

Steigerung der Flächenrate beim Laserpolieren von Stahlwerkstoffen

Increase of the Area Rate for Laser Polishing of Steels

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

vorgelegt von

Judith Kumstel

Berichter:

Univ.-Prof. Dr. rer. nat. Reinhart Poprawe

Univ.-Prof. Dr.-Ing. Thomas Bergs

Tag der mündlichen Prüfung: 27. November 2020

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Universitätsbibliothek online verfügbar.

Judith Kumstel

**Steigerung der Flächenrate beim
Laserpolieren von Stahlwerkstoffen**

Thyme 2 Reed Dissertationsverlag

Aachen 2021

Bibliographische Information der Deutschen Nationalbibliothek

Die deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der deutschen Nationalbibliographie, detaillierte bibliographische Daten sind im Internet über <https://portal.dnb.de> abrufbar.

Zugl.: D 82 (Diss. RWTH Aachen University, 2020)

Copyright Thyme 2 Reed Dissertationsverlag 2021

Das Werk und alle seine Teile sind urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung ist, ohne Zustimmung des Autors oder des Verlages, unzulässig. Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Widergabe, der Speicherung und der Übersetzung, vorbehalten.

Die Printversion ist unter folgender Identifikationsnummer verzeichnet:

ISBN 973-3-949047-02-2

Thyme 2 Reed Dissertationsverlag » Rittinghaus und Zielinski GbR » Wallstr. 23 » 52064 Aachen

Abstract

Das Laserpolieren ist ein automatisiertes Polierverfahren durch Umschmelzen mit Laserstrahlung, das auch für die Politur komplexer Freiformoberflächen geeignet ist. Obwohl erste Anlagen im Prototypenstadium verfügbar sind und die durch Laserpolieren erzielbare Rauheit für viele industrielle Anwendungen ausreichend ist, gibt es bisher keine industrielle Umsetzung für das Laserpolieren von 3D-Bauteilen. Die unzureichende Etablierung des Laserpolierverfahrens in der produzierenden oder metallverarbeitenden Industrie ist unter anderem darauf zurückzuführen, dass der Laserpolierprozess noch zu unwirtschaftlich ist. Der Grund hierfür ist neben den hohen Investitionskosten für eine Laserpoliermaschine die für die meisten Anwendungen zu geringe Flächenrate FR. In der vorliegenden Arbeit werden erstmalig drei verschiedene Ansätze zur Steigerung der Flächenrate FR beim Laserpolieren von Stahlwerkstoffen untersucht, mit dem Ziel, ein breiteres Anwendungsspektrum für das Laserpolieren für Oberflächen mit mittleren Qualitätsanforderungen ($R_a=0,1-0,25\ \mu\text{m}$) zu erschließen. Durch Verwendung einer linienähnlichen Strahlgeometrie sowie der Anpassung der Verfahrensparameter für die Vorpolitur sowie die Politurüberfahrt wird eine mehr als zehnfache Steigerung der Flächenrate FR verglichen mit dem Stand der Technik erreicht. Neben der Steigerung der Flächenrate wird für die 3 untersuchten Werkstoffe durch die Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien auch die erzielbare Rauheit R_a zum Teil signifikant reduziert.

Laser polishing is an automated polishing solution by remelting with laser radiation, which is also suitable for polishing of complex freeform surfaces. Although first laser polishing machine tools are available in the prototype stage and the roughness achievable by laser polishing is sufficient for many industrial applications, there is no industrial implementation for laser polishing of 3D components so far. The insufficient establishment of the laser polishing process in the manufacturing or metalworking industry is due, among other things, to the fact that the laser polishing process is still too uneconomical. The reason for this, apart from the high investment costs for a laser polishing machine tool, is the area rate AR which is too low for most applications. In the present work, three different approaches for increasing the area rate AR in laser polishing of steel materials are investigated for the first time, with the aim of opening up a broader range of applications for laser polishing for surfaces with medium quality requirements ($R_a=0.1-0.25\ \mu\text{m}$). By using a line-like beam geometry and by adapting the process parameters for pre-polishing as well as polishing pass, a more than tenfold increase of the area rate AR compared to the state of the art is achieved. In addition to the increase in the area rate, the achievable roughness R_a for the three materials investigated is also reduced, in some cases significantly, by using line-like beam geometries.

