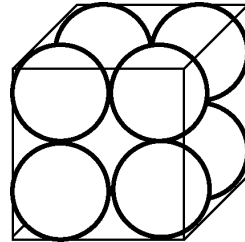


# Ein Modell des Lasersintermechanismus von metallischen Pulvern



Gasch, M.

Die Lasersinter-technologie ist ein additives Fertigungsverfahren. Diese Verfahren werden umgangssprachlich 3D-Druck-Technologie genannt. Lasersinterverfahren sind Bestandteil zahlreicher Forschungs- und Entwicklungsvorhaben. Ein Schwerpunkt ist die Betrachtung des Lasersintermechanismus von metallischen Pulvern.

The laser sintering technology is an Additive Manufacturing (AM) process. These processes are commonly known as 3D printing technology. Laser sintering processes are part of numerous research and development projects. One focus is the consideration of the laser sintering mechanism of metallic powders.

## 1 Das Prinzip des Lasersinterns

Das Prinzip des Lasersinterns mit ausgewählten Prozessparametern ist als schematische Darstellung in der folgenden Abbildung illustriert.

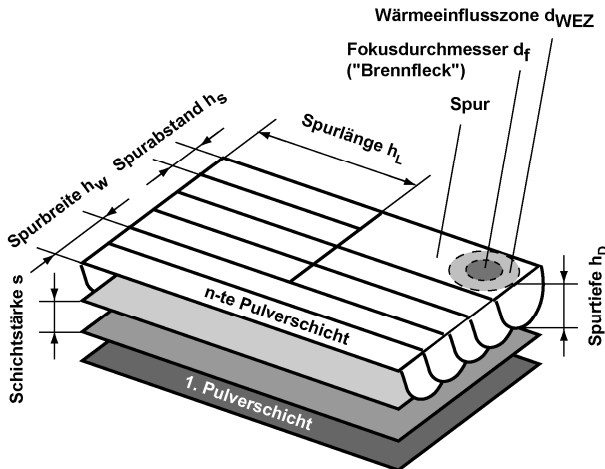
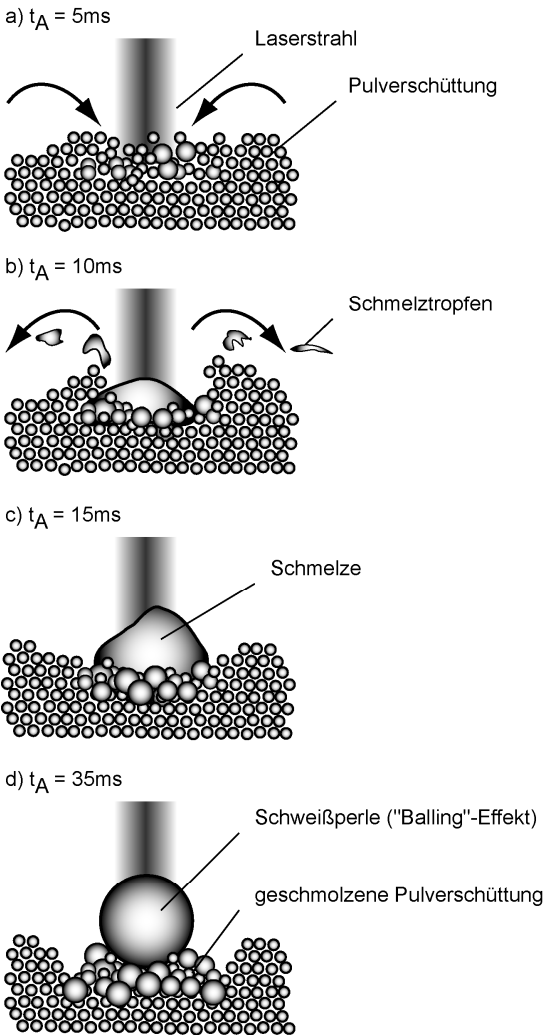


Abbildung 1: Das Prinzip des Lasersinterns mit ausgewählten Prozessparametern /1/

