiert, wodurch die Leistung mit leichter Prozessreaktion auf $3,0 \text{ kW}$ erhöht werden konnte. So wurde eine Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit bei vergleichbarer Strahlbreite von $v_G = 60 \text{ mm/s}$ auf 80 mm/s realisiert. Vergleicht man mit dem Ergebnis geringerer Leistung von $2,0 \text{ kW}$ und schwächerer Prozessreaktion bei dem zirkularen Strahl, ist mit ähnlicher mittleren Wandbreite eine noch deutlichere Verbesserung der Aufbaurate und Energieeffizienz zu erkennen (Tabelle 5.8). Allerdings ist zu erwähnen, dass die Beurteilungen von Prozessreaktion subjektiv erfolgten. Für eine exakte Schlussfolgerung bedarf es weitere Untersuchungen mit genaueren bzw. quantitativen Analysemethoden von Prozessreaktionen. Bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ zeigen diese elliptischen Strahlformen vergleichbare Ergebnisse wie bei dem zirkularen Laserstrahl [64]. Relativ gleichmäßiger Aufbau von Wandstruktur war nur bei geringer Leistung von $3,0 \text{ kW}$ mit kleiner Geschwindigkeit von etwa 40 mm/s möglich.

Vergleich der Strahlformen F42kz und F42

Sowohl bei der Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ als auch bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ ist das Prozessfenster in dem untersuchten Parameterbereich bei den Strahlformen F42 und F42kz vergleichbar. Im Vergleich zu F21z und F42k war mit diesen beiden Strahlformen mit weiter vergrößerter Strahlbreite und Strahlfläche eine Erhöhung der Leistung auf $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ möglich, während die Grenzgeschwindigkeit reduziert wurde. Hinsichtlich der geringen Ausprägung von Prozessreaktionen bei geringer Intensität ist vermutlich eine weitere Erhöhung der Laserleistung und Vergrößerung des Prozessfensters möglich.

Bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$, $P = 4,0 \text{ kW}$ und gleicher Grenzgeschwindigkeit von $v_G = 80 \text{ mm/s}$ wurden mit beiden Strahlformen vergleichbare Aufbauraten von $217,1 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V = 66,3 \text{ J}/\text{mm}^3$) bei F42kz und $204,3 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V = 70,5 \text{ J}/\text{mm}^3$) bei F42 erreicht. Dabei liegen die gemessenen mittleren Wandbreiten mit fast gleich großer Standardabweichung ($\pm 0,3 \text{ mm}$) in der Nähe von $2,0 \text{ mm}$. So ist im Vergleich zu den Ergebnissen mit dem zirkularen Strahl eines Durchmessers von etwa $4,4 \text{ mm}$ eine Erhöhung der Grenzge-

schwindigkeit von 55 mm/s auf 80 mm/s bei identischer Leistung und Pulverschichtdicke mit beiden elliptischen Strahlformen zu erkennen (Tabelle 5.8) [64]. Gegenüber den Strahlformen F21z und F42k mit $P = 3,0 \text{ kW}$ und gleicher Grenzgeschwindigkeit wird hierbei eine höhere Aufbaurrate erreicht, während sich die benötigte Volumenenergie zunimmt.

Bei hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ ist die max. Aufbaurrate bei F42kz mit $A_R = 298,9 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V = 48,2 \text{ J/mm}^3$) wenig höher als bei F42 mit $A_R = 272,2 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V = 52,9 \text{ J/mm}^3$). Zu beachten ist, bei dem Wert bei F42kz aufgrund der Unregelmäßigkeit am Querschliff eine relativ größere mittlere Wandbreite gemessen wurde und die tatsächliche Aufbaurrate ist mit einem kleineren Wert abzuschätzen (Abbildung 5.14). Beide vergleichbare Werte wurden mit $P = 4,0 \text{ kW}$ und $v = 40 \text{ mm/s}$ erreicht und sind wenig kleiner als der Wert mit einem zirkularen Strahl und gleichen Parametern ($A_R = 307,44 \text{ cm}^3/\text{h}$ mit $E_V = 46,83 \text{ J/mm}^3$) [64]. Dabei sind die Wände mit diesen elliptischen Strahlformen mit $b_W \approx 2,7 \text{ mm}$ und optimaler Beschaffenheit der Wandfläche wenig schmaler (Tabelle 5.8). So ist hierbei hinsichtlich des Prozessfensters, der Aufbaurrate und Energiedichte keine signifikante Optimierung des Prozesses durch diese elliptischen Strahlformen zu erkennen. Darüber hinaus ist mit beiden Strahlformen ein relativ regelmäßiger Aufbau von Wänden bei $v = 50 \text{ mm/s}$ möglich, somit die Aufbaurrate potenziell weiter erhöht werden kann.

Die Strahlbreite von F42kz ($B = 2,7 \text{ mm}$) ist wenig kleiner als bei F42 ($B = 3,0 \text{ mm}$). Noch zu erwähnen ist, dass wie bei der Strahlform F21z ist am Rand des Strahlprofils bei F42kz abnehmende Intensitätsverteilung zu sehen (Abbildung 4.3). Resultierend besitzt diese Strahlform geringere effektive Strahlbreite. Über die mittlere Wandbreite mit identischen Leistungen und Geschwindigkeiten ist kein eindeutiger Unterschied zwischen beiden Strahlformen zu erkennen (Abbildung A.2). Außerdem sind die Spurbreiten der Wände mit beiden Strahlformen bei identischen Parametern meist vergleichbar (Abbildung 5.18 und 5.15), obwohl F42 theoretisch eine größere Strahlbreite als F42k besitzt. Dabei sind die Einschmelztiefen bei F42 kleiner als bei F42kz. Das kann auf die große Differenz der Strahlfläche und Intensität bei gleicher Leistung zwischen beiden Strahlformen zurückführen.

Theoretisch verringert sich die Spurbreite und Wandbreite mit abnehmenden Energieeinträgen bei steigender Geschwindigkeit oder abnehmender Leistung. Von den Diagrammen ist eine große Schwankung der mittleren Wandbreite bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ bei beiden Strahlformen ab $v = 60 \text{ mm/s}$ zu erkennen (Abbildung A.2). Insbesondere bei F42 sind die ermittelten Standardabweichungen auch bei kleinen Geschwindigkeiten relativ groß (Abbildung A.2). Das deutet auf einen instabilen Bearbeitungsprozess bei geringen Intensitäten hin, aufgrund dessen zur Erzeugung dichter Volumenkörper hohe Überlappung benötigt und die Produktivität reduziert werden kann. Dabei spielt die Wärmeleitung insbesondere am Rand der Spur eine große Rolle. Somit entsteht es bei geringen Energieeinträgen nur in der Mitte des flachen Schmelzbads eine geringe

Vertiefung und am Rand fehlendes Aufschmelzen. Zugleich haben die im Prozess partiell aufgeschmolzenen und an den Wänden anhaftenden Pulverpartikel einen Einfluss auf die gemessenen mittleren Wandbreite. Gegenüberstellend ist mit einer 1,6-fachen Strahllänge bei F42 ($L = 8,35 \text{ mm}$) im Vergleich zu F42kz ($L = 5,24 \text{ mm}$) hierbei keine positive Auswirkung auf den Prozess zu erkennen.

Zusammenfassung longitudinal elliptischer Strahlformen

Zusammenfassend wurden mit den longitudinalen Strahlformen stabile Wände nur mit genügender Strahlbreite generiert. Mit $B \approx 1,9 \text{ mm}$ konnte die Grenzgeschwindigkeit bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ und gleicher Leistung von $3,5 \text{ kW}$ mit einer verlängerten elliptischen Strahlform von 80 auf 100 mm/s erhöht werden, wobei die Prozessreaktionen stark ausprägten. Bei geringerer Leistung von $3,0 \text{ kW}$ mit reduzierter Prozessreaktion zeigten beide elliptische Strahlformen gleiche Ergebnisse und im Vergleich zu dem zirkularen Strahl ähnlicher Strahlbreite ein größeres Prozessfenster beim Behalten der Auflösung ($b_W \approx 1,8 \text{ mm}$).

Regelmäßiger Aufbau von Wänden mit hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ war nur mit weiter vergrößerter Strahlbreite möglich. Mit $B = 2,7 \text{ mm}$ und $3,0 \text{ mm}$ wurde bei $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ und 40 mm/s eine vergleichbare max. theoretische Aufbaurrate von etwa $270 - 280 \text{ cm}^3/h$ mit beiden elliptischen Strahlformen erreicht, welche wenig kleiner als der Wert mit dem zirkularen Strahl mit identischen Parametern ist. Bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ konnte es mit beiden großen elliptischen Strahlformen bei der max. Leistung mit höherer Geschwindigkeit bis $v_G = 80 \text{ mm/s}$ als der zirkulare Strahl vergleichbarer Größe bearbeitet werden. Aufgrund der geringen Intensität traten mit steigender Geschwindigkeit Unregelmäßigkeiten am Rand der Wände auf. Hinsichtlich der vergleichbaren Aufbaurrate, Energieeffizienz und der Regelmäßigkeit der Wände ist hierbei keine signifikante positive Auswirkung mit einer verlängerten elliptischen Strahlformen zu erkennen. Jedoch besteht es mit der geringen Ausprägung von Prozessreaktionen das Potential, die Leistung und folglich das Prozessfenster und Aufbaurrate weiter zu erhöhen.

5.3 Generierung von Wänden mit transversal elliptischen Strahlformen

Im Versuch wurden die Ausrichtung des Bearbeitungskopfs sowie die Orientierung von Zylinderlinsen konstant gehalten. Eine Wechslung der Bearbeitungsrichtung von longitudinal zu transversal erfolgte durch Änderung der Programmierung des Achsensystems, wodurch die Bearbeitungsrichtung jeder Einzelspur von x-Achse zu y-Achse gewechselt wurde. Zugleich wurde die Ausrichtung von Schutzgasdüse entsprechend der Bearbeitungsrichtung angepasst. Alle restliche Experimentalbedingungen blieben dabei identisch.

5.3.1 Charakterisierung der Prozessreaktion

Im Allgemeinen war die Ausprägung von Prozessreaktionen in transversaler Bearbeitungsrichtung schwächer als in longitudinaler Richtung mit identischen Leistungen und Intensitäten (Tabelle 5.9). Üblich wurden beim Einstich große Fackel, starke Spritzer und Schmauch beobachtet. Bei hohen Leistungen und Intensitäten wurde Spritzer fast in allen Richtungen beobachtet, welche bei geringen Leistungen und Intensitäten hauptsächlich entlang der Strömungsrichtung des Schutzgases und nach oben ausprägte. Die stärksten Prozessreaktionen wurden ebenfalls bei der Strahlform F24k beobachtet. Dabei wurden relativ kleine und stabile Dampffackel, starke Spritzer und großer Schmauch erkannt.

| P | I_0 | v | EA 300 | | | EA 450 | | |
|--|-------|--------|--------|----------|----------|--------|----------|----------|
| | | | Fackel | Spritzer | Schmauch | Fackel | Spritzer | Schmauch |
| Strahlform F12 ($1,47 \times 3,59 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 2,5 | 60,32 | 30-70 | - | - | - | + | - | + |
| 2,0 | 48,25 | 20-60 | + | + | + | | | |
| Strahlform F12z ($1,93 \times 3,51 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 3,0 | 56,24 | 40-80 | - | + | - | - | - | - |
| 2,5 | 46,86 | 30-70 | + | + | - | | | |
| Strahlform F12z ($1,93 \times 3,51 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 3,5 | 65,61 | 50-90 | | | | - | - | -- |
| 3,0 | 56,24 | 30-70 | | | | + | + | - |
| Strahlform F14 ($1,61 \times 8,47 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 37,35 | 20-60 | | | | + | - | + |
| 3,5 | 32,68 | 20-60 | | | | + | - | + |
| 3,0 | 28,01 | 20-60 | | | | + | - | ++ |
| Strahlform F14 ($1,61 \times 8,47 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 37,35 | 20-60 | - | - | - | + | - | + |
| Strahlform F24 ($3,02 \times 8,35 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | 10-50 | + | - | + | + | - | + |
| Strahlform F24k ($1,92 \times 4,91 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | 50-100 | - | - | -- | - | - | - |
| 3,5 | 47,27 | 50-90 | | | | + | + | + |
| Strahlform F24k ($1,92 \times 4,91 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | 40-90 | - | -- | -- | - | - | - |
| 3,5 | 47,27 | 30-80 | - | -- | -- | + | - | + |
| Strahlform F24kz ($2,71 \times 5,24 \text{ mm}$), $d_z = 0,5 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | 50-90 | - | - | - | | | |
| Strahlform F24kz ($2,71 \times 5,24 \text{ mm}$), $d_z = 1,0 \text{ mm}$ | | | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | 30-80 | - | - | - | + | - | + |
| -- starke Ausprägung - ersichtliche Ausprägung + schwache Ausprägung ++ fast keine Ausprägung | | | | | | | | |

Tabelle 5.9: Übersicht in transversaler Bearbeitungsrichtung durchgeführter Versuche mit beiden Pulvern und den zugehörigen Parametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit Charakterisierung von Prozessreaktionen.

5.3.2 Makrostruktur

In Analogie zu longitudinaler Bearbeitung sind die Ergebnisse mit transversal ellip-tischen Strahlformen ebenfalls durch die Tabellen mit Klassifikation der Wände zur Veranschaulichung des Prozessfensters, die exemplarische Darstellung von Fotos und die Diagramme von Spurbreite und Einschmelztiefe zu präsentieren. Die Querschliffe der Wände mit den Grenzparametern werden bei den Strahlformen mit vergleichbarer Strahlbreite zusammengestellt.

Ergebnisse mit der Strahlform F12 ($L \times B = 1,47 \times 3,59 \text{ mm}$)

Aufgrund starker Prozessreaktionen bei hoher Intensität wurde mit der Strahlform F12 die Leistung zum Schutz von Optiken nur auf $2,5 \text{ kW}$ erhöht. Versuche mit erhöhter Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ wurde daher auch als nicht bevorzugt abgeschätzt und nicht durchgeführt. Mit beiden Pulvern wurden regelmäßige Wände bis $v = 50 \text{ mm/s}$ bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ und $P = 2,5 \text{ kW}$ gebaut (Tabelle 5.10).

| P [kW] | I_0 [kW/cm ²] | v [mm/s] | | | | | |
|-----------------------------------|--------------------------------|------------|----|----|----|----|----|
| | | 20 | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | |
| 2,5 | 60,32 | | S | S | S | E | B |
| 2,0 | 48,25 | S | S | S | E | B | |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | |
| 2,5 | 60,32 | | S | S | S | B | B |

Tabelle 5.10: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F12 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

Wie in Abbildung 5.21 dargestellt zeigen die Wände aus beiden Pulvern mit vergleichbarer Regelmäßigkeit nur einen Unterschied von den Anlassfarben. Dieser ist hauptsächlich auf die kleine Veränderung der Position von Schutzgasdüse beim Wechsel der Bearbeitungsrichtung zurückzuführen, wodurch die Konzentration des Schutzgases in

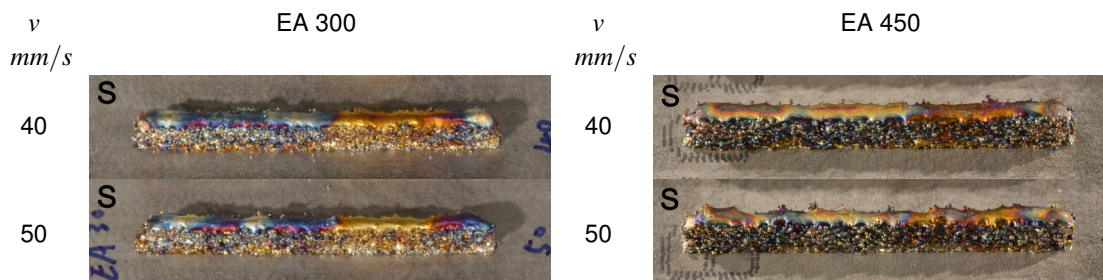


Abbildung 5.21: Erzeugte Wände mit der Strahlform F12 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , der Leistung $P = 2,5 \text{ kW}$ und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

der Umgebung der Schmelzspur beeinflusst wurde. An den Seiten der Wände sind die relativ rauen Wandflächen mit Anhaftung von Pulverpartikeln zu beobachten. Im Vergleich zu den Wänden in longitudinaler Bearbeitungsrichtung sind hierbei die Überhöhungen am Beginn und Ende der Wände deutlich geringer oder kaum zu sehen. Dies lässt sich mit dem kleineren Benetzungswinkel bei vergrößerter Strahlbreite begründen. So besitzen die Wände besserer Regelmäßigkeit an der Wandhöhe.

Von den Diagrammen ist mit steigender Geschwindigkeit eine deutliche Absenkung der Spurbreite und Einschmelztiefe zu erkennen (Abbildung 5.22). Ähnlich wie bei longitudinaler Bearbeitungsrichtung sind hierbei stabile Wände ebenfalls nur mit genügender Einschmelztiefe von $d_E \geq 1,5 \text{ mm}$ zu sehen. Außerdem wurde es mit großer Einschmelztiefe ($d_E \geq 0,3 \text{ mm}$) bei geringen Geschwindigkeiten und hohen Energieeinträgen regelmäßige Wände gebaut. Im Gegensatz konnten in longitudinaler Bearbeitungsrichtung bei den Parametern mit ähnlicher Einschmelztiefe deutliche Unregelmäßigkeiten und Überhöhungen (Kategorie **Humping**) entstehen.

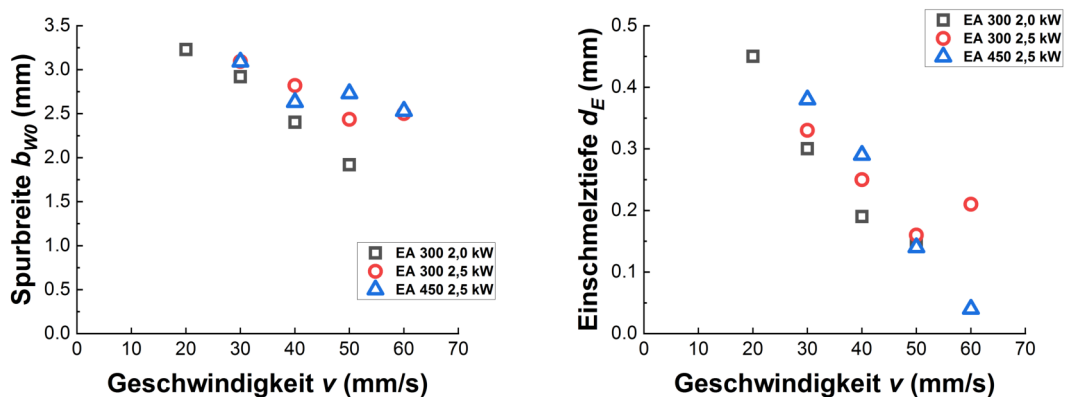


Abbildung 5.22: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F12 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und der Pulverschichtdicke $d_z = 0,5 \text{ mm}$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

Ergebnisse mit der Strahlform F12z ($L \times B = 1,93 \times 3,51 \text{ mm}$)

Mit der Strahlform F12z mit vergrößerter Strahlfläche im Vergleich zu F12 war eine Erhöhung der Leistung bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ auf $3,0 \text{ kW}$ und bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ auf $3,5 \text{ kW}$ möglich. Beide Pulver zeigen gleiche Prozessfenster bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ (Tabelle 5.11). Stabile Wände wurden bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ aus beiden Pulvern bis $v = 60 \text{ mm/s}$ und bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ aus EA 450 bis $v = 50 \text{ mm/s}$ gebaut. Da das Pulver EA 300 deutlich stärker als EA 450 reagierte, wurde kein Versuch mit EA 300 mit $d_z = 1,0 \text{ mm}$ durchgeführt.

Am Beginn und Ende der Wände mit hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ sind Bindefehler bei hoher Geschwindigkeit von 50 mm/s zu sehen (Abbildung 5.23). Das ist

| P [kW] | I_0 [kW/cm ²] | v [mm/s] | | | | | | |
|--------------------------|--------------------------------|------------|----|----|----|----|----|----|
| | | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 |
| EA 300 ($d_z = 0,5$ mm) | | | | | | | | |
| 3,0 | 56,39 | | S | S | S | E | B | |
| 2,5 | 46,99 | S | S | E | B | B | | |
| EA 450 ($d_z = 0,5$ mm) | | | | | | | | |
| 3,0 | 56,39 | | S | S | S | E | B | |
| EA 450 ($d_z = 1,0$ mm) | | | | | | | | |
| 3,5 | 65,78 | | | S | E | B | B | B |
| 3,0 | 56,39 | S | S | E | B | B | | |

Tabelle 5.11: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F12z mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

auf die geringe Einschmelztiefe von $d_E \approx 0,2$ mm zurückzuführen (Abbildung 5.25). Bei der ersten Schicht liegt am Rand der Spur aufgrund von Oberflächenspannungen nur eine geringe Schichtdicke vor. Zugleich wurde Pulvermaterial in der Mitte des Schmelzbads bzw. der Spur eingezogen. Diese geringe Schichtdicke am Rand der Spur konnte bei der nächsten Schicht mit kleiner Einschmelztiefe nicht umgeschmolzen werden und führte folglich zu Bindefehler. So entstehen bei den untersten Schichten Hohlräume und Abbruch am Beginn bzw. Ende der Wände. Zudem sind mit höheren Energieeinträgen bei reduzierter Geschwindigkeit oder erhöhter Leistung homogenere Wandflächen mit weniger Anhaftung von partiell geschmolzenen Pulverpartikel bezüglich der Wand mit 40 mm/s und 3,0 kW beobachtbar. Noch zu sehen ist, dass die bei longitudinaler Bearbeitung (F42kz und F42) beschriebenen Überhöhungen der Einzelschichten, die durch die Überlappung teilweise kompensiert wurden, hierbei deutlich weniger geschieht.