Inhalt

1	Einleitung	1
2	Stand der Technik	5
2.1	Laserpolieren mit kreisförmiger Strahlgeometrie	5
2.1.1	Aufwölbung	9
2.1.2	Kerben	10
2.1.3	Schuppen	12
2.2	Einfluss der Strahlgeometrie in der Lasermaterialbearbeitung	13
2.2.1	Laserhärten	14
2.2.2	Laserentfestigen	15
2.2.3	Tribologische Dünnschichten	16
2.2.4	Laserumschmelzen	16
2.2.5	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	16
2.3	Mehrstrahl-Technik in der Lasermaterialbearbeitung	17
2.3.1	Laserstrukturierung	17
2.3.2	Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)	18
3	Zielsetzung und Abgrenzung zum Stand der Technik	19
4	Vorgehensweise	23
4.1	Werkstoffe und Ausgangszustände	23
4.2	Erzeugung und Auswertung der Einzelspuren	25
4.2.1	Erzeugung der Einzelspuren	25
4.2.2	Bestimmung der mittleren Spurform	26
4.2.3	Bestimmung der Umschmelzzone	29
4.2.4	Aufsicht der Einzelspur	31
4.3	Erzeugung und Auswertung der laserpolierten Felder	32
4.3.1	Erzeugung der laserpolierten Felder	32
4.3.2	Bestimmung der Rauheit Ra der laserpolierten Felder	32
5	1-Strahl-Technik - kreisförmige Strahlgeometrie	34
5.1	Experimenteller Aufbau	34
5.2	Versuchsdurchführung	37
5.3	Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$	38
5.4	Strahldurchmesser $d_L>250 \mu\text{m}$	46
5.5	Kombination aus unterschiedlichen Strahldurchmessern	49
5.6	Fazit 1-Strahl-Technik, kreisförmige Strahlgeometrie	51

6	Mehrstrahl-Technik – kreisförmige Strahlgeometrie	54
6.1	Experimenteller Aufbau	54
6.2	Versuchsdurchführung	56
6.3	Ergebnisse	57
6.4	Fazit Mehrstrahl-Technik – kreisförmige Strahlgeometrie	62
7	1-Strahl-Technik - linienähnliche Strahlgeometrien	64
7.1	Experimenteller Aufbau	65
7.2	Versuchsdurchführung	69
7.3	Einzelspur	70
7.3.1	Spurform	70
7.3.2	Spurform – weitere Anpassung der Strahlgeometrie	84
7.3.3	Untersuchungen zur Schmelzbaddynamik	87
7.3.4	Werkstofftechnischer Einfluss auf die Spurform	95
7.3.5	Auswahl geeigneter Strahlgeometrien zur Steigerung der Flächenrate auf Basis der Einzelspurexperimente	112
7.4	Von der Einzelspur zur Fläche	115
7.4.1	Experimentelle Ermittlung eines Prozessfensters	116
7.4.2	Übertragbarkeit auf andere Werkstoffe	126
7.4.3	Abbildung der Einzelspurform im laserpolierten Feld bei der flächigen Politur	128
7.5	Fazit 1-Strahl-Technik - linienähnliche Strahlgeometrien	137
8	Zusammenfassung und Ausblick	139
8.1	Zusammenfassung	139
8.2	Ausblick	142
9	Formelzeichen und Abkürzungsverzeichnis	147
10	Literatur	151
11	Anhang	154