Die lasergesinterten Spuren auf der n-ten Pulverschicht (siehe Abbildung 1) besitzen eine Spurbreite, die dem Durchmesser der Wärmeinflusszone (WEZ) entspricht /1,2,3/. Die Spurtiefe wird beeinflusst durch die erforderliche Flächenenergie /4,5/, wobei die kleinstmögliche Pulverschichtstärke abhängig ist von dem maximalen Pulverteilchendurchmesser. Pulverpartikel können sich zwischen der Beschichtungseinheit und der zuletzt gesinterten Schicht verklebmen, wenn die kleinstmögliche Schichtstärke unterschritten wird. Infolgedessen wird der Lasersinterprozess unterbrochen oder das Bauteil kann beschädigt werden /7/. Eine Pulverschicht mit zu groß gewählter Schichtstärke kann durch die Laserenergie nicht mit der darunter liegenden gesinterten Schicht verbunden werden. Demzufolge können lamellenartige Hohlräume im Gefüge entstehen. Diese Delaminierung kann auch bei zu hoher Laserenergiezufuhr auftreten /7/. Die Spurlänge beschreibt den Weg, den der Laser beim Belichten in Vorschubrichtung bis zum Umkehrpunkt der Bahn zurücklegt. Diese Länge beeinflusst die Benetzungseigenschaften der Pulverschüttung. Die Grenzflächenenergie zwischen der Phase in der Sinterzone und der Phase in der erstarrten Schmelze ist abhängig von der Grenzflächentemperatur. Bei kurzen Spurlängen ist die Temperatur an der Grenzfläche zwischen zwei Spuren vergleichsweise hoch. Grund dafür ist die Temperatur der bereits belichteten Spur, die bei kurzen Spurlängen höher ist als bei langen Spurlängen. Dementsprechend verringert sich der Energiefluss in die zuvor gesinterte Spur. Folglich wird die Grenzflächenenergie geringer und eine größere Grenzfläche zwischen fester und flüssiger Spur kann entstehen. Die Schmelze in der Sinterzone breitet sich aus und lagert sich an der bereits belichteten Spur (erstarrte Schmelze) ab. Das generierte Bauteil wird dadurch insgesamt dichter und die Bauteildichte steigt an /2,4/.

## 2 Ein Lasersintermodell

Beobachtungen von Song /11/, während des Lasersinterprozesses aufgenommen mit einer Hochgeschwindigkeitskamera, sind in den folgenden schematischen Darstellungen beschrieben (siehe Abbildung 2). In Abbildung a trifft der Laserstrahl auf die Pulverschüttung (Sinterbronze), und im Brennfleck beginnen die Pulverteilchen an der Partikeloberfläche zu schmelzen. Die flüssige Phase auf den Oberflächen übt eine Anziehungskraft auf die anderen Partikel aus. Infolgedessen verringern die Pulverteilchen bei ausreichender Anziehungskraft ihren Abstand zueinander /8,9,10,11/.



Laserleistung:  $P_L = 61\text{W}$   
 Fokussdurchmesser:  $d_f = 0,5\text{mm}$   
 Material: Sinterbronze CuSn 89/11 (Sint AF 50)  
 Partikeldurchmesser:  $d_p < 45\mu\text{m}$

Abbildung 2: Beobachtungen während des Lasersinterprozesses mit einer Hochgeschwindigkeitskamera /11/

Das fortwährende Einkoppeln der Laserenergie (Einkoppelzeit  $t_A$ ) bewirkt, dass die Pulverpartikel weiter schmelzen (siehe Abbildung b). Die entstehenden Schmelztropfen können schlagartig an die Umgebung abgegeben werden. In den Abbildungen c und d beginnen die vollständig geschmolzenen Pulverteilchen das Formieren einer Schweißperle (englisch: balling). Dieser Balling-Effekt wird verursacht durch die Oberflächenspannungen der geschmolzenen Pulverteilchen /11/. Nach Klocke und Wagner /12/ ist dieser Effekt von der dynamischen Viskosität abhängig. Eine hohe Viskosität bewirkt eine längere Dauer, bis sich die Schweißperle formiert hat. Außerdem können sich die geschmolzenen Pulverteilchen nicht vollständig vereinigen /8,13/. Der Stofffluss und die Fließfähigkeit des erwärmten Pulverteilchens werden über die dynamische Viskosität beschrieben /8/. Ein Spalt zwischen der Schweißperle in der Mitte und den umgebenden geschmolzenen Pulverteilchen ist in Abbildung d zu sehen. Dies kann der Tatsache zugeschrieben werden, dass das Volumen der Schweißperle geringer ist als das Gesamtvolumen der entsprechenden geschmolzenen Pulverteilchen. Folglich verringert sich das Volumen der Schweißperle mit zunehmender Dichte /11/.

Große Unterschiede in der Pulververarbeitung liegen zum Beispiel im Absorptionsgrad, in der Oberflächenspannung und in der dynamischen Viskosität. Für jedes neue Pulvermaterial muss deshalb ein Prozess-Fenster experimentell bestimmt werden. Ziel ist es, Instabilitäten in den Spuren (Schweißperlen) und Bauteilporosität zu vermeiden. Die Abbildung 3 zeigt ein Beispiel eines solchen Prozess-Fensters für eine Eisen-Pulvermischung /14/.