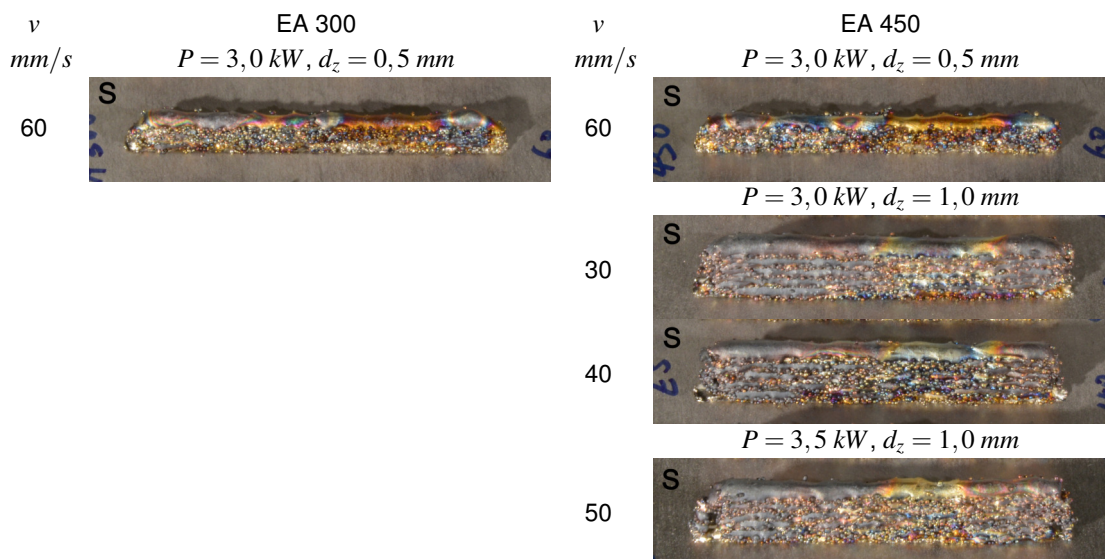


Abbildung 5.23: Erzeugte Wände mit der Strahlform F12z aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

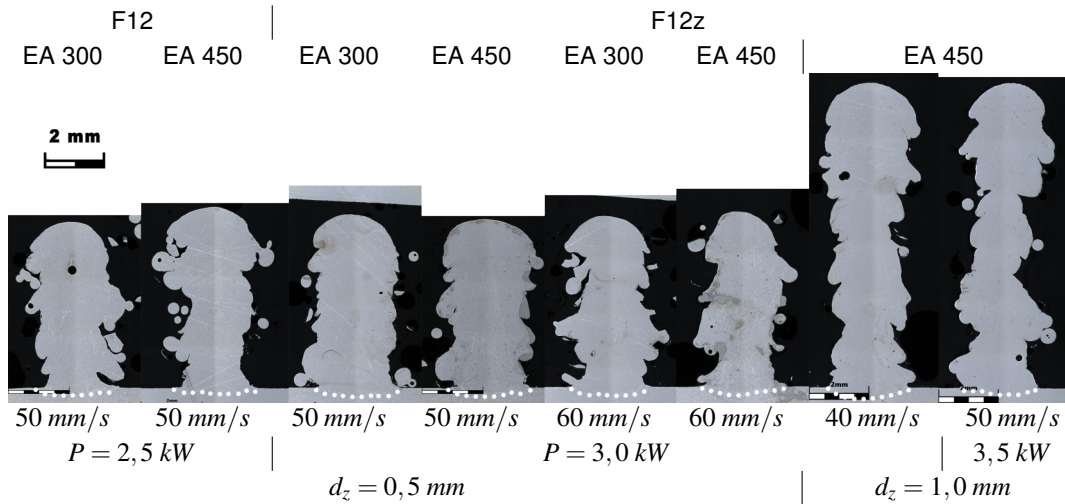


Abbildung 5.24: Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie **Stabil** mit der Strahlform F12 und F12z aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und Leistung P). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet.

Von den Querschliffen von den Wänden mit beiden Strahlformen F12 und F12z ist zuerst eine deutliche Verschlechterung der Regelmäßigkeit an der Wandbreite bei erhöhter Geschwindigkeit oder reduzierter Leistung zu erkennen (Abbildung 5.24). Zudem ist bei der Wand mit $d_z = 1,0 \text{ mm}$, $P = 3,5 \text{ kW}$ und $v = 50 \text{ mm/s}$ eine starke Zunahme der Unregelmäßigkeit auch bei den oberen Schichten gegenüber der mit $P = 3,0 \text{ kW}$ und $v = 40 \text{ mm/s}$ sichtbar. Darüber hinaus wurde bei der Wand eine anormale kleinere Einschmelztiefe als bei $3,0 \text{ kW}$ gleicher Geschwindigkeit gemessen (Abbildung 5.25). Im Versuch wurde bei der Probe starker Schmauch beobachtet. Vermutlich wurde die Strahlintensität durch Wechselwirkung mit dem Dampf und Schmauch (Absorption und Streuung) reduziert, was zu geringeren Spurbreite und Einschmelztiefe und folglich zu diesem Phänomen führte.

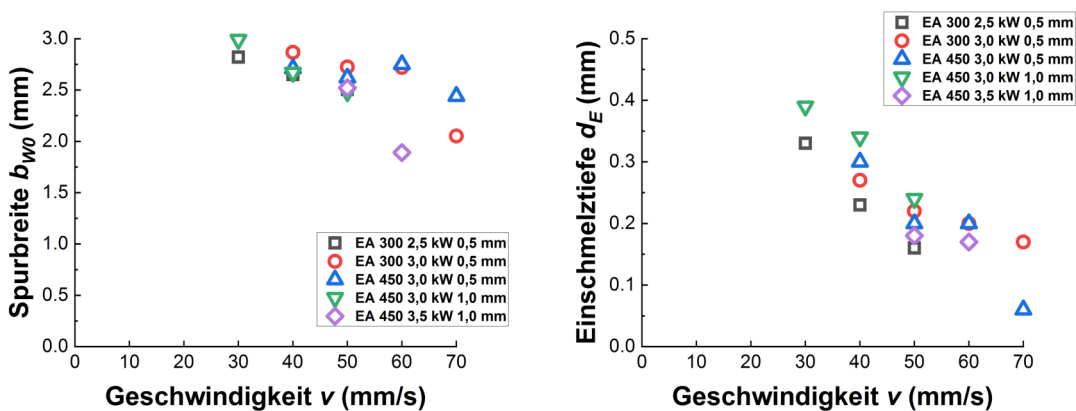


Abbildung 5.25: Spurbreite b_{w0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F12z aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

Die Spurbreite ist mit identischer Leistung und Geschwindigkeit bei beiden Pulvern vergleichbar und sinkt mit steigender Geschwindigkeit (Abbildung 5.25). Eine starke Schanwankung davon ist ab $v = 60 \text{ mm/s}$ sichtbar, wobei sich die Regelmäßigkeit der Wände deutlich verringert. Stabile Wände sind hierbei ebenfalls nur bei $d_E \geq 0,15 \text{ mm}$ zu sehen. Noch zu beobachten ist, dass mit gleicher Leistung von $3,0 \text{ kW}$ und Geschwindigkeiten von 40 mm/s und 50 mm/s die Einschmelztiefen bei hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ größer als bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ sind.

Ergebnisse mit der Strahlform F24k ($L \times B = 1,92 \times 4,91 \text{ mm}$)

Mit der Strahlform F24k zeigt das Pulver EA 300 bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ und $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ ein wenig größeres Prozessfenster mit $v_G = 70 \text{ mm/s}$ als EA 450 mit $v_G = 60 \text{ mm/s}$ (Tabelle 5.12). Dabei wird die Wand aus EA 450 mit $v = 70 \text{ mm/s}$ aufgrund von Hohlräumen bei den untersten Schichten als **Einschnürung** klassifiziert.

| P | I_0 | $v \text{ [mm/s]}$ | | | | | | | |
|-----------------------------------|-------|--------------------|----|----|----|----|----|----|-----|
| | | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 | 100 |
| EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | | S | S | S | B | B | |
| EA 300 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | E | E | B | B | B | | |
| 3,5 | 47,27 | S | S | B | B | B | | | |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | | | S | E | B | B | B |
| 3,5 | 47,27 | | | S | S | B | B | B | |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | | | |
| 4,0 | 54,02 | | | E | B | B | B | B | |
| 3,5 | 47,27 | | S | E | B | B | B | | |

Tabelle 5.12: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F24k mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

Beide Pulver zeigen bei erhöhter Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ vergleichbare Ergebnisse (Tabelle 5.12). Mit $P = 3,5 \text{ kW}$ wurden aus beiden Pulvern stabile Wände bei $v = 40 \text{ mm}$ gebaut. Dabei wurde der Versuch mit EA 300 nach 6 Schichten abgebrochen, da der Balling-Effekt bei der Wand mit $v = 70 \text{ mm/s}$ so stark war, sodass die örtliche Überhöhung die Bewegung der Schutzgasdüse behinderte (Abbildung 5.26). Die Wand mit $v = 40 \text{ mm/s}$ wurde hinsichtlich der Kontinuität und Regelmäßigkeit mit fast keiner Behinderung des Pulveraufzugs während dem Prozess als **Stabil** klassifiziert. Eine Erhöhung der Leistung auf $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ führte aber nicht zur eindeutigen Vergrößerung des Prozessfensters. Die Wand aus EA 300 mit der max. Leistung und $v = 40 \text{ mm/s}$ wird hinsichtlich der sichtbaren Einschnürung in der Mitte nicht als **Stabil** klassifiziert. Zudem ist das ähnliche Phänomen auch bei $v = 50 \text{ mm/s}$ gleicher Leistung zu beobachten, wobei es zu Bindefehlern sowie Abbruch oder Hohlräumen an den Wänden aus

beiden Pulvern führt (Abbildung 5.26).

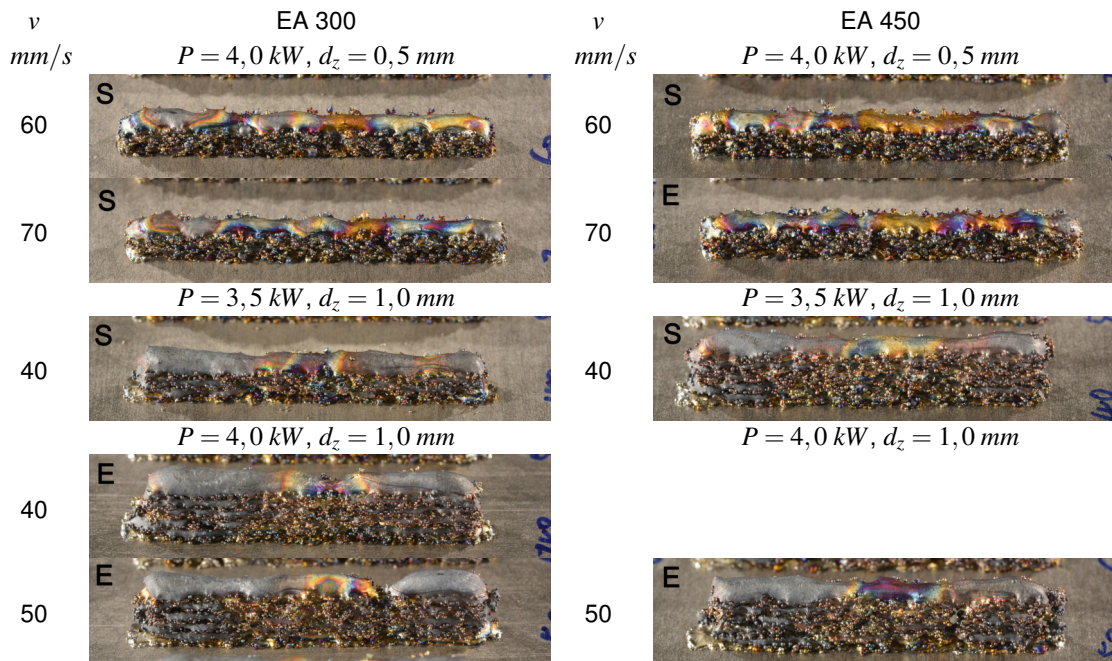


Abbildung 5.26: Erzeugte Wände mit der Strahlform F24k aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Leistung P , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

Im Allgemeinen ist es bei allen Wänden mit dieser Strahlform raue Wandfläche mit Anhaftung von Pulverpartikeln zu sehen. Außerdem ist eine unregelmäßige Breite der Einzelspuren insbesondere bei den Grenzgeschwindigkeiten zu erkennen, woraus nach der Überlappung eine inhomogene Wandfläche resultiert (Abbildung 5.26). Ähnliches Phänomen wurde auch bei den Strahlformen F12 und F12z beobachtet, wobei mit steigender Geschwindigkeit sich die Homogenität von Wandfläche verringert. Hierbei ist

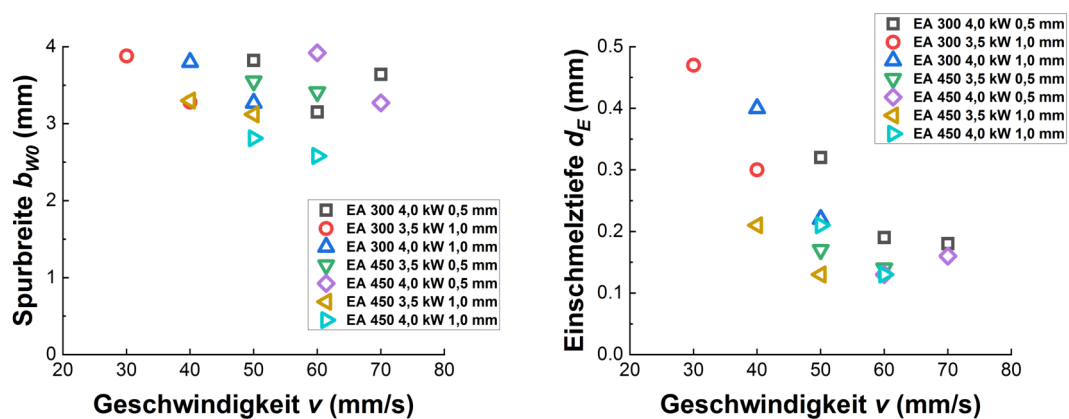


Abbildung 5.27: Spurbreite b_{w0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F24k aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

von dem Strahlprofil bei F24k eine gleichmäßige Intensitätsverteilung und keine deutliche Absenkung der Intensität am Rand des Profils zu sehen (Abbildung 4.3). So ist es hauptsächlich auf die kurze Wechselwirkungszeit zwischen Laserstrahl und Pulver bzw. Schmelze bei kleiner Strahllänge zurückzuführen.

Bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ liegen die Einschmelztiefen der Kategorie **Stabil** mit der Strahlform F24k ebenfalls in dem Bereich von $d_E \geq 0,15 \text{ mm}$ (Abbildung 5.27). Die Wände mit $v = 50 \text{ mm/s}$ und $d_z = 1,0 \text{ mm}$ besitzen nur eine relativ kleine Einschmelztiefe ($d_E \leq 0,21 \text{ mm}$), was Grund für die Unregelmäßigkeit sein kann.

Ergebnisse mit der Strahlform F24kz ($L \times B = 2,71 \times 5,24 \text{ mm}$)

Mit der Strahlform F24kz sind ähnliche Ergebnisse wie bei F24k zu sehen (Tabelle 5.13). Zur Erzeugung stabiler Wände bei $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ konnte die Geschwindigkeit bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ nur bis 40 mm/s und bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ bis 60 mm/s erhöht werden.

| P | I_0 | $v \text{ [mm/s]}$ | | | | | | |
|-----|-------|-----------------------------------|----|----|----|----|----|----|
| | | 30 | 40 | 50 | 60 | 70 | 80 | 90 |
| | | EA 300 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | | | S | S | E | B | B |
| | | EA 300 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | S | S | B | B | B | | |
| | | EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | |
| 4,0 | 35,86 | | S | E | B | B | B | |

Tabelle 5.13: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F24kz mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

Wie bei der Strahlform F24k ist hierbei ebenfalls raue Wandfläche zu sehen (Abbildung 5.28). Diese unregelmäßige Schmelzbahnbreite der einzelnen Schichten lässt sich an den Querschliffen der Wände mit den Grenzparametern mit beiden Strahlformen gut erkennen (Abbildung 5.29). Dabei ist mit einer größeren Strahllänge im Vergleich zu

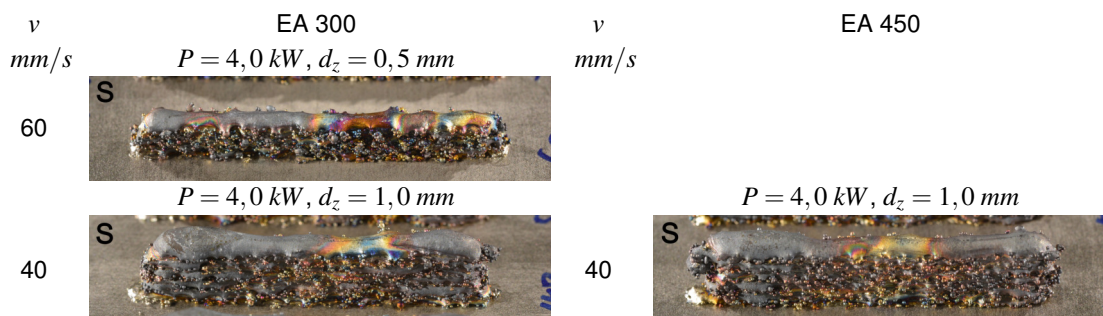


Abbildung 5.28: Erzeugte Wände mit der Strahlform F24kz aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

F24k keine signifikante Verbesserung der Homogenität von Wandflächen bei F24kz beobachtbar. Alle Schmelzbäder besitzen mit kleinen Einschmelztiefen sehr flache Form und es liegt bei hohen Geschwindigkeiten von 60 mm/s nur eine sehr geringe oder kaum Einschweißung vor.

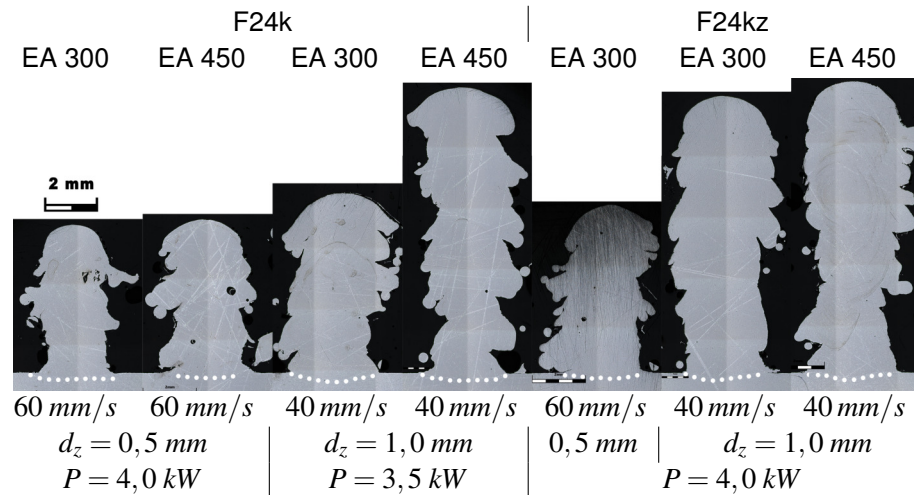


Abbildung 5.29: Ungeätzte Querschliffe der Wände der Kategorie **Stabil** mit der Strahlformen F24k und F24kz aus beiden Pulvern mit den Grenzparametern (Geschwindigkeit v , Leistung P und Pulverschichtdicke d_z). Die Grenzfläche des Schmelzbads (WEZ) wird gekennzeichnet.

Auch bei kleinen Geschwindigkeiten sind die gemessenen Spurbreiten mit $b_{W0} < 3,8\text{ mm}$ deutlich kleiner als die Strahlbreite von $B = 5,24\text{ mm}$ (Abbildung 5.30). Mit der Grenzgeschwindigkeit von $v_G = 60\text{ mm/s}$ bei $d_z = 0,5\text{ mm}$ und $v_G = 40\text{ mm/s}$ bei $d_z = 1,0\text{ mm}$ sind die Einschmelztiefen auch bei dem Pulver EA 300 relativ klein.