1 Einleitung

Die Oberflächenbeschaffenheit eines Bauteils hat entscheidenden Einfluss auf seine Funktion. Speziell im Werkzeug- und Formenbau, aber auch in der Automobilindustrie, Pharma- und Biotechnologie müssen die Oberflächen vieler Bauteile nach der meist spanenden Formgebung zur Reduzierung der Oberflächenrauheit poliert werden. Automatisierte Polierverfahren sind bei vielen 3D-Geometrien nur begrenzt oder gar nicht anwendbar, da entweder funktionsrelevante Ecken verrundet werden (z.B. beim Gleitschleifen) oder aber aufgrund der Komplexität der Geometrie die vorbereitenden Arbeiten zu aufwendig sind (z.B. robotergeführtes Schleifen und Polieren). Für viele komplexe 3D-Bauteile ist somit die manuelle Politur Stand der Technik. Die Flächenrate bei der **manuellen Politur** hängt im Wesentlichen von sieben Einflussgrößen mit unterschiedlichen Koeffizienten sowie der Größe der zu polierenden Gesamtfläche A ab und ergibt sich nach [1] zu

Formel 1

$$FR_{MP} = \frac{A}{(AC \times GC \times FC \times WC \times QC \times MC \times TC) \times 60}$$

mit

- AC: Flächenkoeffizient {1..5}
- GC: Komplexität der zu polierenden Oberfläche {0,4..5}
- FC: angestrebte Rauheit Ra {0,2..4,5}
- WC: Gewicht des Formwerkzeuges {1..1,3}
- QC: Losgröße {0,7..1,3}
- MC: zu polierender Werkstoff {0,8..3}
- TC: Toleranz des Bauteils {0,8..2}

Somit haben die Größe der zu polierenden Fläche, deren Komplexität sowie die angestrebte Zielrauheit den größten Einfluss auf die Flächenrate bei der manuellen Politur. Bei der manuellen Politur sind hochglanzpolierte Oberflächen mit Rauheiten $Ra < 10$ nm erreichbar, allerdings auf Kosten der Flächenrate [2].

Im Anlagen- und Maschinenbau liegt beispielsweise die Flächenrate FR_{MP} der manuellen Politur im Bereich von 0,5-5 cm²/min. Werden die Geometrien

komplexer und die Rauheitsanforderungen höher, wie z.B. im Werkzeug- und Formenbau wird die erzielbare Flächenrate mit 0,05-0,5 cm²/min kleiner. Bei einem Stundensatz von 40 bis 70 Euro ist die manuelle Politur somit ein sehr teures Fertigungsverfahren.¹

Das Laserpolieren ist ein automatisiertes Polierverfahren durch Umschmelzen mit Laserstrahlung. Dabei wird eine dünne Randschicht (20-200 µm) metallischer Werkstoffe lokal aufgeschmolzen und erstarrt infolge der Oberflächenspannung geglättet [3]. Bei der flächigen Politur wird der meist kreisförmige Laserstrahl mit gauß- oder tophatförmiger Intensitätsverteilung mäanderförmig über die Oberfläche geführt, wobei benachbarte Spuren um bis zu 90% überlappen müssen, um ebene Oberflächen zu erhalten. Die kreisförmige Strahlgeometrie ergibt sich dabei aus den eingesetzten Standardoptiken und stellt keine für das Laserpolieren optimierte Strahlgeometrie dar [4]. Die Flächenrate beim **Laserpolieren**

Formel 2

$$FR_{LP} = (\sum_{i=1}^n (dy_i \times v_i)^{-1})^{-1}$$

hängt von drei Verfahrensparametern ab: dem Spurversatz dy , der Scangeschwindigkeit v und der Anzahl der Überfahrten n . Für die Laserpolitur von Stahlwerkstoffen liegt der Spurversatz dy bei Strahldurchmessern von 150 bis 600 µm zwischen 30 und 50 µm. Üblicherweise wird mit Scangeschwindigkeiten v von 50-200 mm/s und mehreren Überfahrten n poliert, so dass die Flächenrate FR im Allgemeinen bei 0,2-3 cm²/min liegt. Dabei werden die Verfahrensparameter zur Laserpolitur einzelner Werkstoffe stets hinsichtlich einer minimalen Rauheit angepasst, die Flächenrate bleibt dabei unbeachtet. Typische Rauheiten laserpolierter Oberflächen liegen abhängig vom Werkstoff, der Homogenität des Werkstoffes sowie dem Ausgangszustand im Allgemeinen im Bereich von $Ra=0,1 - 0,6$ µm [5].