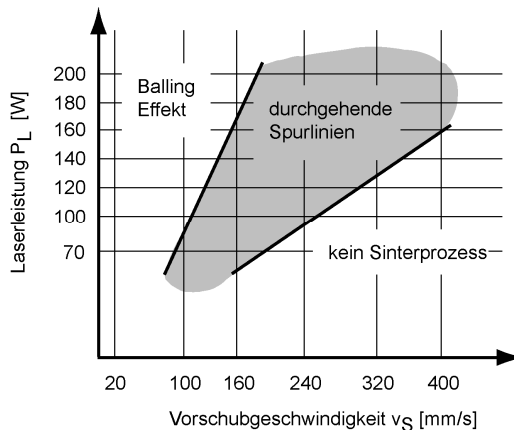
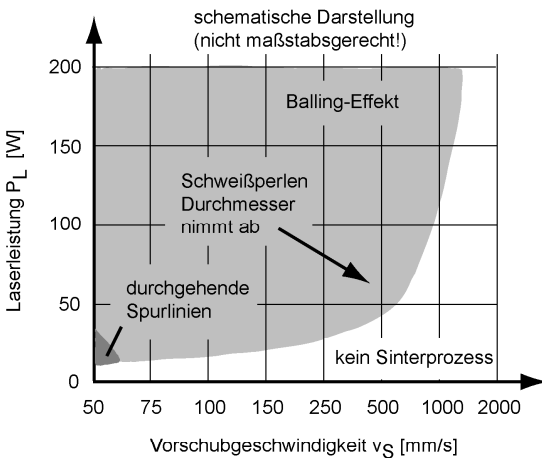


Abbildung 3: Prozess-Fenster einer Pulvermischung auf Eisen-Basis (Fe-Matrix) /14/

In der Illustration sind die Bereiche Balling-Effekt, durchgehende Spurlinien und kein Sinterprozess dargestellt. Diese drei Bereiche sind linear voneinander getrennt. Zusätzliche Parameter werden durch die Autoren nicht genannt /14/. Zum Beispiel entstehen bei einer konstanten Laserleistung von 200W durchgehende Spurlinien erst ab einer Vorschubgeschwindigkeit von ungefähr 190mm/s. Bei einer Geschwindigkeit unterhalb dieser Grenze treten wegen der Überhitzung Schweißperlen auf /15/.

Untersuchungen /12/ zeigen für einen nichtrostenden Stahl 1.4404 (316 L) ein ähnliches Bild (siehe Abbildung 4). Allerdings ist in diesem Fall keine lineare Trennung der drei Bereiche im Prozess-Fenster vorhanden. Weiterhin ist der Bereich der durchgehenden Spurlinien im Vergleich zur Abbildung 3 deutlich reduziert. Verbundene Spuren werden nur bei einer Vorschubgeschwindigkeit im Bereich von 50mm/s und bei Laserleistungen von 5 bis 10W beobachtet. Wird diese Grenzleistung von 10W überschritten, erwärmt sich das Pulvermaterial zu schnell und infolgedessen entstehen Schweißperlen /12/.



Laserleistung:	$P_L = 5 \text{ bis } 200\text{W}$ (variabel)
Fokussdurchmesser:	$d_f = 0,5\text{mm}$
Vorschubgeschwindigkeit:	$v_S = 50 \text{ bis } 1000\text{mm/s}$ (variabel)
Material:	Nichtrostender Stahl, 1.4404 (316 L)
Partikeldurchmesser:	$d_p < 44\mu\text{m}$
Schichtstärke:	$s = 20\text{mm}$
Schutzgas:	95% Argon und 5% Wasserstoff

Abbildung 4: Schematisches Prozess-Fenster von nichtrostendem Stahl, 1.4404 /12/

Für das Belichten mit Vorschubgeschwindigkeiten über 50mm/s muss die Laserleistung höher sein, um ausreichend Energie für den Sinterprozess einzukoppeln. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit beziehungsweise abnehmender Laserleistung nimmt der Durchmesser der Schweißperlen ab. Weitere Prozessparameter sind in der Abbildung aufgelistet /12/. Im Vergleich mit reinem Kupferpulver (Cu99) benötigt nichtrostender Stahl (1.4404) eine 30-fach höhere Belichtungszeit um den Schmelzprozess in der Sinterzone zu vollenden. Eine niedrige Vorschubgeschwindigkeit und eine geringe Laserleistung begünstigen die Bildung von festen Phasen in der Sinterzone. Infolgedessen wird der Bindungsmechanismus in einer positiven Weise beeinflusst. Geschlossene lasergesinterte Spurlinien ohne sogenanntes Kräuseln (wellenartige Oberflächen) können dadurch erzielt werden. Das Entstehen von Schweißperlen (Balling-Effekt) wird folglich vermieden. Diese Prozessparameter sind auch günstig, wenn Bauteile mit Überhängen oder Hinterschneidungen im Lasersinterverfahren hergestellt werden /12/.

Das beobachtete Sinterverhalten in den Untersuchungen kann durch ein Modell beschrieben werden. Eine Theorie folgt dem Konzept vom viskosen Sintern nach Frenkel /13/ das besagt, dass sich zwei berührende kugelförmige Pulverteilchen sich zu einem kugeligen Teilchen vereinigen. Grund ist das Bestreben der Pulverteilchen unter Wärmeeinfluss die Gesamtoberfläche zu verringern. Aufgrund der geringen Teilchengröße ist das Eigengewicht vernachlässigbar. In Abbildung 5 sind die unterschiedlichen Stadien des Sinterns zu sehen.