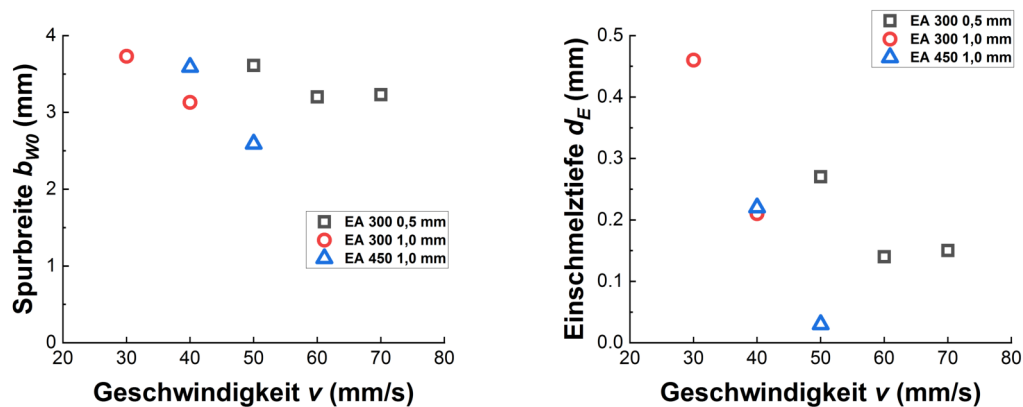


Abbildung 5.30: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F24kz aus beiden Pulvern mit verschiedener Pulverschichtdicke d_z und der Leistung $P = 4,0\text{ kW}$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

Ergebnisse mit der Strahlform F14 ($L \times B = 1,61 \times 8,47 \text{ mm}$)

Mit der Strahlform F14 sind stabile Wände aufgrund der großen Strahlfläche und geringer Intensität nur bis einer kleinen Geschwindigkeit von 20 mm/s bei beiden Pulverschichtdicken und $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ zu sehen. Dabei zeigen beide Pulver gleiche Ergebnisse (Tabelle 5.14).

| P [kW] | I_0 [kW/cm ²] | v [mm/s] | | | | |
|-----------------------------------|--------------------------------|------------|----|----|----|----|
| | | 20 | 30 | 40 | 50 | 60 |
| EA 300 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | |
| 4,0 | 37,35 | S | B | B | B | B |
| EA 450 ($d_z = 0,5 \text{ mm}$) | | | | | | |
| 4,0 | 37,35 | S | E | B | B | B |
| 3,5 | 32,68 | E | B | B | B | B |
| 3,0 | 28,01 | B | B | B | B | B |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | |
| 4,0 | 37,35 | S | E | B | B | B |

Tabelle 5.14: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F14 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

Neben der Anhaftung von Pulvern an den Wänden mit $v = 20 \text{ mm/s}$ ist bei beiden Pulverschichtdicken eine optimale Regelmäßigkeit an der Wandhöhe und Wandbreite zu erkennen (Abbildung 5.31). Dabei sind die rauen Wandflächen ersichtlich, welche mit wenig erhöhter Geschwindigkeit auf 30 mm/s zu starken Unregelmäßigkeiten sowie örtliche Einschnürungen und Hohlräumen an den Seiten der Wände insbesondere bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ entwickeln. Außerdem besitzen die Spuren relativ glatte Oberfläche mit

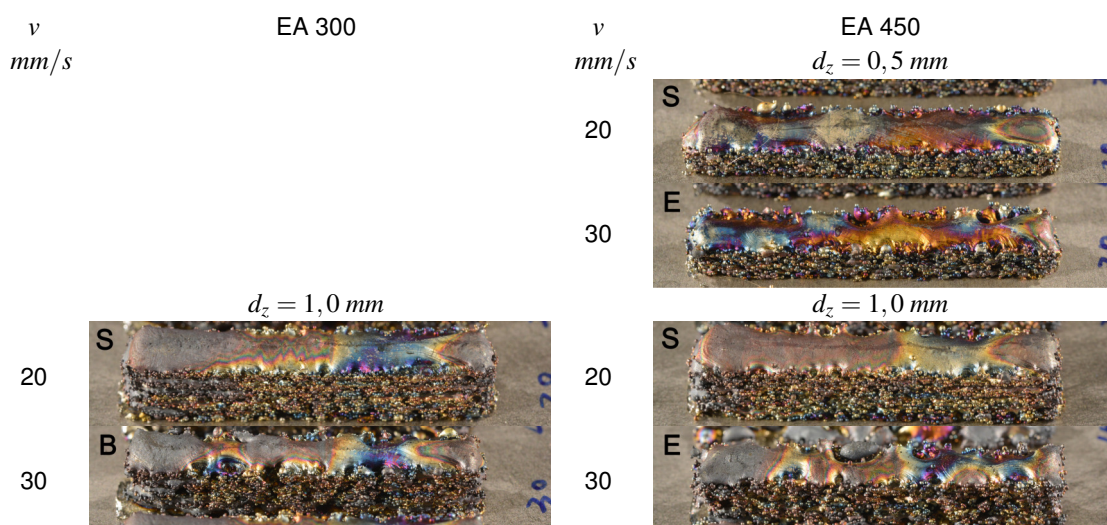


Abbildung 5.31: Erzeugte Wände mit der Strahlform F14 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Pulverschichtdicke d_z , Geschwindigkeit v und der Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

Anlassfarben und dunkler Farbe aufgrund von Oxidation. Die Überhöhungen am Beginn und Ende der Wände sind hierbei ebenfalls kaum zu sehen. In der Abbildung richtet die Bearbeitungsrichtung letzter Schicht von links nach rechts. Dabei ist kurz vor dem Ende der letzten Spur eine kleine Unregelmäßigkeit sichtbar.

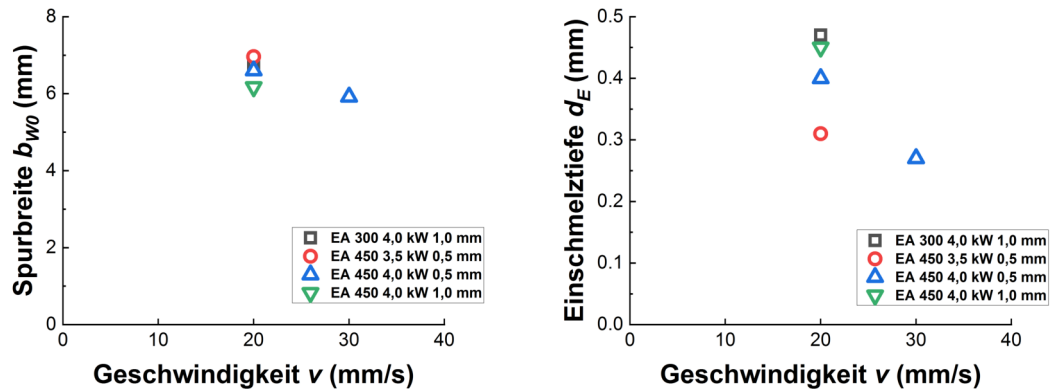


Abbildung 5.32: Spurbreite b_{w0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F14 aus beiden Pulvern mit verschiedener Leistung P und Pulverschichtdicke d_z in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

In der Mitte der Spur liegt eine relativ genügende Einschweißung vor, wobei mit $P = 4,0 \text{ kW}$ und $v = 30 \text{ mm/s}$ bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ eine Einschmelztiefe von $d_E = 0,27 \text{ mm}$ gemessen wurde (Abbildung 5.32). Außerdem ist bei $v = 20 \text{ mm/s}$ wieder eine größere Einschmelztiefe bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ als bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ zu erkennen.

Ergebnisse mit der Strahlform F24 ($L \times B = 3,02 \times 8,35 \text{ mm}$)

Wie bei F14 konnten mit der Strahlform F24 regelmäßige Wände ebenfalls nur mit geringen Geschwindigkeiten bis $v = 20 \text{ mm/s}$ bei $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ gebaut werden (Tabelle 5.15). Im Versuch wurde die Pulverschichtdicke nach Erkenntnissen mit der Strahlform F14 direkt auf $d_z = 1,0 \text{ mm}$ erhöht. Beide Pulver zeigen vergleichbare Ergebnisse.

| P | I_0 | v [mm/s] | | | | | |
|-----------------------------------|-------|------------|-----------------------|----|----|----|----|
| | | [kW] | [kW/cm ²] | 10 | 20 | 30 | 40 |
| EA 300 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | S | S | B | B | B | |
| EA 450 ($d_z = 1,0 \text{ mm}$) | | | | | | | |
| 4,0 | 20,20 | S | S | E | B | B | B |

Tabelle 5.15: Klassifikation der Wände aus beiden Pulvern und den entsprechenden Prozessparametern (Leistung P , Intensität I_0 , Geschwindigkeit v und Pulverschichtdicke d_z) mit der Strahlform F24 mit den Kennzeichnungen: S (grün) für **Stabil**; E (orange) für **Einschnürung**; B (blau) für **Balling**.

Mit $v = 10 \text{ mm/s}$ besitzen die Wände höhere Regelmäßigkeit an der Wandbreite, so dass die Wandfläche deutlich homogener als bei $v = 20 \text{ mm/s}$ ist (Abbildung 5.33). Bei

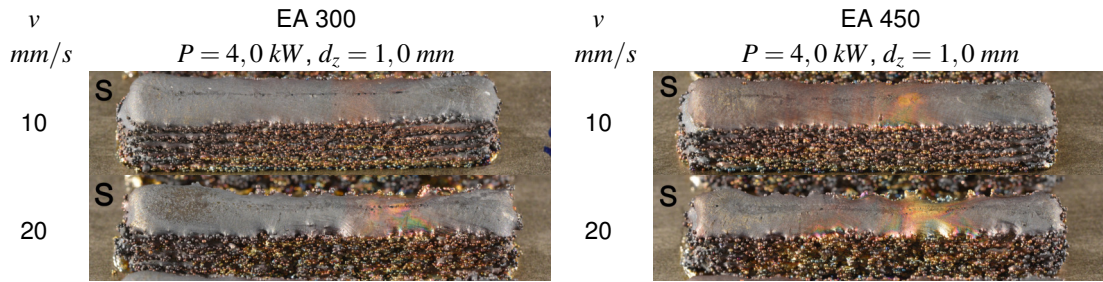


Abbildung 5.33: Erzeugte Wände mit der Strahlform F24 aus beiden Pulvern mit der entsprechenden Geschwindigkeit v , der Pulverschichtdicke $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$ mit Kennzeichnung der Klassifikation im Bild.

der letzten Spur kann eine saubere glatte Oberfläche beobachtet werden, welche eine dunkle Farbe aufgrund von Oxidation aufweist. Insbesondere bei $v = 10 \text{ mm/s}$ sind bei den Wänden aus beiden Pulvern optimale Wandbreite und Wandhöhe ohne Überhöhungen am Beginn und Ende der Wände zu erkennen. Mit einem breiten und flachen Schmelzbad sind keine Überhöhungen von der Einzelschichten beobachtbar, die bei den longitudinal elliptischen Strahlformen F42kz und F42 beschrieben und durch die Überlappung wieder kompensiert wurden. So ist gleichmäßige Wandbreite auch an den Querschliffen ersichtlich (Abbildung 5.34). Außerdem ist die kleine Unregelmäßigkeit kurz vor dem Ende der letzten Spur im Vergleich zu $v = 20 \text{ mm/s}$ fast nicht zu sehen.

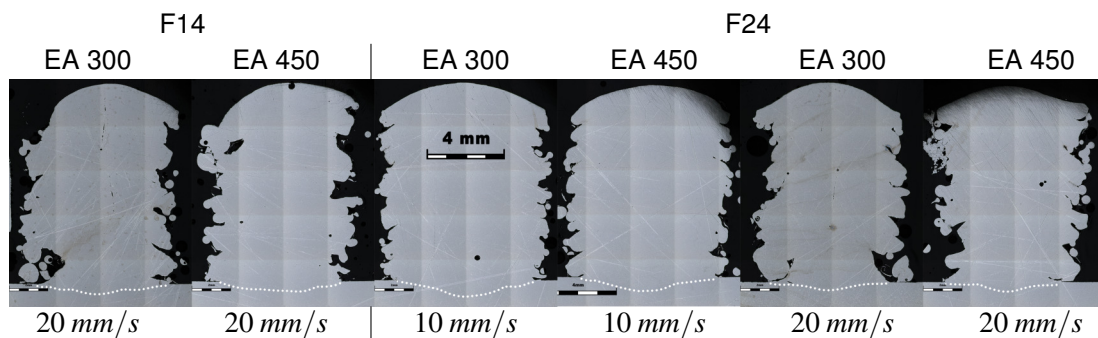


Abbildung 5.34: Ungeätzte Querschliffe der Wände mit den Strahlformen F14 und F24 aus beiden Pulvern mit verschiedener Geschwindigkeit v , der Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$ und Pulverschichtdicke $d_z = 1,0 \text{ mm}$. Die Grenzfläche des Schmelzbaus wird gekennzeichnet. Mit erhöhter Geschwindigkeit sind deutliche Unregelmäßigkeiten an den Seiten der Wände mit beiden Strahlformen zu sehen.

Ein kleiner Unterschied sieht man bei der Schmelzbadform beider Profile, wobei es insbesondere bei erhöhter Geschwindigkeit von 20 mm/s nur eine geringe Vertiefung in der Mitte der Spur besteht (Abbildung 5.34). An den Seiten sinkt die Einschweißtiefe stark ab und an den Rändern liegt es fast kaum Einschweißung vor. Dieses fehlendes Aufschmelzen am Randbereich hängt mit der kurzen Wechselwirkungszeit, geringen Intensität und der Wärmeleitung zusammen und spielt bei der Entstehung der unregelmäßigen Wandbreite eine wesentliche Rolle.

Die stabilen Wände aus beiden Pulvern mit der Strahlform F24 besitzen eine Ein-

schmelztiefe (in der Mitte der Schmelzspur) von $d_E \geq 0,4 \text{ mm}$ (Abbildung 5.35). Bei $v = 10 \text{ mm/s}$ liegt es eine hohe Einschweißung mit $d_E \geq 0,6 \text{ mm}$ vor, wobei eine größere Einschmelztiefe bei dem Pulver EA 300 als EA 450 zu sehen ist.

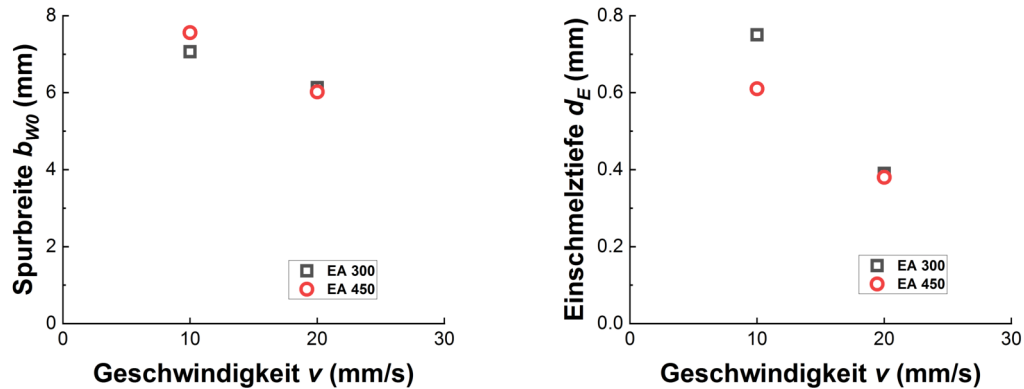


Abbildung 5.35: Spurbreite b_{W0} und Einschmelztiefe d_E der Wände mit der Strahlform F24 aus beiden Pulvern mit der Leistung $P = 4,0 \text{ kW}$ und Pulverschichtdicke $d_z = 1,0 \text{ mm}$ in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v .

5.3.3 Vergleich und Diskussion

Im Allgemeinen wurden mit allen transversal elliptischen Strahlformen stabile Wände gebaut. Es besteht keine Wand der Kategorie **Humping**. Das ist auf die große Strahlbreite ($B > 3,5 \text{ mm}$) und das kurze Schmelzbad zurückzuführen. Bei den Unregelmäßigkeiten handelt es sich hauptsächlich um ungenügendes Aufschmelzen. Ein Unterschied zwischen beiden Pulvern EA 300 und EA 450 bei der Ausprägung von Prozessreaktionen wurde hierbei ebenfalls erkannt. Mit gleicher Pulverschichtdicke zeigen beide Pulver vergleichbare Prozessfenster (Kategorie **Stabil**) bei den Strahlformen F12, F12z, F14, F24 und F24kz. Ein kleiner Unterschied ist bei der Strahlform F24k bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ und $P = 4,0 \text{ kW}$ zu erkennen. Jedoch ist die Differenz der Grenzgeschwindigkeit bei beiden Pulvern mit $\Delta v_G = 10 \text{ mm/s}$ auch relativ gering.

Die Spurbreite b_{W0} und mittlere Wandbreite b_W in Abhängigkeit von der theoretischen Aufbaurrate und die Einschmelztiefe d_E in Abhängigkeit von der Volumenenergiedichte E_V werden in den Diagrammen in Abbildung 5.36 dargestellt. Die mittlere Wandbreite b_W , die theoretische Aufbaurrate A_R und die daraus ermittelte Volumenenergiedichte E_V der verschiedenen Strahlformen in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v sind als Unterstützung jeweils in der Abbildung A.5, A.6 und A.7 zu entnehmen.

Alle stabile Wände mit transversal elliptischen Strahlformen besitzen ebenfalls eine Einschmelztiefe von $d_E \geq 0,15 \text{ mm}$ (Abbildung 5.36). Im Vergleich zu longitudinal elliptischen Strahlformen sind hierbei mit relativ großer Einschmelztiefe von $d_E > 0,3 \text{ mm}$

auch stabile Wände bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ zu sehen. Außerdem liegen die meiste Einschmelztiefe bei hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ im Bereich von $d_E \geq 0,3 \text{ mm}$. Über den Unterschied zwischen Spurbreite und mittlere Wandbreite mit den verschiedenen Strahlformen lässt sich keine eindeutige Aussage

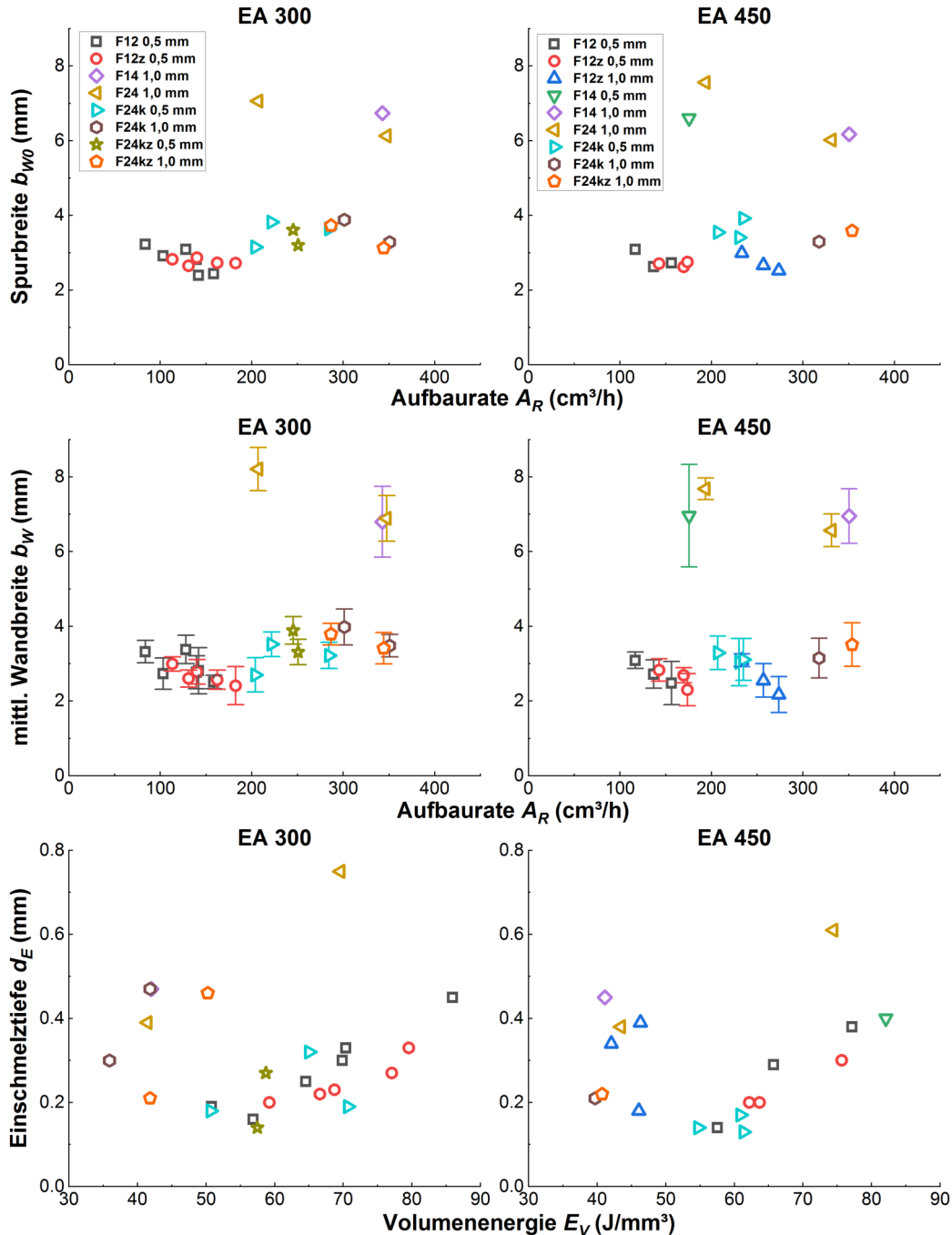


Abbildung 5.36: Spurbreite b_{W0} und mittlere Wandbreite b_W mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der theoretischen Aufbaureate A_R und Einschmelztiefe d_E in Abhängigkeit von der Volumenergie E_V von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung.

treffen. Mit identischen Parametern sind diese meistens vergleichbar (Abbildung 5.36). Mit größerer Strahlbreite ist eine allgemeine Zunahme der Standardabweichung von der mittleren Wandbreite zu erkennen, welche auf Unregelmäßigkeit an der Wandbreite hindeutet (Abbildung 5.36 und A.5).