Der in der additiven Bauteilfertigung häufig dargestellte Zusammenhang zwischen Stückkosten und Bauteilkomplexität ist bei Ersatz der Stückkosten durch die Flächenrate auf die Politur metallischer Bauteile übertragbar. Für die Laserpolitur ist die Flächenrate nahezu unabhängig von der Komplexität der zu polierenden Oberfläche, wohingegen diese bei der manuellen Politur in Abhängigkeit der Komplexität sinkt (Bild 1, links).

¹ Die genannten Flächenraten und Stundensätze wurden in Gesprächen mit mehreren Kunden genannt.

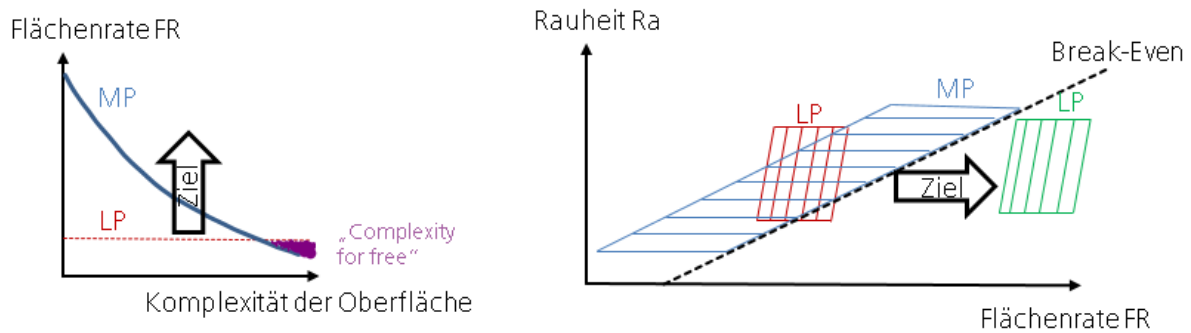


Bild 1: links: Qualitativer Zusammenhang zwischen der Flächenrate FR und der Komplexität der zu polierenden Oberfläche, rechts: Qualitativer Zusammenhang zwischen der Flächenrate FR und der Rauheit Ra für die manuelle Politur (MP) und die Laserpolitur (LP) für Stahlwerkstoffe sowie Zielformulierung für diese Arbeit