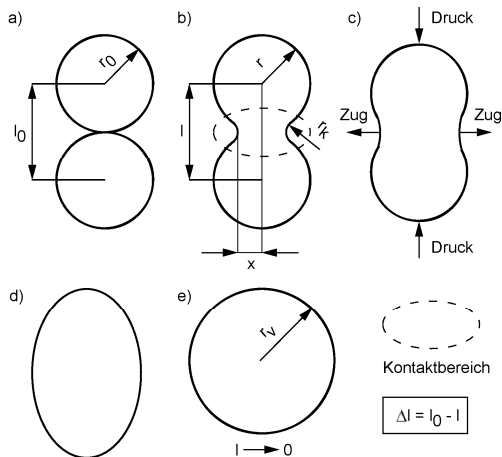


Abbildung 5: Stadien im Sintervorgang am Kugelteilchenmodell nach Frenkel /8,13/

Die Abbildung a zeigt das Ausgangsstadium zweier kugeliger Pulverteilchen. Die Zwischenstadien sind in den Darstellungen b bis d illustriert. Im letzten Stadium ist in Abbildung e das vereinigte kugelförmige Pulverteilchen dargestellt. Der Radius des vereinigten Pulverteilchens berechnet sich nach Schatt und Frenkel /8,13/ wie folgt:

$$r_V = r_0 \cdot \sqrt[3]{2} \quad 2.1$$

mit:

$r_V$ : Radius des vereinigten Pulverteilchens in m

$r_0$ : Radius des ursprünglichen Pulverteilchens in m

Der Vergleich von Abbildung 5b und e zeigt, dass zwischen den beiden Stadien eine Schwindung stattfindet. In Abbildung e geht der Mittelpunktsabstand der Pulverteilchen gegen null. Der Radius des vereinigten Pulverteilchens ist nach Formel 2.1 größer als der Radius eines ursprünglichen Teilchens. Der ausgefüllte Rauminhalt und die spezifische Oberfläche sind allerdings geringer. Oberflächen sind eine Art von Grenzflächen zwischen flüssigem, festem oder gasförmigem Zustand. Diese Flächen können miteinander reagieren. Beim Sintern ist dies ein erwünschter Prozess. Oberflächen besitzen eine spezifische Energie. Je größer diese spezifische Oberflächenenergie ist, umso stärker ist das Neigen, mit der Umgebung zu reagieren. Die Oberflächenenergie steigt mit der Schmelztemperatur eines Metalls an /8,16,17/.

Ergänzend wird eine Unterscheidung nach der dynamischen Viskosität vorgenommen. In Abbildung 6a ist das Flüssigphasensintern von metallischen Werkstoffen mit niedriger Viskosität illustriert. Ein solches Metall ist zum Beispiel das reine Kupfer (Cu99) mit einer Schmelztemperatur von 1083°C /12/. Das Endstadium ist gleich der Darstellung in Abbildung 5e. Die Abbildung 6b veranschaulicht schematisch das Festphasensintern von kristallinen Materialien mit hoher dynamischer Viskosität. Der nichtrostende Stahl in Abbildung 4 mit einer Solidustemperatur von 1375°C und einer Liquidustemperatur von 1430°C ist ein Beispiel für diese Art von kristallinen Werkstoffen /12/. Das Endstadium in Abbildung 6b entspricht dem Stadium in Abbildung 5c.

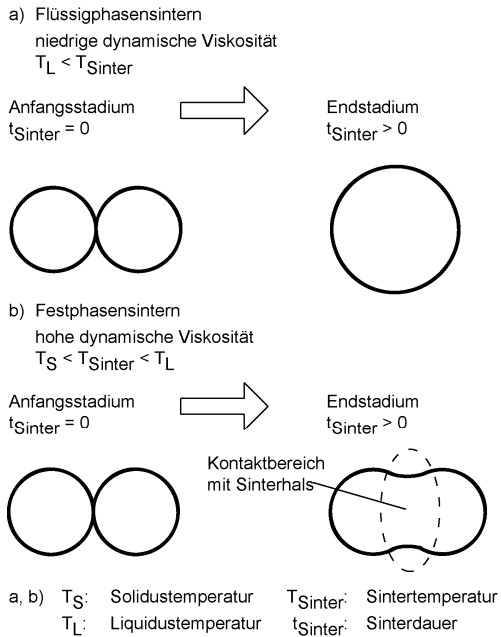


Abbildung 6: Modell des Sintermechanismus von zwei Pulverteilchen mit unterschiedlicher dynamischer Viskosität /12,13/

Ein Modell des Sintermechanismus von Pulverschüttungen mit unterschiedlicher dynamischer Viskosität ist in Abbildung 7 dargestellt. In den Pulverschüttungen a und b existiert eine isotherme Wärmeverteilung innerhalb des Volumens. Beim Sintern mit flüssiger Phase fließen die Pulverteilchen zusammen, sobald sie in Kontakt sind. Dieser Fall unter niedriger dynamischer Viskosität ist in der Abbildung a illustriert. Die anfänglich kleinen geschmolzenen Pulverpartikel bilden größere Kugeln, bis sich im Endstadium eine große Schweißperle gebildet hat. Bei einer höheren dynamischen Viskosität (siehe Abbildung 7b), dauert der Sinterprozess länger und die Pulverteilchen sind im Kontaktbereich durch einen Sinterhals verbunden (vergleiche Abbildung 5b und Abbildung 6b) /12/.