In Analogie zu longitudinaler Bearbeitungsrichtung werden hierbei die Strahlformen ebenfalls bezüglich vergleichbarer Strahlbreite eingeordnet und basierend auf die Grenzwerte mit dem Pulver EA 450 miteinander verglichen (Tabelle 5.16). Dabei werden die Strahlbreite B und Strahllänge L durch die Änderung der Bearbeitungsrichtung zwischen Länge der Nebenachse d_y und Hauptachse d_x ausgetauscht.

| Strahlform | L [mm] | B [mm] | A [mm ²] | P [kW] | v_G [mm/s] | d_z [mm] | b_W [mm] | A_R [cm ³ /h] | E_V [J/mm ³] |
|------------|-------------|-------------|---------------------------|-------------|-----------------|---------------|----------------------------|-------------------------------|-------------------------------|
| F12 | 1,47 | 3,59 | 4,14 | 2,5 | 50 | 0,5 | 2,48 ± 0,58 | 156,4 | 57,6 |
| F12z | 1,93 | 3,51 | 5,33 | 3,0 3,5 | 60 50 | 0,5 1,0 | 2,30 ± 0,43 2,17 ± 0,48 | 173,7 273,5 | 62,2 46,1 |
| F24k | 1,92 | 4,91 | 7,40 | 4,0 3,5 | 60 40 | 0,5 1,0 | 3,11 ± 0,56 3,15 ± 0,53 | 234,8 317,5 | 61,3 39,7 |
| F24kz | 2,71 | 5,24 | 11,15 | 4,0 | 40 | 1,0 | 3,51 ± 0,58 | 353,8 | 40,7 |
| F14 | 1,61 | 8,47 | 10,71 | 4,0 4,0 | 20 20 | 0,5 1,0 | 6,96 ± 1,37 6,95 ± 0,73 | 175,4 350,3 | 82,1 41,1 |
| F24 | 3,02 | 8,35 | 19,81 | 4,0 | 20 | 1,0 | 6,57 ± 0,44 | 331,3 | 43,5 |

Tabelle 5.16: Einordnung der Strahlformen bezüglich vergleichbarer Strahlbreiten in transversaler Bearbeitungsrichtung. Die mit den verschiedenen Strahlformen erreichten Grenzwerten (Leistung P , Grenzgeschwindigkeit v_G , Pulverschichtdicke d_z , mittlere Wandbreite b_W und die zugehörige Standardabweichung, theoretische Aufbau-rate A_R und Volumenenergiedichte E_V) mit dem Pulver EA 450 werden zusammengefasst.

Im Allgemeinen sind hierbei mit weiter vergrößerten Strahlbreiten die Differenzen der Grenzgeschwindigkeiten bei beiden Pulverschichtdicken im Vergleich zu longitudinal elliptischen Strahlformen deutliche kleiner (Tabelle 5.16 und 5.8). Gegenüber der longitudinalen Bearbeitung wird die Abweichung bzw. Unregelmäßigkeit der Wandbreite insbesondere bei den Grenzgeschwindigkeiten weiter vergrößert, welche auch bei den Querschleifen beobachtet wurde.

Vergleich der Strahlformen F12 und F12z

Aufgrund starker Prozessreaktionen wurde die Leistung bei der Strahlform F12 nur auf 2,5 kW und bei F12z auf 3,0 kW erhöht. Bei kleiner Pulverschichtdicke von 0,5 mm und gleicher Leistung von 2,5 kW zeigen beide Strahlformen kleinen Unterschied von dem Prozessfenster. Dabei ist die Grenzgeschwindigkeit mit höherer Intensität bei F12 ($I_0 = 60,32 \text{ kW/cm}^2$) mit $v_G = 50 \text{ mm/s}$ wenig größer als bei F12z ($I_0 = 46,99 \text{ kW/cm}^2$) mit

$v_G = 40 \text{ mm/s}$. Mit dieser Leistung ist die Einschmelztiefe mit gleicher Geschwindigkeit bei beiden Strahlformen vergleichbar, wobei die Spurbreite und mittlere Wandbreite bei F12 wenig größer als F12z ist (Abbildung A.5, 5.22 und 5.25). Hierbei spielt die stark reduzierte Intensität im Vergleich zu vergrößerte Strahllänge eine überwiegende Rolle. Jedoch ist die damit erreichte Aufbaurrate von $A_R = 156,4 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V = 57,6 \text{ J/mm}^3$) mit einer großen mittleren Wandbreite von etwa $2,48 \text{ mm}$ relativ gering.

Mit einer vergrößerten Strahlfläche war bei F12z eine Erhöhung der Leistung auf $3,0 \text{ kW}$ ($I_0 = 56,39 \text{ kW/cm}^2$) und der Grenzgeschwindigkeit auf 60 mm/s möglich. Somit ist das Prozessfenster bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ bei F12z wenig größer als bei F12. Aus den Grenzparametern beider Strahlformen ergeben sich vergleichbare Intensität und Energiedichte. Folglich konnte es mit F12z eine höhere theoretische Aufbaurrate von $A_R = 173,7 \text{ cm}^3/\text{h}$ mit wenig kleinerer Wandbreite erreicht werden. Die entsprechende Volumenenergie beträgt $62,2 \text{ J/mm}^3$. Eine erhöhte Strahllänge übt hierbei eine geringe Wirkung auf Erhöhung von Grenzparametern und Aufbaurrate hauptsächlich durch Reduzierung der Intensität und Prozessreaktion aus.

Bei $d_z = 1,0 \text{ mm}$ wurde Versuch nur mit der Strahlform F12z und dem Pulver EA 450 durchgeführt. Eine weiter erhöhte theoretische Aufbaurrate von $A_R = 273,47 \text{ cm}^3/\text{h}$ wurde bei $P = 3,5 \text{ kW}$ und $v = 50 \text{ mm/s}$ erzielt. Daraus ist eine Volumenenergie von $46,07 \text{ J/mm}^3$ zu rechnen.

Vergleich der Strahlformen F24k und F24kz

Eine Vergrößerung der Strahlbreite auf $B \approx 5 \text{ mm}$ ermöglicht die Erhöhung der Leistung mit beiden Strahlformen auf $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$. Mit beiden Strahlformen ist das Prozessfenster vergleichbar. Mit kleiner Pulverschichtdicke von $0,5 \text{ mm}$ war eine Erhöhung der Aufbaurrate auf $234,8 \text{ cm}^3/\text{h}$ bei $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ und $v_G = 60 \text{ mm/s}$ ohne starke Prozessreaktion möglich. Dabei beträgt die mittlere Wandbreite ca. $3,11 \text{ mm}$. Mit ähnlicher Volumenenergie von $61,3 \text{ J/mm}^3$ ist die Aufbaurrate größer als bei den anderen Strahlformen der Pulverschichtdicke auch in longitudinaler Bearbeitungsrichtung, bei denen keine starke Prozessreaktion ausprägte (Tabelle 5.8).

Eine max. theoretische Aufbaurrate von $353,8 \text{ cm}^3/\text{h}$ wurde mit F24kz mit $b_W \approx 3,51 \text{ mm}$ bei hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und $v_G = 40 \text{ mm/s}$ erreicht. Mit gleicher Grenzgeschwindigkeit und geringerer Leistung von $3,5 \text{ kW}$ konnte es mit der F24k mit schmalere Wandbreite ($b_W \approx 3,15 \text{ mm}$) einen Wert von $A_R = 317,5 \text{ cm}^3/\text{h}$ erreicht werden. Dafür ist eine vergleichbare Volumenenergie von ca. $40,7 \text{ J/mm}^3$ bei F24k ($P = 4,0 \text{ kW}$) und $39,7 \text{ J/mm}^3$ bei F24kz ($P = 3,5 \text{ kW}$) zu rechnen. Hinsichtlich der Mikrostruktur zeigte die vergrößerte Strahllänge bei F24kz ebenfalls keinen signifikanten Einfluss auf die Prozessstabilität bzw. das Prozessfenster gegenüber F24k.

Im Vergleich zu den Ergebnissen mit einem zirkularen Strahl ($d_B \approx 4,4 \text{ mm}$) und glei-

chen Parametern ($P = 4,0 \text{ kW}$, $v = 40 \text{ mm/s}$, $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und dem Pulver EA 300) mit $A_R = 307,44 \text{ cm}^3/h$ ist bei diesen beiden transversal elliptischen Strahlformen mit größerer Wandbreite eine Verbesserung der theoretischen Aufbaurrate zu erkennen [64]. Wie bereits beschrieben sind an den Wänden aus beiden Strahlformen inhomogene Wandflächen zu sehen, die aus den unregelmäßigen Einzelspuren nach der Überlappung resultieren (Abbildung 5.26 und 5.28). Das ist auch durch die unregelmäßige Wandbreite an den Querschliften (Abbildung 5.29) und die große Standardabweichung der mittleren Wandbreite erkennbar (Abbildung A.5).

Grund dafür kann die kurze Wechselwirkungszeit bei kleiner Strahllänge und relativ großer Geschwindigkeit sein. Dabei kann die geringe Intensität bei großer Strahlfläche und das Verhalten des Wärmeabflusses bei großer Strahlbreite auch eine relevante Rolle spielen. An den Seiten der Spuren mit großer Strahlbreite liegt ein schnellerer Wärmeabfluss als in der Mitte vor, weshalb bei den Grenzparametern trotz genügender Einschweißung in der Mitte ungenügendes Aufschmelzen an den Seiten passieren kann. Folglich entstehen solche Unregelmäßigkeiten an den Seiten der Wände. Mit einer vergrößerten Strahllänge ist bei der Strahlform F24kz keine signifikante Verbesserung dieser Unregelmäßigkeit im Vergleich zu F24k zu beobachten. Aufgrund dieser unregelmäßigen Wandbreite bedarf es zur Erzeugung dichtes Volumenkörpers höhere Überlappung, was zur Reduzierung von Aufbaurrate und Erhöhung der Volumenenergie führt.

Vergleich der Strahlformen F14 und F24

Mit diesen beiden Strahlformen größter Strahlbreiten war gleichmäßiger Aufbau von Wänden auch bei $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ nur mit geringen Geschwindigkeiten bis 20 mm/s möglich. Aufgrund der kleinen Geschwindigkeit wurde bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ nur eine kleine Aufbaurrate von $175,4 \text{ cm}^3/h$ mit hoher Energiedichte von $82,1 \text{ J/mm}^3$ bei F14 erreicht. Mit identischen Grenzparametern besitzen die Wände mit beiden Strahlformen vergleichbare mittlere Wandbreite von $b_W \approx 6,6 - 7,0 \text{ mm}$. So ist eine Auswirkung von vergrößerter Strahllänge auf das Prozessfenster hierbei nicht zu erkennen. Außerdem sind bei $v_G = 20 \text{ mm/s}$ Unregelmäßigkeiten ebenfalls an den Seiten der Wände mit beiden Strahlformen ersichtlich, welche durch eine längere Strahlform nicht signifikant beeinflusst werden (Abbildung 5.34).

Eine theoretische Aufbaurrate von etwa $330 - 350 \text{ cm}^3/h$ mit einer Volumenenergie von ca. $41 - 44 \text{ J/mm}^3$ ist mit beiden Strahlformen bei $v_G = 20 \text{ mm/s}$ und $d_z = 1,0 \text{ mm}$ zu rechnen. Hierbei ist zu erwähnen, dass beim Aufbau von Volumenkörpern die seitlichen Unregelmäßigkeiten theoretisch einerseits durch die Anbindung und Benetzung mit der daneben stehenden Spur stabilisiert und andererseits durch die Überlappung und Verwendung verschiedener Scanstrategie vermindert werden könnten. Hinsichtlich der geringen Ausprägung von Prozessreaktionen kann die Leistung und Grenzgeschwindigkeit vermutlich weiter erhöht werden. Bei kleinerer Geschwindigkeit von 10 mm/s mit

deutlich bessere Regelmäßigkeit und Homogenität ist eine theoretische Aufbaurrate von $A_R \approx 200 \text{ cm}^3/h$ mit relativ großer Volumenenergie von $E_V \approx 72 \text{ J/mm}^3$ zu rechnen.

Zusammenfassung transversal elliptischer Strahlformen

Hinsichtlich des Prozessfensters, der Aufbaurrate und der Energiedichte ist bei den transversalen Strahlformen keine signifikante Auswirkung durch vergrößerte Strahllänge zu erkennen. Im Gegensatz hat die reduzierte Intensität bei großer Strahlfläche einen negativen Einfluss auf die Regelmäßigkeit an der Wandbreite, aufgrund deren die Produktivität durch hohe Überlappung wieder reduziert werden kann. Dabei spielt auch die große Strahlbreite und die kurze Wechselwirkungszeit bei transversal elliptischen Strahlformen eine relevante Rolle. Dementsprechend wird die Regelmäßigkeit der Wandbreite bei Erhöhung der Geschwindigkeit stark beeinflusst, wodurch die Wechselwirkungszeit, in der das Pulver aufgeschmolzen werden und zur kontinuierlichen Anbindung zusammenfließen kann, signifikant abnimmt. Auch bei den größten Strahlbreiten wurde die Grenze durch den Wärmeakkumulationseffekt nicht erreicht, wobei es zur Bildung von starker Dampfkapillare (Keyhole) in der Mitte der Spur führen kann. Ein damit leicht verbundener Verhalten ist hierbei zu erwähnen, bei dem die Wärmeenergie in der Mitte relativ tief eindrang und an den Rändern aufgrund der schnelleren Wärmeleitung fehlendes Aufschmelzen geschah.

Allerdings konnte es mit den transversal elliptischen Strahlformen höherer Aufbaurate ohne starke Prozessreaktion sowohl im Vergleich zu den longitudinal elliptischen als auch zu den zirkularen Strahlformen bei beiden Pulverschichtdicken erreicht werden. So könnte theoretisch die transversal elliptischen Strahlformen mit Einsatz geeigneter Überlappung zur Füllung vom Volumen Kern und die longitudinal elliptischen oder zirkularen zur Generierung von Hülle mit hoher Auflösung verwendet werden. Außerdem kann die transversal elliptischen Strahlformen aufgrund hoher Oberflächenbeschaffenheit zur Glättung von mittels SLM bearbeiteten Bauteiloberfläche genutzt werden.

5.4 Gegenüberstellung der Mikrostruktur und Härte

Wie bereits im Abschnitt 2.6.3 beschrieben kann die Mikrostruktur durch Strahlformung beeinflusst werden. In den Untersuchungen von [111] [126] [127] wurde es mit einem Gaußstrahl gezeigt, dass die elliptischen Strahlprofile gleichachsige oder gemischt gleichachsige säulenförmige Körner über einen viel größeren Parameterraum als die kreisförmigen Profile erzeugten, wobei die Lasererwärmung im Leistungsmodus auftrat. In dieser Arbeit wurde ebenfalls eine grundlegende Analyse von Mikrostruktur durchgeführt, um diesen Einfluss auch beim Hochleistungs-SLM zu prüfen. So wurden zum Vergleich die Proben aus der Kategorie **Stabil** mit den verschiedenen Strahlformen jeweils in longitudinaler und transversaler Bearbeitungsrichtung ausgewählt und mit einem Ätzmittel behandelt. Nach der Dokumentierung von Mikrostrukturen wurden die Proben für

die Härtemessung wieder poliert.

Exemplarisch wurden die Proben aus dem Pulver EA 450 in beiden Bearbeitungsrichtungen mit gleicher Leistung P , Pulverschichtdicke d_z und angepasster Geschwindigkeit mit möglichst vergleichbarer Energiedichte E_V zur Gegenüberstellung gewählt (Tabelle 5.17). Dabei werden die gemessenen Härten nach Vickers (Mittelwert aus 10 Messungen entlang der Mittellinie vom Querschleif) mit angegeben. Die einzelnen Messwerte werden in Abbildung A.8 im Anhang A dargestellt. Hauptziel ist, ein Überblick über die Mikrostruktur und Härte der generierten Bauteile erstellen und ein Unterschied zwischen verschiedenen elliptischen Strahlformen zu prüfen. Zur Charakterisierung der Mikrostruktur wird hierbei die Definition nach [126] übernommen. So werden die Körner mit einem Nebenachse-Hauptachse-Verhältnis $> 0,4$ als gleichachsig und $< 0,4$ als säulenförmig betrachtet. Der Anteil beider Strukturen werden im Folgenden qualitativ beurteilt.

| Strahlform | P [kW] | d_z [mm] | v [mm/s] | E_V [J/mm ³] | A_R [cm ³ /h] | Vickers Härte [HV 1] |
|------------|----------|------------|------------|----------------------------|----------------------------|----------------------|
| F21z | 3,0 | 0,5 | 80 | 60,62 | 178,17 | 205 |
| F12z | | | 60 | 62,17 | 173,72 | 215 |
| F42k | 4,0 | 0,5 | 100 | 59,54 | 241,87 | 213 |
| F24k | | | 60 | 61,32 | 234,84 | 217 |
| F42kz | 4,0 | 1,0 | 40 | 48,18 | 298,90 | 204 |
| F24kz | | | 40 | 40,71 | 353,75 | 203 |
| F42 | 4,0 | 1,0 | 40 | 52,91 | 272,16 | 204 |
| F24 | | | 20 | 43,47 | 331,27 | 204 |

Tabelle 5.17: Ausgewählte Proben aus dem Pulver EA 450 in beiden Bearbeitungsrichtungen mit gleicher Leistung P , Pulverschichtdicke d_z und angepasster Geschwindigkeit mit möglichst vergleichbarer Energiedichte E_V zur Gegenüberstellung der Mikrostruktur und Härte.

Zuerst wird zur Veranschaulichung des betrachtenden Bereichs der geätzte Querschleif der Wand mit der Strahlform F12z in Tabelle 5.17 mit 200-facher Vergrößerung dargestellt (Abbildung 5.37). Dabei werden die Schmelzgrenze bzw. Wärmeeinflusszone (blau) und die gleichachsige Körner (gelb) gekennzeichnet. In der Mitte der Wand lässt sich die typische säulenförmige Kornstruktur gut erkennen, die durch hohe Erstarrungsrate entsteht und entgegen der Wärmeflussrichtung nach oben richtet. An den Rändern sind wenige gleichachsige Körner zu sehen. Dieser Verhalten ist auf die lokale, von der Mitte abweichende Wärmeleitung zurückzuführen und wird allgemein auch bei anderen Proben beobachtet, wobei der Anteil dieser Körner stark variiert. Jedoch können diese beim Aufbau von Volumenkörpern durch die horizontale Überlappung teilweise wieder aufgeschmolzen und dadurch wieder beeinflusst bzw. verändert werden. Dementsprechend ist eine quantitative Analyse beim Aufbau von Volumenkörper notwendig, um die Anteile verschiedener Strukturen genauer zu charakterisieren. Im Folgenden wird es auf den gekennzeichneten Bereich der Mitte in der Nähe der zweiten Schicht mit erhöhten

Vergrößerungen konzentriert.

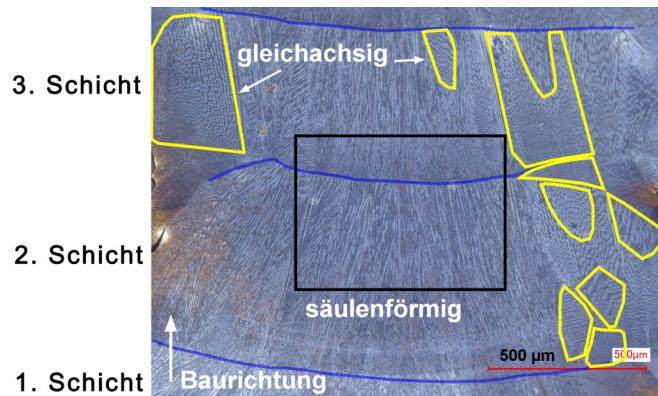


Abbildung 5.37: Geätzter Querschliff der Wand mit der Strahlform F12z in Tabelle 5.17 mit 200-facher Vergrößerung. Die Schmelzgrenze (blau), die gleichachsigen Körner (gelb) und der im Folgenden zu betrachtende Bereich (schwarz) werden gekennzeichnet.