Obwohl erste Anlagen im Prototypenstadium verfügbar sind [6, 7], gibt es bisher keine industrielle Umsetzung für das Laserpolieren von 3D-Bauteilen. Die durch Laserpolieren erzielbare Rauheit ist für viele industrielle Anwendungen ausreichend. Die unzureichende Etablierung des Laserpolierverfahrens in der produzierenden oder metallverarbeitenden Industrie ist unter anderem darauf zurückzuführen, dass der Laserpolierprozess trotz seiner „Complexity for free“ noch zu unwirtschaftlich ist. Der Grund hierfür ist neben den hohen Investitionskosten für eine Laserpoliermaschine die für die meisten Anwendungen zu geringe Flächenrate FR. In Bild 1, rechts ist die Rauheit Ra der polierten Oberfläche in Abhängigkeit der Flächenrate FR dargestellt. Die der abstrahierten Darstellung zugrundeliegenden Zahlen wurden in Kundengesprächen genannt bzw. sind ein Resultat von Machbarkeitsstudien zum Laserpolieren verschiedener Stahlwerkstoffe. Mit der manuellen Politur (blau dargestellt) sind verglichen mit der Laserpolitur (rot dargestellt) wesentlich kleinere Rauheiten Ra bis zur Hochglanzpolitur mit Ra-Werten von $0,005 \mu\text{m}$ erreichbar, allerdings einhergehend mit sehr kleinen Flächenraten. Im mittleren Rauheitssegment ($Ra=0,1-0,25 \mu\text{m}$), welches auch mittels Laserpolitur erreichbar ist, ist die Flächenrate der Laserpolitur FR_{LP} für die meisten Anwendungen kleiner oder gleich der Flächenrate der manuellen Politur FR_{MP} . Die unterschiedlichen Flächenraten bei gleicher Rauheit sind ein Resultat der unterschiedlich guten Polierbarkeit unterschiedlicher Werkstoffe. Bei gleichen Rauheiten Ra unterscheiden sich dennoch die laserpolierten von den manuell polierten Oberflächen aufgrund der unterschiedlichen zugrundeliegenden Fertigungsverfahren: Die manuell polierten Oberflächen weisen zum Teil scharfkantige, mechanische Riefen auf, während die laserpolierten Oberflächen je nach gewähltem Verfahrensparameter riefenfrei sind bzw. verrundete Riefenkanten aufweisen, dafür jedoch eine Welligkeit zeigen, da die Oberfläche aus der wiedererstarteten Schmelze resultiert. Aufgrund dieser unterschiedlichen Oberflächencharakteristika bei gleicher Rauheit Ra verhalten sich laserpolierte Oberflächen in der Anwendung häufig anders im Hinblick z.B. auf

Ermüdungsvorgänge oder unter tribologischen Gesichtspunkten. Während bei der manuellen Politur die Flächenrate eine große Abhängigkeit von der Zielrauheit aufweist, ist diese Abhängigkeit bei der Laserpolitur deutlich geringer, so dass die Laserpolitur insbesondere für große Zielrauheiten langsamer als die manuelle Politur ist.

Ziel der Dissertation ist, die Flächenrate für das Laserpolieren von Stahlwerkstoffen für mittlere Qualitätsanforderungen ($R_a=0,1-0,25 \mu\text{m}$) zu vergrößern und somit ein breiteres Anwendungsspektrum für das Laserpolieren zu erschließen (Bild 1, rechts, grün dargestellt). Dabei ist es nicht ausreichend, den Break-Even² zu erreichen. Dieser muss signifikant übertroffen werden, da die zusätzliche Hürde der Einführung einer neuen Technologie sowie die hohen Investitionskosten beim Anwender mit berücksichtigt werden müssen. Zur Steigerung der Flächenrate FR_{LP} werden drei Ansätze verfolgt:

1. Optimierung der flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter mit kreisförmiger Strahlgeometrie³ aufbauend auf den Untersuchungen und identifizierten Verfahrensparametern von Willenborg und Kiedrowski (vgl. Kap. 2.1).
2. Entwicklung eines neuen Ansatzes zur Prozessführung zum gleichzeitigen Laserpolieren mit 2 Laserstrahlen mit kreisförmigen Strahlgeometrien².
3. Entwicklung einer neuen Prozessvariante zum Laserpolieren mit linienähnlichen Strahlgeometrien⁴.

² Break-Even ist eine Begrifflichkeit aus den Wirtschaftswissenschaften und bezeichnet die Gewinnschwelle für eine Produktion bzw. ein Produkt. Beim Break-Even Punkt sind Erlös und Kosten der Produktion bzw. des Produkts gleich hoch, d.h. es wird weder Gewinn noch Verlust erwirtschaftet [8].