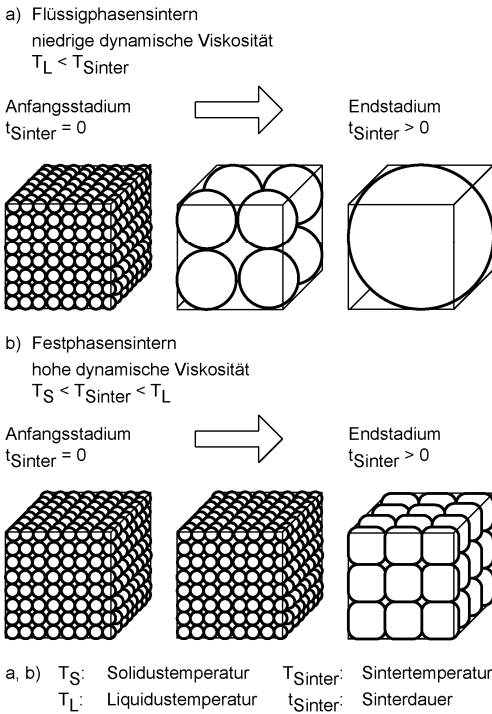


Abbildung 7: Modell des Sintermechanismus von Pulverschüttungen mit unterschiedlicher dynamischer Viskosität /12,13/

Im Lasersinterprozess wird die Pulverschüttung von der oberen Seite durch die Laserenergie erwärmt. Die dadurch entstehende ungleichmäßige Temperaturverteilung führt zu einer ungleichmäßigen Verteilung der dynamischen Viskosität. Wenn die Pulverschicht sehr schnell erwärmt wird, tritt wahrscheinlich das Sinterverhalten wie in der Abbildung 6a dargestellt auf. Dieses Verhalten zeigen auch eutektische Legierungen oder reine Metalle, bei denen die Liquidustemperatur mit der Solidustemperatur zusammenfällt. Die flüssige Phase geht folglich in einen Schmelzpunkt über und die Liquiduslinie sowie Soliduslinie bilden einen Schnittpunkt. Als Folge entstehen Schweißperlen wie in der Abbildung 8a veranschaulicht, die zu einer wellenartigen Oberfläche (Kräuseln) der lasergesinterten Pulverschicht (Spurlinie) führen. Wird die Pulverschüttung hingegen langsam erwärmt und die Legierung verfügt über eine ausgeprägte Mischphase, lässt sich der Balling-Effekt vermeiden (siehe Abbildung 8b). Eine niedrige

dynamische Viskosität begünstigt das Entstehen von Schweißperlen und folglich ein Unterbrechen des Lasersinterprozesses. Liegt eine hohe Viskosität vor, schmilzt das Pulvermaterial wie in Sinterhälsen und bewirkt eine stabile Sinterstruktur /12,16,18/.

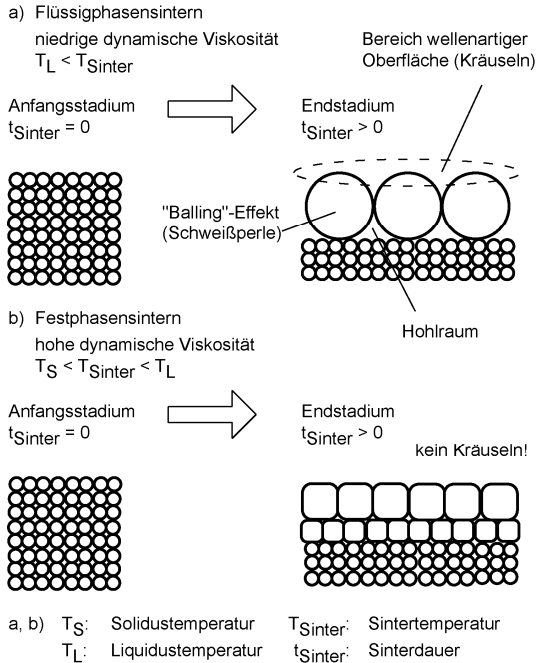


Abbildung 8: Modell des Lasersintermechanismus von Pulverschichten mit unterschiedlicher dynamischer Viskosität /12,13/

Wenn die genannten Randbedingungen gelten, sind eine geringe Vorschubgeschwindigkeit, eine niedrige Laserleistung und eine Legierung mit einer großen Differenz zwischen Liquidus- und Solidustemperatur vorteilhaft für einen stabilen Lasersinterprozess /12/.