Vergleicht man die Querschliffe der Wände mit beiden Strahlformen F21z und F12z, die jeweils eine Bearbeitung in longitudinaler und transversaler Richtung entspricht (Tabelle 5.17), ist ein Unterschied der Mikrostruktur auch in der Mitte zu erkennen (Abbildung

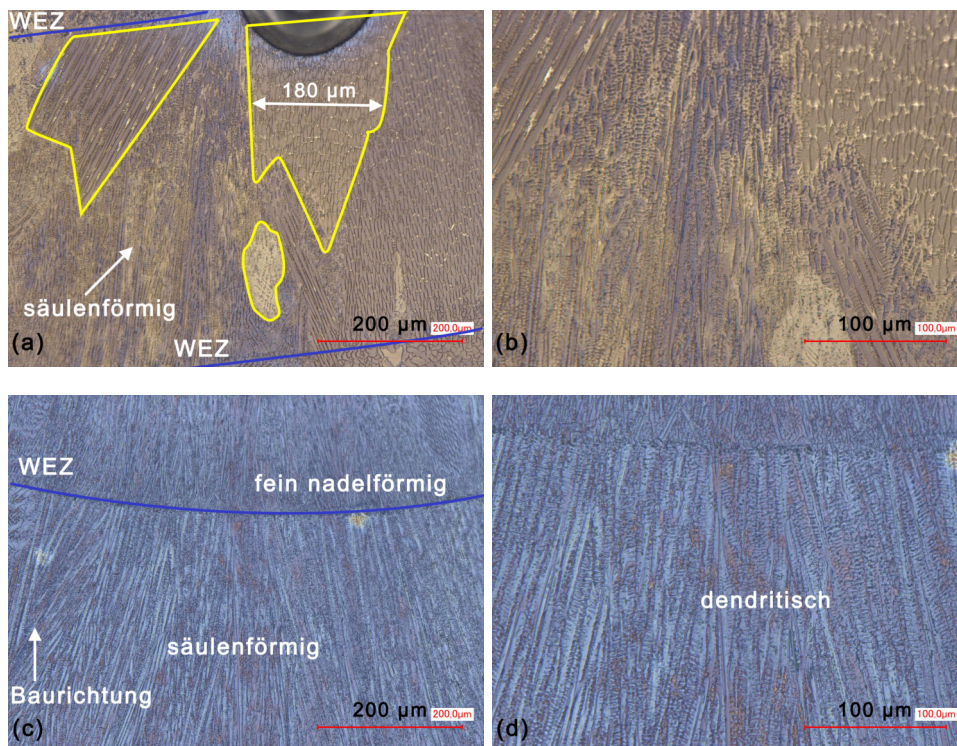


Abbildung 5.38: Geätzte Querschliffe in der Nähe der zweiten Schicht der Wände mit den Strahlformen in Tabelle 5.17: (a) und (b) F21z (gekennzeichneter Bereich in Abbildung 5.37) mit 500- und 1000-facher Vergrößerung, (c) und (d) F12z mit 500- und 1000-facher Vergrößerung. Die Schmelzgrenze (blau) und die gleichachsigen Körner (gelb) werden gekennzeichnet.

5.38). Dabei sind gleichachsige Körner in dem gesamten Schmelzbad bei F21z (longitudinal) verteilt (Abbildung 5.38 (a)), während bei F12z (transversal) fast nur säulenförmige Strukturen vorhanden sind (Abbildung 5.38 (c)). Außerdem besitzen die gleichachsige Körner bei F21z große Korngrößen (in Größenordnung von etwa $180 \mu m$). Bei F12z ist am Schmelzbadboden an der Wärmeeinflusszone, wo die Spur wiederum geschmolzen wurde, ein deutlich feineres dendritisches Wachstum im Vergleich zu der Mitte des Schmelzbads zu erkennen. Hier erfolgte der Wärmefluss am schnellsten.

Wie bei F12z ist bei den Wänden mit den Strahlformen F42 und F24 in der Mitte des Schmelzbads fast nur säulenförmige Struktur zu sehen (Abbildung 5.39). Außerdem ist ähnliche Struktur auch bei den restlichen Strahlformen F42k, F24k, F42kz, F24kz in dem Bereich zu erkennen. Diese Struktur kann auf die flache Schmelzbadform mit homogener Energieverteilung beim Top-Hat-Profil zurückführen, somit der Wärmefluss insbesondere bei großer Strahlbreite hauptsächlich in darunterliegendes Material gerichtet ist. Dadurch entsteht die stark richtungsorientierte säulenförmige bzw. nadelförmige Kornstruktur, die üblich dendritische ist.

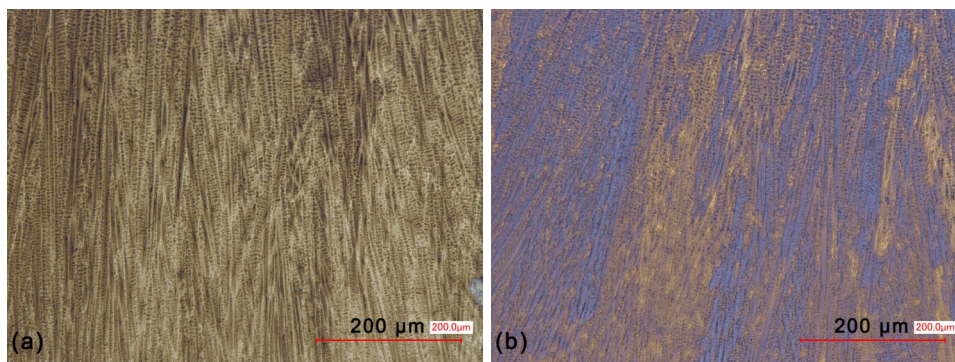


Abbildung 5.39: Geätzte Querschliffe der zweiten Schicht von den Wänden mit den Strahlformen in Tabelle 5.17: (a) F42 und (b) F24 mit 500-facher Vergrößerung. An beiden Querschliffen ist fast nur säulenförmige dendritische Struktur zu erkennen.

Zusätzlich wurde bei den oberen Schichten (ab etwa 6. Schicht) der Wand mit F24k eine Änderung der Kornstruktur beobachtet (Abbildung 5.40). Statt längliche säulenförmige Struktur in der zweiten Schicht sind an den Stellen eine geringe Zunahme von gleichachsige Körner zu erkennen, die unterschiedlich orientiert sind. Ähnliches Phänomen wurde auch bei den Wänden mit den Strahlformen F21z, F12z, F42k und F24k beobachtet, die mit relativ großen Geschwindigkeiten und kleinen Strahlbreiten bearbeitet wurden. Das ist auf die verringerte Wärmeleitung im oberen Bereich der Wand mit kleiner Breite zurückzuführen. Im Vergleich zu den untersten Schichten mit direkter Kontakt mit der Substratplatte erfolgte hier der Wärmefluss langsamer und wenig gerichtet. Folglich entsteht diese Änderung der Kornstruktur entlang der Baurichtung der Wand. Darüber hinaus kann das danebenstehende heiße Pulver auch eine Rolle spielen, das während der Bearbeitung ebenfalls erwärmt wurde und die Erstarrungsge-

schwindigkeit und Wärmeflussrichtung im Schmelzbad beeinflusste. Bei den Wänden mit F42 und F24 mit größter Strahlfläche und geringster Intensität ist diese Änderung entlang der Baurichtung nicht ersichtlich. Auch bei den oberen Schichten sind fast nur die säulenförmige Dendrite erkennbar.

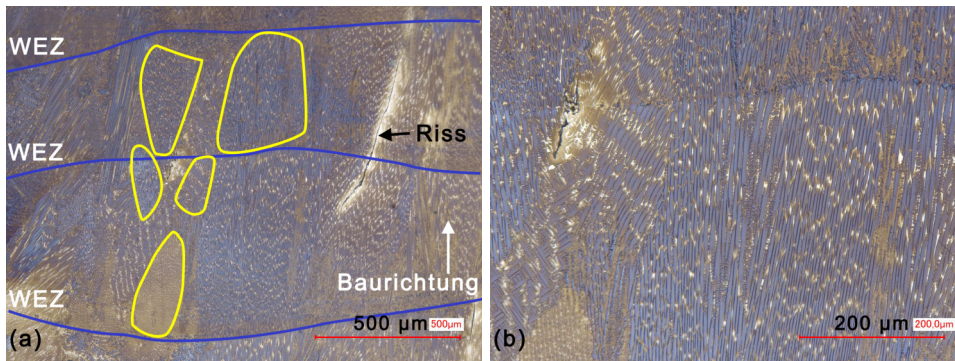


Abbildung 5.40: Geätzte Querschliffe von den oberen Schichten der Wand mit der Strahlform F24k in Tabelle 5.17 mit (a) 200-facher Vergrößerung und (b) 500-facher Vergrößerung. Die Schmelzgrenze (blau) und die gleichachsige Körner (gelb) werden gekennzeichnet.

Zuerst ist ein Unterschied von der Mikrostruktur zwischen den ausgewählten Wänden verschiedener Strahlformen und Parametern festzustellen. Dabei kann eine deutliche Zunahme von dem Anteil gleichachsiger Kornstruktur beobachtet werden. Nach den Ergebnissen in [127] kann mit relativ kleinen Leistungen und Geschwindigkeiten sowohl mit longitudinal als auch mit transversal elliptischen Strahlformen die Flächenanteil gleichachsiger Körner erhöht werden. Hierbei werden in dem betrachteten unteren Bereich der Wände gleichachsige Körner lediglich bei der longitudinal elliptischen Strahlform F21z bei $P = 3,0 \text{ kW}$ beobachtet. Mit höherer Leistung von $4,0 \text{ kW}$ ist bei den restlichen ausgewählten Wänden in beiden Bearbeitungsrichtungen fast nur säulenförmige dendritische Struktur zu erkennen. Dabei kann die große Strahlbreite in Zusammenhang mit homogener Energieverteilung beim Top-Hat-Profil und flacher Schmelzbadform eine große Rolle spielen. Um genauere Erkenntnisse über den Einfluss von elliptischer Strahlformung auf die Mikrostruktur beim Hochleistungs-SLM zu erwerben, bedarf es weitere Untersuchungen mit Betrachtung breiterer Parameterbereiche.

Von der gemessenen Härte ist kein deutlicher Unterschied zwischen den ausgewählten Proben erkennbar (Tabelle 5.17). Alle Wände mit den verschiedenen Strahlformen in Tabelle 5.17 besitzen fast gleiche Härte von etwa 200-220 HV 1 und ist mit den von der Hersteller angegebenen Pulvereigenschaften (Tabelle 4.2) vergleichbar und wenig kleiner als der mittels SLM bearbeitete 316L Stahl nach [153] (Tabelle 2.2).

6 Fazit

Im Rahmen dieser Arbeit wurde zuerst der Einfluss von elliptisch geformten Strahlprofilen mit Top-Hat-Intensitätsverteilung (oder Top-Hat-ähnlicher) auf die Prozessstabilität und Produktivität beim Hochleistungs-SLM von Edelstahl untersucht. Es wurden mit den verschiedenen Strahlformen bzw. Strahlprofilen Versuche zur Generierung von Wandstrukturen sowohl in longitudinaler als auch in transversaler Bearbeitungsrichtung durchgeführt. Anhand der Klassifikation von Wandstrukturen in unterschiedlichen Kategorien wurden Prozessfenster identifiziert. Die Ergebnisse mit unterschiedlichen Parametersätzen und Strahlformen wurden hinsichtlich des Prozessfensters, der Produktivität und der Energieeffizienz miteinander verglichen und diskutiert.

Im allgemein können die Ergebnisse mit longitudinal elliptischen Strahlformen hinsichtlich der Strahlbreite B in drei Gruppen aufgeteilt werden. Mit kleiner Strahlbreite ($B \approx 1,5 - 1,6 \text{ mm}$) konnte es auch bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ keine stabile Wand in dem untersuchten Parameterbereich generiert werden. Aufgrund starker Prozessreaktion war eine Erhöhung der Leistung nur beschränkt möglich. Durch die Vergrößerung der Strahlänge von $L = 3,6 \text{ mm}$ auf $L = 8,5 \text{ mm}$ wurde die Prozessstabilität verschlechtert.

Eine Vergrößerung der Strahlbreite auf $B \approx 1,9 \text{ mm}$ führte zu einer Stabilisierung des Prozesses, somit stabile Wände bei $d_z = 0,5 \text{ mm}$ gebaut werden konnten. Hierbei ist mit einer verlängerten Strahlform von $L = 3,5 \text{ mm}$ auf $L = 4,9 \text{ mm}$ eine Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit bei gleicher Leistung von $3,5 \text{ kW}$ von $v_G = 80 \text{ mm/s}$ auf 100 mm/s erkennbar. Somit ist eine Erhöhung der Aufbaurrate von etwa $174 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V \approx 72 \text{ J/mm}^3$) auf $217 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V \approx 58 \text{ J/mm}^3$) zu rechnen. Jedoch ist es mit unerwünschten stärkeren Prozessreaktionen verbunden. Bei gleicher Leistung von $3,0 \text{ kW}$ mit geringer Prozessreaktion zeigen beide elliptische Strahlformen vergleichbare Ergebnisse. Außerdem wird im Vergleich zu zirkularer Strahlform gleicher Laserquelle mit vergleichbarer Strahlbreite (Strahldurchmesser) eine Erhöhung der Leistung durch vergrößerte Strahlfläche und verringerte Prozessreaktion von $2,5 \text{ kW}$ auf $3,0 \text{ kW}$ ermöglicht. Folglich wurde eine Erhöhung der Grenzgeschwindigkeit von $v_G = 60 \text{ mm/s}$ auf $v_G = 80 \text{ mm/s}$ realisiert.

Bei noch größeren Strahlbreiten ($B = 2,7 \text{ mm}$ und $3,0 \text{ mm}$) war regelmäßiger Aufbau von Wänden auch bei großer Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ möglich. Die max. Leistung der Anlage von $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ konnte eingesetzt werden. Mit beiden Strahlformen wurde eine vergleichbare theoretische Aufbaurrate von $A_R \approx 270 - 280 \text{ cm}^3/\text{h}$ mit $E_V \approx 51 - 53 \text{ J/mm}^3$ erreicht. Eine positive Auswirkung von vergrößerter Strahlänge (von $L = 5,2 \text{ mm}$ auf $L = 8,4 \text{ mm}$) ist hierbei nicht zu sehen. Im Gegensatz führte die geringe Intensität bei großer Strahlfläche zur Verschlechterung der Regelmäßigkeit von

den Wänden. Hinsichtlich der geringen Prozessreaktionen besteht es die Potential einer weiteren Erhöhung der Leistung und der Produktivität.

Weiterhin können die transversal elliptischen Strahlformen als weitere Vergrößerungen der Strahlbreiten ($B > 3,0 \text{ mm}$) mit kleinen Strahllängen betrachtet werden. Mit $B \approx 3,5 \text{ mm}$ und $L \leq 1,9 \text{ mm}$ wurde eine Erhöhung der theoretischen Aufbaurrate von $A_R \approx 156 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V \approx 58 \text{ J}/\text{mm}^3$) auf $A_R \approx 174 \text{ cm}^3/\text{h}$ ($E_V \approx 62 \text{ J}/\text{mm}^3$) bei kleiner Pulverschichtdicke von $d_z = 0,5 \text{ mm}$ durch verlängerte Strahlform realisiert, indem die Strahlfläche vergrößert wurde und mit geringer Intensität und Prozessreaktion die Leistung erhöht werden konnte. Dabei erfolgte keine Verbesserung der Energieeffizienz. Bei den transversal elliptischen Strahlformen mit $B \approx 5,0 \text{ mm}$ und $B \approx 8,4 \text{ mm}$ wurde kein positiver Einfluss einer vergrößerten Strahllänge auf das Prozessfenster und die Aufbaurrate erkannt. Eine max. theoretische Aufbaurrate von $A_R \approx 350 \text{ cm}^3/\text{h}$ mit $E_V \approx 40 \text{ J}/\text{mm}^3$ ist bei allen dieser 4 Strahlformen bei hoher Pulverschichtdicke von $d_z = 1,0 \text{ mm}$ und $P_{max} = 4,0 \text{ kW}$ zu rechnen. Mit den großen Strahlbreiten, kleinen Strahllängen und geringen Intensitäten wiesen die Wandbreiten bei den Grenzparametern ersichtliche Unregelmäßigkeiten auf, welche durch Vergrößerung der Strahllängen nicht signifikant verbessert wurden.

Im Rückblick auf der Zielsetzung dieser Arbeit können folgende Schlussfolgerungen gezogen werden:

- Eine Erhöhung des Prozessfensters und der Produktivität durch elliptische (gegenüber zirkularer) und verlängerte (gegenüber elliptischer) Strahlform beim Behalten der Auflösung (Strahlbreite) wurde bei genügender Strahlbreite und relativ kleinen Strahlflächen, wobei die Intensität ausreichend gehalten werden konnte, verifiziert.
- Bei elliptischen und verlängerten Strahlformen mit genügender Strahlbreite verschiebt sich das Prozessfenster aufgrund größeren Strahlfläche und damit reduzierter Intensität zu höheren Leistungen.
- Bei den kleinsten Strahlbreiten ist eine Limitierung der Elliptizität erkennbar. Ein großes Länge-Breite-Verhältnis des Strahls führt zur Verschlechterung der Prozessstabilität.
- Es kann keine eindeutige Aussage über den Einfluss von den elliptischen Strahlformen auf die Energieeinkopplung bzw. Energieeffizienz getroffen werden. Zum einen sind die Volumenenergiedichten bei ähnlicher Strahlbreite vergleichbar. Zum anderen ist die so berechnete Energieeffizienz und Aufbaurrate mit der Unregelmäßigkeit der Wandbreite verbunden, die bei verschiedenen Strahlformen stark variiert.
- Bei der transversalen Bearbeitung mit der größten Strahlbreite ist es mit kleiner Geschwindigkeit und genügenden Energieeinträgen glatte Oberfläche erzeugbar.

- In den durchgeführten Versuchen wurde keine starke Auswirkung von Wärmeakkumulationseffekt beobachtet. Ein leichter verbundener Einfluss ist von der Unregelmäßigkeit der Wandbreite bei großen Strahlbreiten zu erkennen. Die theoretische Grenze der Strahlbreite wurde in dieser Arbeit nicht erreicht.
- Durch die exemplarische Gegenüberstellung der Mikrostruktur kann zuerst ein Unterschied zwischen den elliptischen Strahlformen verifiziert werden. Ein Einfluss auf die Härte wurde dabei nicht erkannt. Zur genaueren Charakterisierung sind weitere Untersuchungen mit quantitativen Analysemethoden und Betrachtung breiterer Parameterbereichen benötigt.

Darüber hinaus wurde eine Begrenzung des Prozessfensters durch Humping-Effekt bei hoher Leistung und Geschwindigkeit noch nicht beobachtet, d.h. dass der Prozess lediglich durch die starke Ausprägung von Prozessreaktionen beschränkt wurde. Das kann einerseits auf die homogenen Energieeinträge bei Top-Hat-Intensitätsverteilung zurückführen, mit der die Lasererwärmung in Leitungsmodus ohne Bildung starke Dampfkapillare und ihre negative Auswirkung auf die Prozessstabilität erfolgte. Andererseits spielt die weitere Homogenisierung der Energieverteilung bei elliptischer Strahlformung durch vergrößerte Strahlfläche eine relevante Rolle, was auch bei Strahlformung von Gaußstrahlen gezeigt wurde [127]. Dementsprechend besteht es sowohl in longitudinaler als auch in transversaler Bearbeitungsrichtung die Potential einer weiteren Erhöhung der Leistung und des Prozessfensters, somit die Produktivität noch verbessert werden kann. Dafür ist die maximale Größe eines stabilen Schmelzbads zu untersuchen, da diese Grenze mit den verwendeten Strahlformen noch nicht erreicht ist.

7 Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurden nur die grundlegenden Erkenntnisse der elliptischen Strahlformung beim Hochleistungs-SLM erworben. Um die genaueren Einflüsse der elliptischen Strahlformen mit verschiedenen Spotgrößen und Elliptizitäten auf den Prozess sowie die Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften klarzumachen, bedarf es weitere Untersuchungen. Außerdem ist das Verhalten des Prozesses bei der Überlappung zur Erzeugung von Volumenkörpern, was bei der Wanduntersuchung nicht berücksichtigt wird, unklar. Eine genaue Analyse von Energieeinkopplung bzw. Energieeffizienz kann ebenfalls nur dadurch erfolgen. Der exakte Einfluss von starken Prozessreaktionen auf die Bauteilqualität ist zu untersuchen, da trotz derer stabile Wände in dieser Arbeit gebaut werden konnten. Zugleich wird eine genaue Detektion und eindeutige Bewertung der Stärke von Prozessreaktionen benötigt. Darüber hinaus kann eine Verringerung der Prozessreaktion z.B. durch Kontrolle der Pulvereigenschaften sowie die Partikelgrößen und die Partikelgrößenverteilung eine zukünftige Forschungsaufgabe sein. Da in dieser Arbeit die Grenze von Erhöhung der Produktivität durch Vergrößerung der Strahlbreite und Strahlgröße nicht erreicht wurde, sind weitere Untersuchungen durchzuführen, um das Potential der elliptischen Strahlformen genauer einschätzen zu können.