Die Sintergleichung nach German /19,20/ beschreibt das viskose Phasensintern /13/. Die lineare Schwindung ( $\Delta l/l_0$ ) existiert bei einer isothermen Wärmeverteilung. Anstelle der Sinterdauer wird in Gleichung 2.2 näherungsweise die Einkoppelzeit  $t_A$  verwendet. Die Sintergleichung lautet wie folgt:

$$\frac{\Delta l}{l_0} = \frac{3}{4} \cdot \frac{10^6 \cdot \sigma_0}{d_p \cdot \eta} \cdot t_A \quad 2.2$$

mit:

$\Delta l$ : Längenänderung in m

$l_0$ : Ausgangslänge in m

$\sigma_0$ : Oberflächenspannung in J/m<sup>2</sup>=N/m

$d_p$ : Pulverteilchendurchmesser in  $\mu\text{m}$

$t_A$ : Einkoppelzeit in s

$\eta$ : Dynamische Viskosität der Schmelze in Ns/m<sup>2</sup>

Die dynamische Viskosität ist wie die Oberflächenspannung temperaturlabhängig und mit ansteigender Temperatur nehmen diese Parameter zu /8,16,17,21/. Die relative Sinterdichte, auch spezifische Sinterdichte genannt, berechnet sich nach der folgenden Gleichung /22/:

$$d_{\text{sinter}} = \frac{\rho_S}{\rho_M} = \frac{\rho_F}{\rho_M} \left( 1 - \frac{\Delta l}{l_0} \right)^{-3} \cdot 100\% \quad 2.3$$

mit:

$d_{\text{sinter}}$ : Relative Sinterdichte in %

$\rho_M$ : Materialdichte in g/cm<sup>3</sup>

$\rho_F$ : Fülldichte in g/cm<sup>3</sup>

$\rho_S$ : Sinterdichte in g/cm<sup>3</sup>

$\Delta l$ : Längenänderung in m

$l_0$ : Ausgangslänge in m

Die Fülldichte ist die Dichte der Pulverschüttung nach dem Auftragen auf die Bauplatzform durch die Beschichtungseinheit. Wird durch die Beschichtungseinheit eine Verdichtung der Schüttung vorgenommen, so ist anstelle der Fülldichte die Gründichte /22/ zu verwenden. Bei Einfluss von Vibration oder Klopfen auf die Pulverschüttung ist der Wert der Klopfichte relevant. Die Materialdichte oder theoretische Dichte vergleichbarer Festkörper ist Tabellenwerken zu entnehmen oder durch geeignete Messmethoden zu ermitteln /23/. Durch Einsetzen der Sintergleichung (Formel 2.2) und der Gleichung für die Einkoppelzeit ( $t_A = d_f/v_s$ ) in die Formel 2.3 entsteht eine relative Sinterdichte in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit:

$$d_{\text{sinter}} = \frac{\rho_F}{\rho_M} \left( 1 - \frac{3}{4} \cdot \frac{10^6 \cdot \sigma_O}{d_p \cdot \eta} \cdot \frac{d_f}{v_s} \right)^{-3} \cdot 100\% \quad 2.4$$

mit:

$d_{\text{sinter}}$ : Relative Sinterdichte in %

$\rho_M$ : Materialdichte in g/cm<sup>3</sup>

$\rho_F$ : Fülldichte in g/cm<sup>3</sup>

$\sigma_O$ : Oberflächenspannung in J/m<sup>2</sup>=N/m

$d_p$ : Pulverteilchendurchmesser in  $\mu\text{m}$

$\eta$ : Dynamische Viskosität der Schmelze in Ns/m<sup>2</sup>

$d_f$ : Fokusbereich an der Stelle  $z=z_f$  in mm

$v_s$ : Vorschubgeschwindigkeit in mm/s

Beispiel: "Relative Sinterdichte von Kupferpulver"

Nachfolgend wird die Berechnung mit einer Sintertemperatur von 900°C für Kupfer (Cu99) durchgeführt. Für die einzelnen Parameter werden die entsprechenden Werte der Literatur entnommen. Aufgrund fehlender Daten für reines Kupfer werden näherungsweise vergleichbare Kupfersorten verwendet.

Temperatur	Kupfertyp	Parameter	Wert	Quelle
900°C	Cu-DHP	Materialdichte	8,44 g/cm <sup>3</sup>	/24/
20°C	Rogal GK 50	Fülldichte	5 g/cm <sup>3</sup>	/25/
900°C	Kupfer	Oberflächenspannung	1 N/m	/21/
20°C	Rogal GK 50	Pulverteilchendurchmesser	50 $\mu\text{m}$	/25/
900°C	Kupfer	Dynamische Viskosität	$2 \cdot 10^8$ Ns/m <sup>2</sup>	/21/

Tabelle 1: Werte zum Berechnen der relativen Sinterdichte von Kupferpulver /21,24,25/

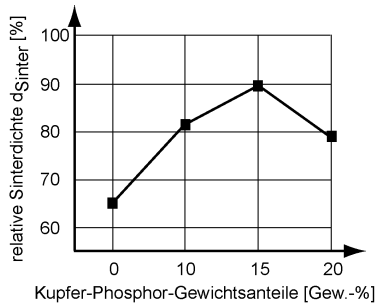
Die relative Sinterdichte wird mit einem Fokusbereich von 0,4mm und einer Vorschubgeschwindigkeit von 40mm/s ermittelt. Aus Formel 2.4 entsteht mit den aufgezählten Werten in den angegebenen Einheiten die nachstehende Gleichung:

$$d_{\text{sinter}} = \frac{5}{8,44} \left( 1 - \frac{3}{4} \cdot \frac{10^6 \cdot 1}{50 \cdot 2 \cdot 10^8} \cdot \frac{0,04}{40} \right)^{-3} \cdot 100\% \quad 2.5$$

$$\underline{\underline{d_{\text{sinter}} = 59,24\%}}$$

Die errechnete Sinterdichte beträgt bei den gegebenen Materialwerten und Prozessparametern annähernd 59%. Aus den Gleichungen 2.4 und 2.5 ist ersichtlich, dass der Quotient von Fülldichte und Materialdichte große Auswirkung auf die relative Sinterdichte hat. Folglich ist eine hohe Fülldichte vorteilhaft. Bei von 900°C abweichenden Temperaturen müssen dementsprechend die dynamische Viskosität, die Materialdichte und die Oberflächenspannung an die neue Temperatur angepasst werden. Die Sintergleichung (Formel 2.2) beziehungsweise die Gleichung der relativen Sinterdichte (Formel 2.4) wurden in Untersuchungen mit unterschiedlichen Pulvermaterialien beschrieben /3,22,26,27/.

Zum Beispiel wurde die Wirkung von Kupfer-Phosphor auf die relative Sinterdichte einer Kupfer-Zinn Pulvermischung untersucht (siehe Abbildung 9). Durch Beimengen von 10Gew.-% Kupfer-Phosphor (Additiv) zeigt sich eine signifikante Verbesserung der Sinterdichte um 16%. Mit zunehmendem Additivanteil erhöht sich die relative Sinterdichte deutlich auf 89,7%, bis ein kritischer Kupfer-Phosphor (CuP) Wert von 15Gew.-% erreicht ist. Oberhalb dieses Grenzwertes fällt die Dichte auf unter 80% ab. Eine weitere Zunahme des CuP-Anteils führt zu einer geringeren Verdichtung in der Sinterzone mit der Folge von Delaminierung. Dies wird der Bildung großer Mengen an Phosphor-Rückständen mit eingeschränkter Benetzbarkeit zugeschrieben. Die Differenz zwischen minimaler und maximaler relativer Sinterdichte beträgt 24,4%. Der Phosphor kann als Reduktionsmittel den Lasersinterprozess vor Oxidation durch die Bildung von Phosphat schützen. Eine übermäßige Zugabe von Phosphor verschärft jedoch die Oxidation wegen des größeren Grades der Überhitzung der niedrig schmelzenden Phase und die daraus resultierende erhöhte Affinität von flüssigem Metall für Sauerstoff /27/. Ein Kupfer-Zinn-Pulver ohne Beimengen von Kupfer-Phosphor (Pulver A) ergibt nach /27/ eine relative Sinterdichte von zirka 65%. Im Vergleich mit dem Ergebnis in Formel 2.5 ist diese relative Sinterdichte bei den gegebenen Randbedingungen um zirka 6% erhöht.



Laserleistung:	$P_L = 350W$
Fokussdurchmesser:	$d_f = 0,3mm$
Vorschubgeschwindigkeit:	$v_S = 40mm/s$
Schichtstärke:	$s = 250\mu m$
Spurabstand:	$h_S = 0,15mm$
Wellenlänge:	$\lambda = 10,6\mu m$
Material:	Cu-CuSn-CuP
Pulver A:	60-40-0 [Gew.-%]
Pulver B:	60-30-10 [Gew.-%]
Pulver C:	60-25-15 [Gew.-%]
Pulver D:	60-20-20 [Gew.-%]
Partikeldurchmesser:	$d_p = 54\mu m$ (Cu)
	$d_p = 28\mu m$ (CuSn)
	$d_p = 16\mu m$ (CuP)

Abbildung 9: Relative Sinterdichte von Kupfer-Zinn-Pulver im Lasersinterprozess /27/

Diese Erhöhung wird unter anderem durch die Beimengung von Zinn verursacht, das als niedrigschmelzende Komponente das Kupferpulver umschließt und folglich eine höhere Dichte bewirkt.

### 3 Zusammenfassung und Ausblick

Das vorgestellte Modell des Lasersintermechanismus von metallischen Pulvern ist unter den genannten Randbedingungen zum Ermitteln der relativen Sinterdichte geeignet. Aufwendig ist das exakte Bestimmen der entsprechenden Materialparameter durch unter anderem Versuche und Messungen insbesondere bei Pulvermischungen bzw. nicht reinen Metallen. Außerdem wird in diesem Modell zum Beispiel die entstehende Gefügestruktur durch Erstarrung nicht berücksichtigt. Durch das Entwickeln und Anwenden von Berechnungsmodellen für die Materialparameter kann der experimentelle Aufwand reduziert werden.