Literaturverzeichnis

- [1] <https://3faktor.com/3d-druck-service/3d-druck-grundlagen/>. Verfügbar am 16.05.2022, 16:23.
- [2] <https://einfach3ddruck.de/die-prozesskette-der-additiven-fertigung-3d-druck/>. Verfügbar am 23.04.2022, 16:49.
- [3] <https://phi-hannover.de/automatisierter-3d-druck-fuer-die-individualproduktion/>. Verfügbar am 21.04.2022, 21:49.
- [4] <https://threedom.de/selektives-laserschmelzen-slm-verfahren>. Verfügbar am 04.10.2021, 20:47.
- [5] https://www.3d-laserdruck.de/leistungen/einstieg-in-die-additive-fertigung?gclid=CjwKCAjwjOTBhAvEiwASG4bCOcV0yWZ424m7Juo2reRC-Ef-SJt0s42UvV5HI1-oyWk3DS1b8dLvBoCNcYQAvD_BwE. Verfügbar am 06.05.2022, 23:05.
- [6] <https://www.aboutwelding.at/qualitaetsanforderung-schmelzschweissen.html>. Verfügbar am 12.12.2021, 20:41.
- [7] <https://www.arteka.de/Strahltechnik/Edelstahlstrahlmittel-Amacast.html>. Verfügbar am 03.01.2023, 16:39.
- [8] https://www.enargus.de/pub/bscw.cgi/d4301-2/**/Generatives%20Fertigungsverfahren.html?op=Wiki.getwiki. Verfügbar am 04.05.2022, 15:40.
- [9] <https://www.fkm.net/technologie/selektives-laserschmelzen#materialien>. Verfügbar am 04.05.2022, 14:49.
- [10] <https://www.ifam.fraunhofer.de/de/technologien/laserstrahlschmelzen.html>. Verfügbar am 06.05.2022, 02:09.
- [11] <https://www.stahlportal.com/lagervorrat/14301-x5crni18-10/>. Verfügbar am 10.11.2021, 15:41.
- [12] <https://www.topmodellfabrik.de/3d-printing-3d-druck/slm-laser-melting/>. Verfügbar am 04.05.2022, 14:34.

- [13] DIN DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V.: DIN EN 10088-1:2014-12, Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle. 2014.
- [14] Dong-Gyu Ahn. Applications of laser assisted metal rapid tooling process to manufacture of molding & forming tools — state of the art. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 12:925–938, 2011.
- [15] Haider Ali, Hassan Ghadbeigi, and Kamran Mumtaz. Effect of scanning strategies on residual stress and mechanical properties of Selective Laser Melted Ti6Al4V. *Materials Science and Engineering: A*, 712:175–187, 2018.
- [16] Gebhardt Andreas. *Additive Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping-Tooling-Produktion*. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, October 2017.
- [17] Ahmad Bin Anwar and Quang-Cuong Pham. Study of the spatter distribution on the powder bed during selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 22:86–97, 2018.
- [18] Markus Beck. *Modellierung des Lasertiefschweißens*. Laser in der Materialbearbeitung. Vieweg+Teubner Verlag, 1996.
- [19] David Becker. *Selektives Laserschmelzen von Kupfer und Kupferlegierungen; 1. Aufl.* PhD thesis, Aachen, 2014. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2014.
- [20] Peter Berger, Helmut Hügel, Axel Hess, Rudolf Weber, and Thomas Graf. Understanding of Humping Based on Conservation of Volume Flow. *Physics Procedia*, 12:232–240, 12 2011.
- [21] U. Berger, A. Hartmann, and D. Schmid. *Additive Fertigungsverfahren : Rapid Prototyping, Rapid Tooling, Rapid Manufacturing*. Bibliothek des technischen Wissens. Europa-Lehrmittel, 2013.
- [22] Francisco Betti, Christian Seidel, and Mirko Meboldt. An Additive Manufacturing Breakthrough: A How-to Guide for Scaling and Overcoming Key Challenges. January 2022.
- [23] P. Bidare, I. Bitharas, R.M. Ward, M.M. Attallah, and A.J. Moore. Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion. *Acta Materialia*, 142:107–120, 2018.
- [24] C. D. Boley, S. C. Mitchell, A. M. Rubenchik, and S. S. Q. Wu. Metal powder absorptivity: modeling and experiment. *Appl. Opt.*, 55(23):6496–6500, Aug 2016.
- [25] D. Buchbinder, H. Schleifenbaum, S. Heidrich, W. Meiners, and J. Bültmann. High

- Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts. *Physics Procedia*, 12, 2011.
- [26] Damien Buchbinder, Wilhelm Meiners, Norbert Pirch, Konrad Wissenbach, and Johannes Schrage. Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. *Journal of laser applications*, 26(1):012004, 2014.
- [27] G. Campoli, M. Borleffs, S. Amin Yavari, R. Wauthle, H. Weinans, and A. A. Zadpoor. Mechanical properties of open-cell metallic biomaterials manufactured using additive manufacturing. *Materials & Design*, 49:957–965, August 2013.
- [28] D. Chen, S. Heyer, S. Ibbotson, K. Salonitis, J.G. Steingrímsson, and S. Thiede. Direct digital manufacturing: Definition, evolution, and sustainability implications. *Journal of cleaner production*, 107:615–625, 2015.
- [29] Bo Cheng, Subin Shrestha, and Kevin Chou. Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 12:240–251, 2016.
- [30] Yu. A. Chivel'. Ablation phenomena and instabilities under laser melting of powder layers. 2014.
- [31] Ross Cunningham, Sneha P Narra, Colt Montgomery, Jack Beuth, and AD Rollett. Synchrotron-based X-ray microtomography characterization of the effect of processing variables on porosity formation in laser power-bed additive manufacturing of Ti-6Al-4V. *Jom*, 69:479–484, 2017.
- [32] Ross Cunningham, Cang Zhao, Niranjan Parab, Christopher Kantzos, Joseph Pauza, Kamel Fezzaa, Tao Sun, and Anthony D. Rollett. Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging. *Science*, 363(6429):849–852, 2019.
- [33] Stefan Czerner. *Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Wärmeleitungsschweißen von Eisenwerkstoffen*. PhD thesis, Hannover: Universität, 2005.
- [34] N.B. Dahotre and S. Harimkar. *Laser Fabrication and Machining of Materials*. Springer US, 2008.
- [35] Suman Das. Physical Aspects of Process Control in Selective Laser Sintering of Metals. *Advanced Engineering Materials*, 5:701 – 711, October 2003.

- [36] T. DebRoy and S.A. David. Physical processes in fusion welding. *Reviews of modern physics*, 67(1):85, 1995.
- [37] T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J. W. Elmer, J. O. Milewski, Allison M. Beese, Alexander E Wilson-Heid, Amitava De, and Wei Zhang. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92:112–224, 2018.
- [38] Timothée Delacroix, Fernando Lomello, Frédéric Schuster, Hicham Maskrot, and Jean-Paul Garandet. Influence of powder recycling on 316L stainless steel feedstocks and printed parts in laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 50:102553, 2022.
- [39] Rui di Li, Jin hui Liu, Yusheng Shi, Li Wang, and Wei Jiang. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 59:1025–1035, 2012.
- [40] R. Dodd. *Hot Tearing of Castings: A Review of the Literature*. Canada Department of Mines and Technical Surveys, 1955.
- [41] Markus Andre Eisen. *Optimierte Parameterfindung und prozessorientiertes Qualitätsmanagement für das Selective-Laser-Melting-Verfahren*. PhD thesis, Aachen, 2010. Zugl.: Duisburg, Essen, Univ., Diss., 2009.
- [42] DIN Deutsches Institut Für Normung E.V. *EN ISO/ASTM 52900: Additive Fertigung - Grundlagen - Terminologie*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2017.
- [43] Rémy Fabbro. Melt pool and keyhole behaviour analysis for deep penetration laser welding. *Journal of Physics D*, 43:445501, 2010.
- [44] Petra Fastermann. *3D-Druck/Rapid Prototyping: Eine Zukunftstechnologie - kompakt erklärt*. Springer Berlin Heidelberg, August 2012.
- [45] Simon Ford and Mélanie Despeisse. Additive manufacturing and sustainability: an exploratory study of the advantages and challenges. *Journal of Cleaner Production*, 137:1573–1587, 2016.
- [46] T. Fuhrich, P. Berger, and H. Hügel. Marangoni effect in laser deep penetration welding of steel. *Journal of Laser Applications*, 13(5):178–186, oct 2001.
- [47] Thomas Fuhrich. *Marangoni-Effekt beim Laserstrahl-tiefschweißen von Stahl*. Utz, Wiss., 2005.

- [48] Fraunhofer-Institut für Lasertechnik ILT. Untersuchung der Schutzgasführung im SLM-Prozess. *Jahresbericht 2014*, 2014.
- [49] Andreas Gebhardt, Frank-Michael Schmidt, Jan-Steffen Hötter, Wolfgang Sokalla, and Patrick Sokalla. Additive Manufacturing by selective laser melting the realizer desktop machine and its application for the dental industry. *Physics Procedia*, 5:543–549, 2010.
- [50] Karina Geenen. *Werkstofftechnische Charakterisierung austenitischer und martensitischer Stähle nach dem selektiven Laserschmelzen - Bildung der Mikrostruktur und Eigenschaften*. phdthesis, June 2018.
- [51] T. G. F. Gray and J. Spence. *Rational welding design*. Butterworths, London Boston, December 1982.
- [52] J. Greses, P. Hilton, Claire Barlow, and W. Steen. Plume attenuation under high power Nd:YAG laser welding. January 2002.
- [53] M. Grund. *Implementierung von schichtadditiven Fertigungsverfahren: Mit Fallbeispielen aus der Luftfahrtindustrie und Medizintechnik*. Light Engineering für die Praxis. Springer Berlin Heidelberg, 2015.
- [54] Jonas Grünewald, Florian Gehringer, Maximilian Schmoeller, and Katrin Wudy. Influence of Ring-Shaped Beam Profiles on Process Stability and Productivity in Laser-Based Powder Bed Fusion of AISI 316L. *Metals*, 11:1989, 12 2021.
- [55] D.D. Gu and Y.F. Shen. Development and characterisation of direct laser sintering multicomponent Cu based metal powder. *Powder Metallurgy*, 49(3):258–264, 2006.
- [56] Dongdong Gu. *Laser additive manufacturing of high-performance materials*. Springer, 2015.
- [57] Dongdong Gu and Yifu Shen. Balling phenomena in direct laser sintering of stainless steel powder: Metallurgical mechanisms and control methods. *Materials & Design*, 30:2903–2910, 2009.
- [58] V. Gunenthiram, P. Peyre, M. Schneider, M. Dal, F. Coste, I. Koutiri, and R. Fabbro. Experimental analysis of spatter generation and melt-pool behavior during the powder bed laser beam melting process. *Journal of Materials Processing Technology*, 251:376–386, 2018.
- [59] Valérie Gunenthiram, Patrice Peyre, Matthieu Schneider, Morgan Dal, Coste Frederic, and Remy Fabbro. Analysis of laser–melt pool–powder bed interaction du-

- ring the selective laser melting of a stainless steel. *Journal of Laser Applications*, 29:022303, 05 2017.
- [60] Andrey Gusarov, Igor Yadroitsev, Ph. Bertrand, and Igor Yu. Smurov. Model of Radiation and Heat Transfer in Laser-Powder Interaction Zone at Selective Laser Melting. *Journal of Heat Transfer-transactions of The Asme*, 131:072101, 2009.
- [61] Andrey V. Gusarov, Sergey N. Grigoriev, Marina A. Volosova, Yuriy A. Melnik, Alexander Laskin, Dmitriy V. Kotoban, and Anna A. Okunkova. On productivity of laser additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 261:213–232, 2018.
- [62] A.V. Gusarov and J.-P. Kruth. Modelling of radiation transfer in metallic powders at laser treatment. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 48(16):3423–3434, 2005.
- [63] A.V. Gusarov, I. Yadroitsev, P. Bertrand, and I. Smurov. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting. *Applied Surface Science*, 254(4):975–979, 2007.
- [64] Leon Götz. Weiterführende Untersuchungen zum Hochleistungs-SLM. 2022.
- [65] Christoph Haberland. *Additive Verarbeitung von NiTi-Formgedächtniswerkstoffen mittels Selective-Laser-Melting*. Shaker, 2012.
- [66] A. Haboudou, P. Peyre, A.B. Vannes, and G. Peix. Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 363(1):40–52, 2003.
- [67] Felix Haeckel, Maximilian Meixlsperger, and Torsten Burkert. Technological challenges for automotive series production in laser beam melting. In *2017 International Solid Freeform Fabrication Symposium*. University of Texas at Austin, 2017.
- [68] Thorsten Heeling. Synchronized Two-Beam Strategies for Selective Laser Melting. 2018.
- [69] Thorsten Heeling, Michael Cloots, and Konrad Wegener. Melt pool simulation for the evaluation of process parameters in selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 14:116–125, 2017.
- [70] Thorsten Heeling and Konrad Wegener. The effect of multi-beam strategies on selective laser melting of stainless steel 316L. *Additive Manufacturing*, 22:334–342, 2018.

- [71] Dirk Herzog, Vanessa Seyda, Eric Wycisk, and Claus Emmelmann. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 117:371–392, 2016.
- [72] Axel Heß. *Vorteile und herausforderungen beim laserstrahlschweißen mit strahlquellen höchster fokussierbarkeit*, volume 71. Herbert Utz Verlag, 2012.
- [73] H. Hügel and T. Graf. *Laser in der Fertigung: Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*. Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014.
- [74] Helmut Hügel and Thomas Graf. *Laser in der Fertigung*, volume 2. Springer, 2009.
- [75] John Ion. *Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application*. January 2005.
- [76] Jukka-Pekka Järvinen, Ville Matilainen, Xiaoyun Li, Heidi Piili, Antti Salminen, Ismo Mäkelä, and Olli Nyrhilä. Characterization of effect of support structures in laser additive manufacturing of stainless steel. *Physics Procedia*, 56:72–81, 2014.
- [77] Polychronis Karapatis. A sub-process approach of selective laser sintering. January 2002.
- [78] B. J. Keene. Review of data for the surface tension of iron and its binary alloys. *International Materials Reviews*, 33(1):1–37, 1988.
- [79] I.N. Kellner. *Materialsysteme für das pulverbettbasierte 3D-Drucken*. Forschungsberichte IWB. Herbert Utz Verlag, 2013.
- [80] Karolien Kempen, Bey Vrancken, Sam Buls, Lore Thijs, Jan Humbeeck, and Jean-Pierre Kruth. Selective Laser Melting of Crack-Free High Density M2 High Speed Steel Parts by Baseplate Preheating. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 136, December 2014.
- [81] Saad A. Khairallah and Andrew T. Anderson. Mesoscopic Simulation Model of Selective Laser Melting of Stainless Steel Powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 214:2627–2636, 2014.
- [82] Saad A. Khairallah, Andrew T. Anderson, Alexander Rubenchik, and Wayne E. King. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. *Acta Materialia*, 108:36–45, 2016.
- [83] Saad A. Khairallah and Andy Anderson. Mesoscopic simulation model of se-

- lective laser melting of stainless steel powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(11):2627–2636, 2014.
- [84] Saad A. Khairallah, Aiden A. Martin, Jonathan R. I. Lee, Gabe Guss, Nicholas P. Calta, Joshua A. Hammons, Michael H. Nielsen, Kevin Chaput, Edwin Schwalbach, Megna N. Shah, Michael G. Chapman, Trevor M. Willey, Alexander M. Rubenchik, Andrew T. Anderson, Y. Morris Wang, Manyalibo J. Matthews, and Wayne E. King. Controlling interdependent meso-nanosecond dynamics and defect generation in metal 3D printing. *Science*, 368(6491):660–665, 2020.
- [85] F. Klocke and C. Wagner. Coalescence Behaviour of Two Metallic Particles as Base Mechanism of Selective Laser Sintering. *CIRP Annals*, 52(1):177–180, 2003.
- [86] Fritz Klocke. *Fertigungsverfahren 5: Gießen, Pulvermetallurgie, additive Manufacturing*. Springer-Verlag, Berlin, 2015.
- [87] Michael Kniepkamp. Neue Möglichkeiten zur additiven Fertigung von metallischen Mikrobauteilen. 2015.
- [88] Chad Konrad, Yuwen Zhang, and Yu Shi. Melting and resolidification of a subcooled metal powder particle subjected to nanosecond laser heating. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 50(11):2236–2245, 2007.
- [89] Sindo Kou. *Welding Metallurgy*, 2003.
- [90] Nadia Kouraytem, Xuxiao Li, Ross Cunningham, Cang Zhao, Niranjan Parab, Tao Sun, Anthony D. Rollett, Ashley D. Spear, and Wenda Tan. Effect of Laser-Matter Interaction on Molten Pool Flow and Keyhole Dynamics. *Phys. Rev. Appl.*, 11:064054, Jun 2019.
- [91] J. Kranz. *Methodik und Richtlinien für die Konstruktion von laseradditiv gefertigten Leichtbaustrukturen*. Light Engineering für die Praxis. Springer Berlin Heidelberg, 2017.
- [92] Toni A. Krol, Michael F. Zäh, Johannes Schilp, Christian Seidel, and Clemens Groth. Computational-Efficient Design of Support Structures and Material Modeling for Metal-Based Additive Manufacturing. In *Ansys conference & 29th CAD-FEM users meeting*, page 12, 2011.
- [93] J. P. Kruth, X. Wang, Tahar Laoui, and Ludo Froyen. Lasers and materials in selective laser sintering, 2003.
- [94] Jean-Pierre Kruth, Jan Deckers, Evren Yasa, and Ruben Wauthlé. Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using

- a novel analysis method. *Proceedings of the institution of mechanical engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 226(6):980–991, 2012.
- [95] Jean-Pierre Kruth, Sanjay Kumar, and Jonas Van Vaerenbergh. Study of laser-sinterability of ferro-based powders. *Rapid Prototyping Journal*, 2005.
- [96] J.P. Kruth, L. Froyen, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, and B. Lauwers. Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 149(1):616–622, 2004. 14th International Symposium on Electromachining (ISEM XIV).
- [97] J.P. Kruth, L. Froyen, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, and B. Lauwers. Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 149:616–622, 2004.
- [98] J.P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, L. Froyen, and M. Rombouts. Binding Mechanisms in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting. *Rapid prototyping journal*, 11(1):26–36, 2005.
- [99] Wilfried Kurz, C. Bezençon, and M. Gäumann. Columnar to equiaxed transition in solidification processing. *Science and technology of advanced materials*, 2(1):185, 2001.
- [100] Alexander Ladewig, Georg Schlick, Maximilian Fisser, Volker Schulze, and Uwe Glatzel. Influence of the shielding gas flow on the removal of process by-products in the selective laser melting process. *Additive manufacturing*, 10:1–9, 2016.
- [101] Ruidi Li, Yusheng Shi, Zhigang Wang, Li Wang, Jinhui Liu, and Wei Jiang. Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting. *Applied Surface Science*, 256(13):4350–4356, 2010.
- [102] Zheng Li, Hao Li, Jie Yin, Yan Li, Zhenguo Nie, Xiangyou Li, Deyong You, Kai Guan, Wei Duan, Longchao Cao, Dengzhi Wang, Linda Ke, Yang Liu, Ping Zhao, Lin Wang, Kunpeng Zhu, Zhengwen Zhang, Liang Gao, and Liang Hao. A Review of Spatter in Laser Powder Bed Fusion Additive Manufacturing: In Situ Detection, Generation, Effects, and Countermeasures. *Micromachines*, 13(8), 2022.
- [103] Christian Lindemann, Ulrich Jahnke, Matthias Habdank, and Rainer Koch. Analyzing Product Lifecycle Costs for a Better Understanding of Cost Drivers in Additive Manufacturing. August 2012.
- [104] J. Lippold, W. Baeslack, and I. Varol. Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels. *Welding Journal (USA)*, 71(1):1, 1988.

- [105] Bochuan Liu, Ricky D. Wildman, Christopher John Tuck, Ian A. Ashcroft, and Richard J. M. Hague. Investigation the Effect of Particle Size Distribution on Processing Parameters Optimisation in Selective Laser Melting Process. 2011.
- [106] Yang Liu, Yongqiang Yang, Shuzhen Mai, Di Wang, and Changhui Song. Investigation into spatter behavior during selective laser melting of AISI 316L stainless steel powder. *Materials and Design*, 87:797–806, 2015.
- [107] Sonny Ly, Alexander M. Rubenchik, Saad A. Khairallah, Gabe Guss, and Manyalibo J. Matthews. Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Scientific Reports*, 7(1):4085, Jun 2017.
- [108] Mohammad Masoomi, Scott Thompson, and Nima Shamsaei. Quality part production via multi-laser additive manufacturing. *Manufacturing Letters*, 13, 05 2017.
- [109] Akira Matsunawa, Jong-Do Kim, Naoki Seto, Masami Mizutani, and Seiji Katayama. Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding. *Journal of laser applications*, 10(6):247–254, 1998.
- [110] Manyalibo J. Matthews, Gabe Guss, Saad A. Khairallah, Alexander M. Rubenchik, Philip J. Depond, and Wayne E. King. Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes. *Acta Materialia*, 114:33–42, 2016.
- [111] M.J. Matthews, T.T. Roehling, S.A. Khairallah, T.U. Tumkur, G. Guss, R. Shi, J.D. Roehling, W.L. Smith, B.K. Vrancken, R.K. Ganeriwala, and J.T. McKeown. Controlling melt pool shape, microstructure and residual stress in additively manufactured metals using modified laser beam profiles. *Procedia CIRP*, 94:200–204, 2020. 11th CIRP Conference on Photonic Technologies [LANE 2020].
- [112] W. Meiners. *Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe*. Berichte aus der Lasertechnik. Shaker, 1999.
- [113] Peter Mercelis and Jean-Pierre Kruth. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid prototyping journal*, 2006.
- [114] R. Mertens, B. Vrancken, N. Holmstock, Y. Kinds, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeeck. Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts. *Physics Procedia*, 83:882–890, 2016. Laser Assisted Net Shape Engineering 9 International Conference on Photonic Technologies Proceedings of the LANE 2016 September 19-22, 2016 Fürth, Germany.

- [115] Robert W. Messler Jr. *Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy*. John Wiley & Sons, 2008.
- [116] S. Metz and M. Flemings. Hot tearing in cast metals. 1969.
- [117] Amir Mostafaei, Cang Zhao, Yining He, Seyed Reza Ghiaasiaan, Bo Shi, Shuai Shao, Nima Shamsaei, Ziheng Wu, Nadia Kouraytem, Tao Sun, Joseph Pauza, Jerard V. Gordon, Bryan Webler, Niranjana D. Parab, Mohammadreza Asherloo, Qilin Guo, Lianyi Chen, and Anthony D. Rollett. Defects and anomalies in powder bed fusion metal additive manufacturing. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 26(2):100974, 2022.
- [118] Thomas Niendorf, Stefan Leuders, Andre Riemer, Hans Richard, Thomas Tröster, and Dieter Schwarze. Highly Anisotropic Steel Processed by Selective Laser Melting. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 44, 08 2013.
- [119] Thomas Niendorf, Stefan Leuders, Andre Riemer, Hans Albert Richard, Thomas Tröster, and Dieter Schwarze. Highly anisotropic steel processed by selective laser melting. *Metallurgical and materials transactions B*, 44:794–796, 2013.
- [120] Natan Nudelis. Ursachen-Wirkungs-Analyse in der seriellen AlSi10Mg-Komponentenfertigung mittels Selective Laser Melting (SLM). Masterarbeit, Technische Universität München, Straubing, 2018.
- [121] Anna Okunkova, Marina Volosova, Pavel Peretyagin, Yuri Vladimirov, Ivan Zhirnov, and A.V. Gusarov. Experimental Approbation of Selective Laser Melting of Powders by the Use of Non-Gaussian Power Density Distributions. *Physics Procedia*, 56:48–57, 2014. 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014.
- [122] Andreas Patschger. *Grundlegende Untersuchungen zum Prozessverständnis des Laserstrahl-Mikroschweißens von metallischen Folien*. PhD thesis, Ilmenau, Jun 2016.
- [123] R. Poprawe. *Lasertechnik für die Fertigung: Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur*. VDI-Buch. Springer Berlin Heidelberg, 2006.
- [124] D.A. Porter and K.E. Easterling. *Phase Transformations in Metals and Alloys (Revised Reprint)*. CRC Press, 2009.
- [125] M. Rappaz, J.M. Drezet, and Met Gremaud. A new hot-tearing criterion. *Metallurgical and materials transactions A*, 30(2):449–455, 1999.
- [126] Tien T. Roehling, Rongpei Shi, Saad A. Khairallah, John D. Roehling, Gabe M.

- Guss, Joseph T. McKeown, and Manyalibo J. Matthews. Controlling grain nucleation and morphology by laser beam shaping in metal additive manufacturing. *Materials & Design*, 195:109071, 2020.
- [127] Tien T. Roehling, Sheldon S.Q. Wu, Saad A. Khairallah, John D. Roehling, S. Stefan Soezeri, Michael F. Crumb, and Manyalibo J. Matthews. Modulating laser intensity profile ellipticity for microstructural control during metal additive manufacturing. *Acta Materialia*, 128:197–206, 2017.
- [128] Alexander M. Rubenchik, S. Khairallah, S. Wu, G. Guss, T. Roehling, J. McKeown, and M. Matthews. Beam shape optimization for laser powder beam fusion additive manufacturing (Conference Presentation). In Bo Gu, Henry Helvajian, and Hongqiang Chen, editors, *Laser 3D Manufacturing VI*, volume 10909. International Society for Optics and Photonics, SPIE, 2019.
- [129] Andreas Ruß. Schweißen mit dem Scheibenlaser - Potentiale der guten Fokussierbarkeit, Laser in der Materialbearbeitung - Forschungsberichte des IFSW, 2006.
- [130] William J. Sames, F.A. List, Sreekanth Pannala, Ryan R. Dehoff, and Sudarshanam Suresh Babu. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International materials reviews*, 61(5):315–360, 2016.
- [131] Jan Sander. *Selektives Laserschmelzen hochfester Werkzeugstähle*. phdthesis, August 2017.
- [132] Bryan Sartin, T. J. Pond, B. F. Griffith, Wesley A. Everhart, L. Elder, E. G. Wenski, C. Cook, David Michael Wieliczka, W. King, Alexander M. Rubenchik, S. Wu, Ben Brown, C. Johnson, and Jonathan R. Crow. 316L POWDER REUSE FOR METAL ADDITIVE MANUFACTURING. 2017.
- [133] Claudia Schwerz, Ahmad Raza, Xiangyu Lei, Lars Nyborg, Eduard Hryha, and Håkan Wirdelius. In-situ detection of redeposited spatter and its influence on the formation of internal flaws in laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 47:102370, 2021.
- [134] Marco Simonelli, Christopher Tuck, Nesma Aboulkhair, Ian Maskery, Ricky Wildman, and Richard Hague. A Study on the Laser Spatter and the Oxidation Reactions During Selective Laser Melting of 316L Stainless Steel, Al-Si10-Mg, and Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46, April 2015.
- [135] Marcel Slodczyk. Physikalische Grundlagen der Multistrahlbelichtung beim selektiven Laserschmelzen, 2022.

- [136] Adriaan Bernardus Spierings, Nikolaus Herres, and Gideon N. Levy. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. *Rapid Prototyping Journal*, 17:195–202, 2011.
- [137] André Streek, Peter Regenguß, and Horst Exner. Fundamentals of Energy Conversion and Dissipation in Powder Layers during Laser Micro Sintering. *Physics Procedia*, 41:858–869, 2013. Lasers in Manufacturing (LiM 2013).
- [138] John William Strutt and Lord Rayleigh. On the instability of jets. *Proc. London Math. Soc.*, 10(4):4–13, 1878.
- [139] John William Strutt and Lord Rayleigh. On the instability of cylindrical fluid surfaces. *Phil. Mag.*, 34(5):177–180, 1892.
- [140] Brent Stucker, Ian Gibson, and David Rosen. *Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*. SPRINGER NATURE, September 2016.
- [141] Zhongji Sun, Xipeng Tan, Shu Tor, and Wai Yee Yeong. Corrigendum to "Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates" [Mater. Des. 104 (2016) 197–204]. *Materials & Design*, 126, May 2017.
- [142] Haruyoshi Suzuki. Cold cracking and its prevention in steel welding. *Transactions of the Japan Welding Society*, 9(2):140–149, 1978.
- [143] Hwa-Hsing Tang, M. L. Chiu, and H. C. Yen. Slurry-based selective laser sintering of polymer-coated ceramic powders to fabricate high strength alumina parts. *Journal of The European Ceramic Society*, 31:1383–1388, 2011.
- [144] Ming Tang, P. Chris Pistorius, and Jack L. Beuth. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, 14:39–48, 2017.
- [145] Christian Tenbrock, Felix Gabriel Fischer, Konrad Wissenbach, Johannes Henrich Schleifenbaum, Philipp Wagenblast, Wilhelm Meiners, and Joachim Wagner. Influence of keyhole and conduction mode melting for top-hat shaped beam profiles in laser powder bed fusion. *Journal of Materials Processing Technology*, 278:116514, 2020.
- [146] Christian Tenbrock, Tobias Kelliger, Niklas Praetzs, Marcel Ronge, Lucas Jauer, and Johannes Henrich Schleifenbaum. Effect of laser-plume interaction on part quality in multi-scanner Laser Powder Bed Fusion. *Additive Manufacturing*, 38:101810, 2021.
- [147] Lore Thijs, Karolien Kempen, Jean-Pierre Kruth, and Jan Humbeeck. Fine-

- structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 61:1809–1819, 03 2013.
- [148] Lore Thijs, Maria Montero-Sistiaga, Ruben Wauthle, Qingge Xie, Jean-Pierre Kruth, and Jan Humbeeck. Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum. *Acta Materialia*, 61:4657–4668, 07 2013.
- [149] Lore Thijs, Maria Luz Montero Sistiaga, Ruben Wauthle, Qingge Xie, Jean-Pierre Kruth, and Jan Van Humbeeck. Strong morphological and crystallographic texture and resulting yield strength anisotropy in selective laser melted tantalum. *Acta Materialia*, 61(12):4657–4668, 2013.
- [150] R. Tobler, A. Nishimura, and J. Yamamoto. Design-Relevant Mechanical Properties of 316-Type Stainless Steels for Superconducting Magnets. 1996.
- [151] N. K. Tolochko, Yu. V. Khlopkov, Sergei E. Mozzharov, Michail B. Ignatiev, Tahar Laoui, and V. I. Titov. Absorptance of powder materials suitable for laser sintering. *Rapid Prototyping Journal*, 6:155–161, 2000.
- [152] Nikolay K. Tolochko, Maxim K. Arshinov, Andrey V. Gusarov, Victor I. Titov, Tahar Laoui, and Ludo Froyen. Mechanisms of selective laser sintering and heat transfer in Ti powder, 2003.
- [153] Itziar Tolosa, Fermín Garcíandía, Fidel Zubiri, Fidel Zapirain, and Aritz Esnaola. Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by "selective laser melting", following different manufacturing strategies. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 51:639–647, 2010.
- [154] Eberhard Abele und Michael Kniepkamp. Einordnung und Ausblick von Additiven Fertigungsverfahren aus produktionstechnischer Sicht. 2014.
- [155] VDI Verein Deutscher Ingenieure E.V. *VDI-Richtlinie 3404: Generative Fertigungsverfahren - Rapid-Technologien (Rapid Prototyping) - Grundlagen, Begriffe, Qualitätskenngrößen, Liefervereinbarungen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2009.
- [156] VDI Verein Deutscher Ingenieure E.V. *VDI-Richtlinie 3405: Additive Fertigungsverfahren - Grundlagen, Begriffe, Verfahrensbeschreibungen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2014.
- [157] Birgit Vogel-Heuser, Thomas Bauernhansl, and Michael ten Hompel. *Handbuch Industrie 4.0 Bd.3: Logistik*. Springer Science and Business Media : Springer Vieweg, 2016.

- [158] Joerg Volpp. Spattering effects during selective laser melting. *Journal of laser applications*, 32(2), 2020.
- [159] Jörg Volpp. *Dynamik und Stabilität der Dampfkapillare beim Laserstrahl-tiefschweißen*. PhD thesis, Bias Verlag, 2017.
- [160] Bey Vrancken. Study of residual stresses in selective laser melting. 2016.
- [161] Di Wang, Shibiao Wu, Fan Fu, Shuzhen Mai, Yongqiang Yang, Yang Liu, and Changhui Song. Mechanisms and characteristics of spatter generation in SLM processing and its effect on the properties. *Materials & Design*, 117:121–130, 2017.
- [162] Yvonne Wessarges, Matthias Gieseke, Ronny Hagemann, Stefan Kaieler, and Ludger Overmeyer. *Entwicklungstrends zum Einsatz des selektiven Laserstrahl-schmelzens in Industrie und Biomedizintechnik*, pages 7–21. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2017.
- [163] Meiners Wilhelm, Wissenbach Konrad, and Gasser Andres. Shaped body especially prototype or replacement part production. *DE Patent*, 19, 1998.
- [164] E.Y.G. Wirtschaftsprüfungsgesellschaft. *EY's Global 3D printing Report 2019*. 2019.
- [165] Tim Marten Wischeropp, Raul Salazar, Dirk Herzog, and Claus Emmelmann. Simulation of the effect of different laser beam intensity profiles on heat distribution in selective laser melting. In *Lasers in Manufacturing Conference, June 22–25*. WLT Munich, Germany, 2015.
- [166] Kaufui V. Wong and Aldo Hernandez. A Review of Additive Manufacturing. *ISRN Mechanical Engineering*, 08 2012.
- [167] Sascha Wörner, Udo Jung, Heinrich Friederich, Heinz Thomas Beier, and Michael Vormwald. *Rapid Prototyping im Maschinen- und Automobilbau – Ermüdungseigenschaften additiv gefertigter Bauteile*, pages 1–20. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden, 2017.
- [168] C. Steven Wright, Mansour Youseffi, S.P. Akhtar, T.H.C. Childs, C. Hauser, and P. Fox. Selective laser melting of prealloyed high alloy steel powder beds. In *Materials science forum*, volume 514, pages 516–523. Trans Tech Publ, 2006.
- [169] I. Yadroitsev, A. Gusarov, I. Yadroitsava, and I. Smurov. Single track formation in selective laser melting of metal powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(12):1624–1631, 2010.

- [170] Igor Yadroitsev, P. Bertrand, and I. Smurov. Parametric analysis of the selective laser melting process. *Applied Surface Science*, 253:8064–8069, July 2007.
- [171] Zachary A. Young, Qilin Guo, Niranjan D. Parab, Cang Zhao, Minglei Qu, Luis I. Escano, Kamel Fezzaa, Wes Everhart, Tao Sun, and Lianyi Chen. Types of spatter and their features and formation mechanisms in laser powder bed fusion additive manufacturing process. *Additive Manufacturing*, 36:101438, 2020.
- [172] Miguel Zavala-Arredondo, Haider Ali, Kristian M. Groom, and Kamran Mumtaz. Investigating the melt pool properties and thermal effects of multi-laser diode area melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 97(1):1383–1396, 2018.
- [173] Miguel Zavala-Arredondo, Nicholas Boone, Jon Willmott, David T.D. Childs, Pavlo Ivanov, Kristian M. Groom, and Kamran Mumtaz. Laser diode area melting for high speed additive manufacturing of metallic components. *Materials & Design*, 117:305–315, 2017.
- [174] Miguel Zavala-Arredondo, Kristian M. Groom, and Kamran Mumtaz. Diode area melting single-layer parametric analysis of 316L stainless steel powder. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 94(5):2563–2576, 2018.
- [175] L.-C. Zhang, H. Attar, M. Calin, and J. Eckert. Review on manufacture by selective laser melting and properties of titanium based materials for biomedical applications. *Materials Technology*, 31(2):66–76, 2016.
- [176] H.H. Zhu, L. Lu, and J.Y.H. Fuh. Development and characterisation of direct laser sintering Cu-based metal powder, 2003.
- [177] Z. Zhu, V.G. Dhokia, A. Nassehi, and S.T. Newman. A review of hybrid manufacturing processes – state of the art and future perspectives. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 26(7):596–615, 2013.

Anhang A: Bildanhang

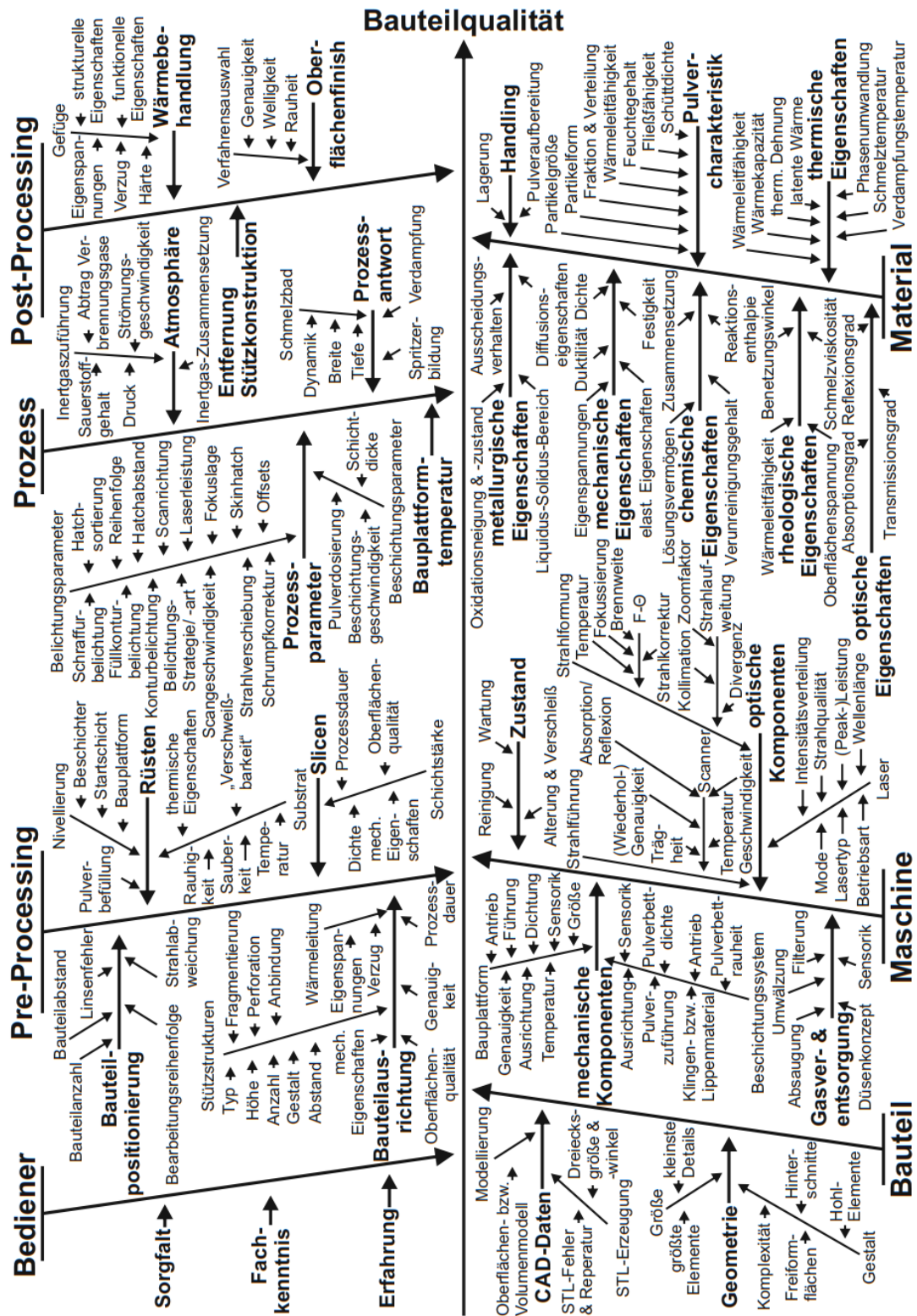


Abbildung A.1: Ishikawa-Diagramm zu den Einflussgrößen bei Strahlschmelzprozessen, wie z.B. dem selektiven Laserschmelzen nach [65].

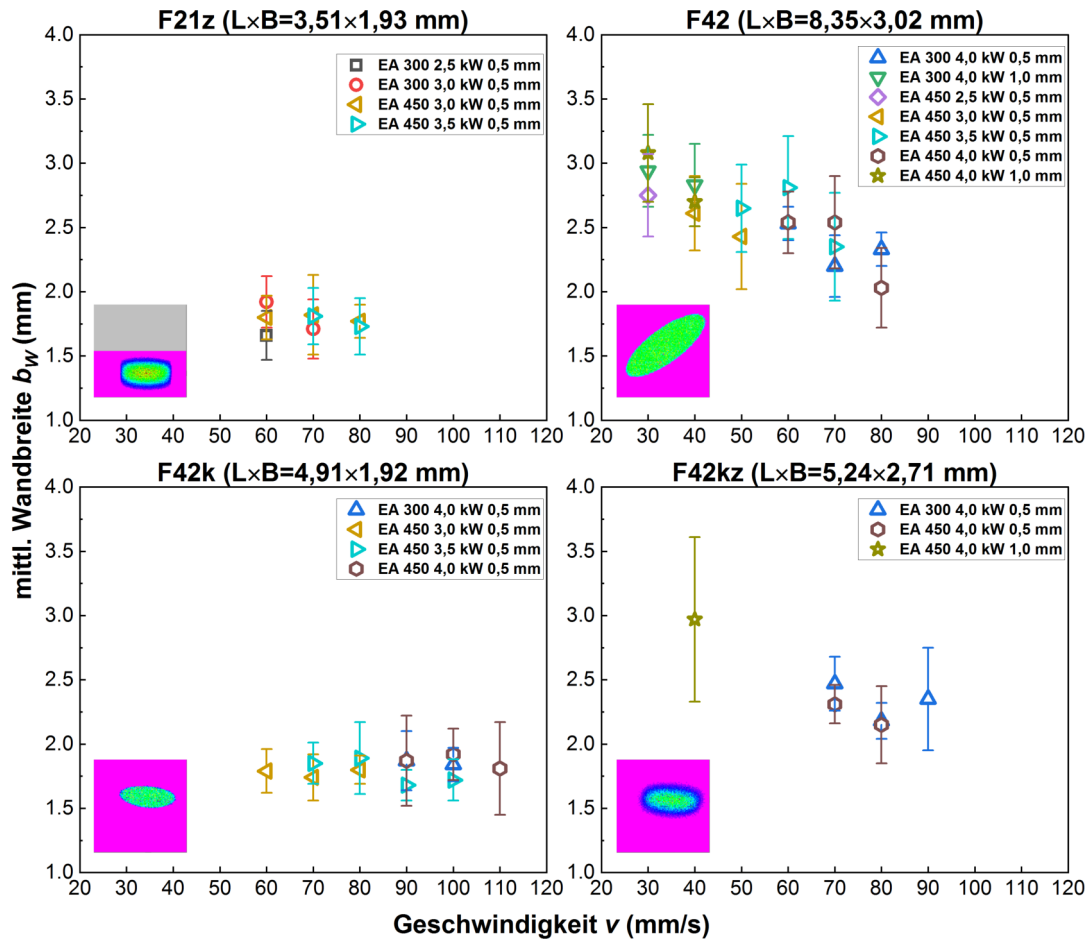


Abbildung A.2: Mittlere Wandbreite b_w mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung.