## 4 Literatur

- /1/ Grießbach, S.: Korrelation zwischen Materialzusammensetzung, Herstellungsbedingungen und Eigenschaftsprofil von lasergesinterten Polyamid-Werkstoffen. Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, 2012
- /2/ Meiners, W.: Direktes Selektives Lasersintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe. Aachen: Shaker Verlag, 1999
- /3/ Li, Ruidi; Shi, Yusheng; Liu, Jinhui; Xie, Zhan; Wang, Zhigang: Selective laser melting W-10 wt.% Cu composite powders. In Int J Adv Manuf Technol 48, 2010
- /4/ Beyer, Eckard; Wissenbach, Konrad: Oberflächenbehandlung mit Laserstrahlung. Laser in Technik und Forschung. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1998
- /5/ Gebhardt, Andreas: Generative Fertigungsverfahren. Rapid Prototyping, Rapid Tooling, Rapid Manufacturing. 3. Auflage. München: Carl Hanser Verlag, 2007
- /6/ Trenke, Detlef: Selektives Lasersintern von porösen Entlüftungsstrukturen am Beispiel des Formenbaus. Clausthal-Zellerfeld: Papierflieger-Verlag GmbH, 2006
- /7/ Simchi, A.: Direct laser sintering of metal powders: Mechanism, kinetics and microstructural features. In Materials Science and Engineering. Amsterdam: Elsevier B.V., 2006
- /8/ Schatt, Werner: Sintervorgänge. Grundlagen. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1992
- /9/ Huppmann, W. J.; Riegger, H. : Acta Metall., 1975
- /10/ Petzow, G.; Huppmann, W. J.: In Zeitschrift Metallkunde, 1976
- /11/ Song, Yong-Ak : Experimental Study of the Basic Process Mechanism for Direct Selective Laser Sintering of Low-Melting Metallic Powder. College International pour la Recherche en Productique (CIRP). Volume 46/1, 1997
- /12/ Klocke, F.; Wagner, C.: Coalescence Behaviour of Two Metallic Particles as Base Mechanism of Selective Laser Sintering. College International pour la Recherche en Productique (CIRP). Manufacturing Technology. Volume 52/1. Amsterdam: Elsevier B.V., 2003
- /13/ Frenkel, J.: Viscous Flow of Crystalline Bodies under the Action of Surface Tension. In Journal of Physics. Vol. 9, No. 5. Moscow, Soviet Union, 1945

- /14/ Kruth, J.P.; Mercelis, P.; Froyen, L.; Rombouts, M.: Binding Mechanisms in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting. Proceedings of the 15th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium, 2004
- /15/ Gu, Dongdong; Shen, Yifu: Processing and microstructure of submicron WC-Co particulate reinforced Cu matrix composites prepared by direct laser sintering. People's Republic of China. In Materials Science and Engineering, 2006
- /16/ Hornbogen, Erhard: Werkstoffe. Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen, 6. Auflage. Berlin: Springer-Verlag, 1994
- /17/ Hauffe, K.: Oxidation von Metallen und Metalllegierungen. Berlin: Springer-Verlag, 1956
- /18/ Greven, Emil: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung für technische Berufe. 12. Auflage. Hamburg: Verlag Handwerk und Technik, 1994
- /19/ German, Randall M.: In Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 28A, 1997
- /20/ German, Randall M.: Int. J. Powder Metall. Volume 26, 1990
- /21/ Schatt, Werner; Arzt, Eduard; Friedrich, Eckhardt; Scheibe, Andreas: Sintermechanismen für die Intensivschwindung in einphasigen Systemen. In Metallkunde. Band 77, 1986
- /22/ Lal, Anand; Iacocca, Ronald G.; German, Randall M.: Densification during the Supersolidus Liquid-Phase Sintering of Nickel-Based Prealloyed Powder Mixtures. In Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 30A, 1998
- /23/ Rezwan, Kurosch: Keramiklabor des Fachgebietes Keramische Werkstoffe und Bauteile. Universität Bremen, 2009
- /24/ N.N.: Cu-DHP. Werkstoff-Datenblätter. Düsseldorf: Deutsches Kupferinstitut e.V., 2005
- /25/ N.N.: Kupferpulver, Pulvermetallurgie. Rogal Kupfer GK 0/50. SCHLENK Metallpulver AG. Bojkovice, Tschechische Republik: ALBO SCHLENK s.r.o., 2006
- /26/ Zhu, H.H.; Lu, L.; Fuh, J.Y.H.: Influence of binder's liquid volume fraction in direct laser sintering of metallic powder. In Materials Science and Engineering Amsterdam: Elsevier, 2004
- /27/ Gu, Dongdong; Shen, Yifu: Influence of Phosphorus Element on Direct Laser Sintering of Multicomponent Cu-Based Metal Powder. People's Republic of China. In Metallurgical and Materials Transactions B. Volume 37B, 2006