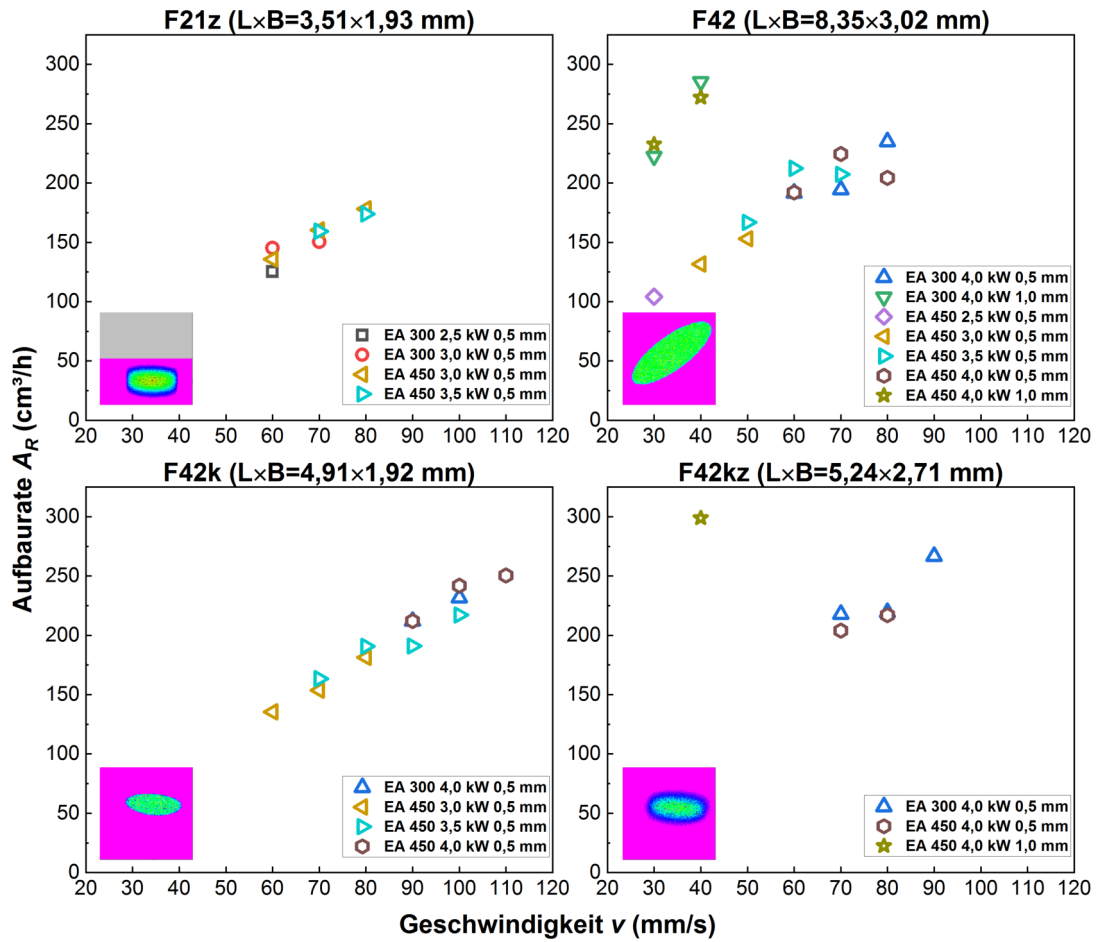


Abbildung A.3: Theoretische Aufbaureate A_R in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung.

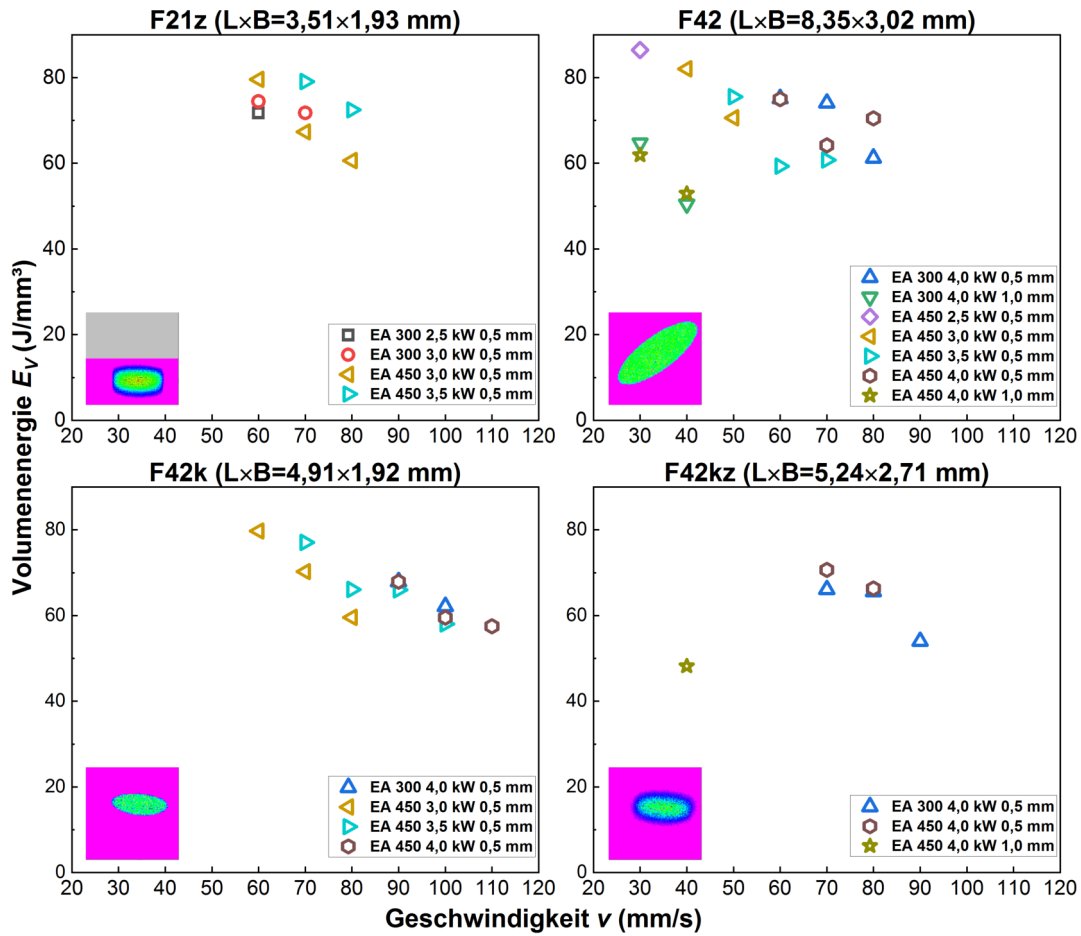


Abbildung A.4: Volumenenergiedichte E_V in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in longitudinaler Bearbeitungsrichtung.

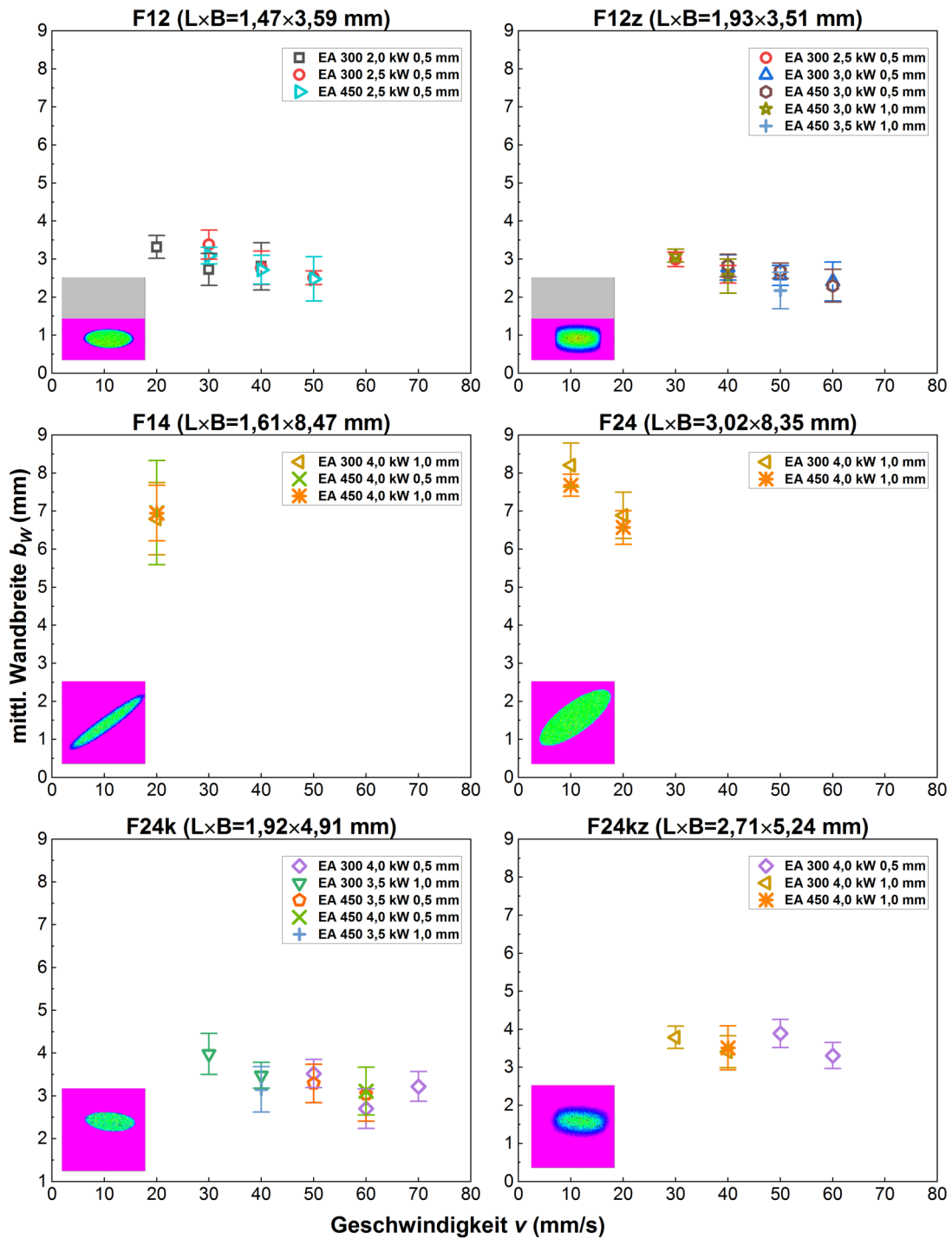


Abbildung A.5: Mittlere Wandbreite b_w mit Darstellung der Standardabweichung in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung.

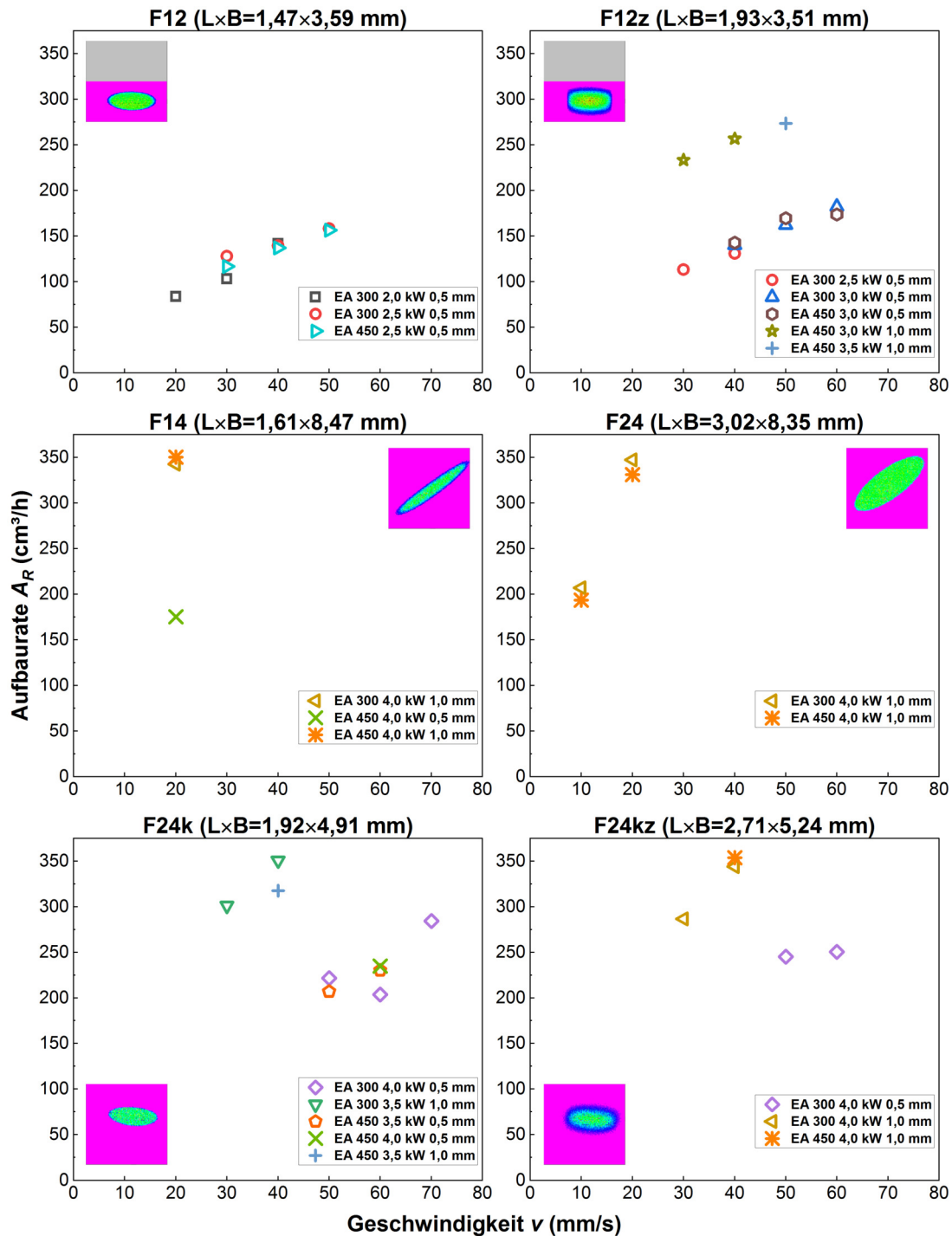


Abbildung A.6: Theoretische Aufbaureate A_R in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung.

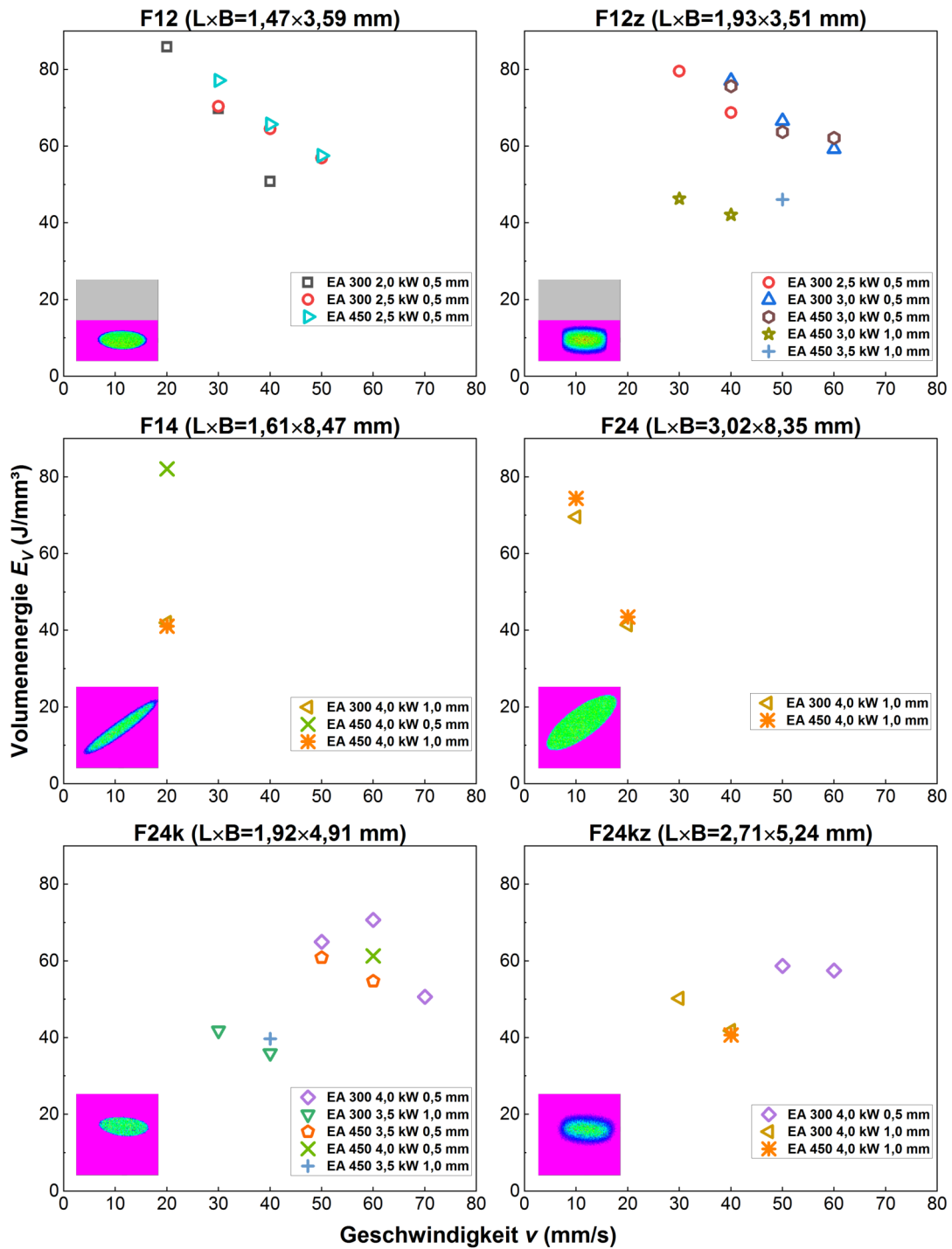


Abbildung A.7: Volumenenergiedichte E_V in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit v von den Wänden der Kategorie **Stabil** aus beiden Pulvern mit verschiedenen Leistungen, Pulverschichtdicken und Strahlformen in transversaler Bearbeitungsrichtung.

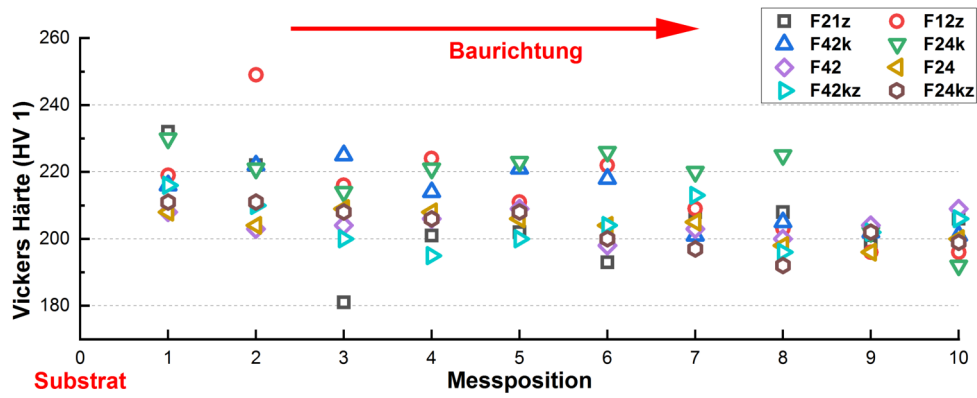


Abbildung A.8: Gemessene Härte­werte der Wände mit den Strahl­formen in Tabelle 5.17 an verschiedenen Positionen in der Mittellinie entlang der Baurichtung. Durch die Messposition ist nur die Reihenfolge der Messung (ohne Haltung konstantes Abstands) zu zeigen.

Selbstständigkeitserklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und nur unter Verwendung der angegebenen Literatur und Hilfsmittel angefertigt habe.

Stellen, die wörtlich oder sinngemäß aus Quellen entnommen wurden, sind als solche kenntlich gemacht.

Diese Arbeit wurde in gleicher oder ähnlicher Form noch keiner anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

Mittweida, den 31.03.2023

Zihao Zhao