³ Gaußförmige Intensitätsverteilung innerhalb der kreisförmigen Strahlgeometrie

⁴ Tophatförmige Intensitätsverteilung innerhalb der linienähnlichen Strahlgeometrie

2 Stand der Technik

2.1 Laserpolieren mit kreisförmiger Strahlgeometrie

Je nach Ausgangszustand und angestrebter Rauheit der zu polierenden Oberfläche ist die Laserpolitur ein mehrstufiger Prozess. Zur Glättung rauer, typischerweise aus der Fräs- oder Drehbearbeitung stammender Oberflächenstrukturen, kommt das Makropolieren mit kontinuierlicher Laserstrahlung zur Anwendung [4].

Dabei wird mit einem fokussierten, kreisförmigen Laserstrahl die Oberfläche des Bauteils mäanderförmig abgescannt und eine dünne Randschicht umgeschmolzen. Der Abstand zwischen benachbarten, sich stets überlappenden Umschmelzspuren wird dabei durch den Spurversatz dy festgelegt. Der Verfahrensparameter n bestimmt die Anzahl der nacheinander durchgeführten und in ihrer Hauptscanrichtung zueinander um 90° gedrehten Überfahrten. Weitere Verfahrensparameter des Laserpolierens sind der Fokussdurchmesser d_L , die Laserleistung P_L , die Scangeschwindigkeit v , die Schutzgasart und der Restsauerstoffgehalt. In Bild 2 ist der Prozess schematisch für eine kreisförmige Strahlgeometrie dargestellt.

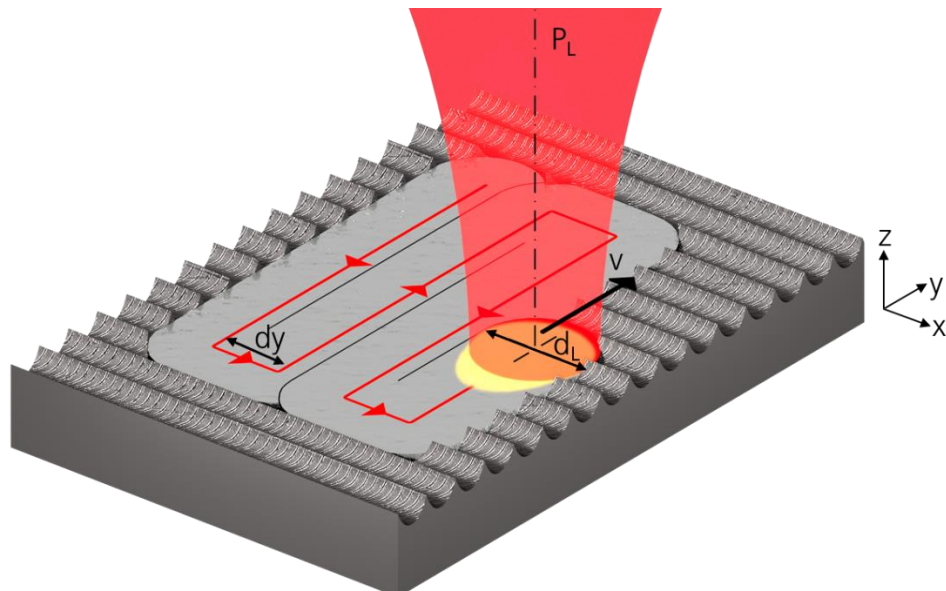


Bild 2: Schematische Darstellung des Verfahrensprinzips zum Lasermakropolieren

Zur orts aufgelösten Reduzierung von Mikrostrukturen und der damit verbundenen Erhöhung des Glanzgrades kommt das Mikropolieren zur Anwendung, welches durch unterschiedliche Prozessstrategien realisiert werden kann: Durch die Verwendung von gepulster Laserstrahlung wird eine Kombination aus Umschmelzen und Abdampfen von Mikrospitzen erreicht [9]. Darüber hinaus kann die Glättung dieser Strukturen auch durch die Bearbeitung mit kontinuierlicher Laserstrahlung und geringer Streckenenergie erreicht werden.

In dieser Arbeit wird die Lasermakropolitur mit kontinuierlicher Laserstrahlung untersucht.

Die Laserpolitur wird unter Inertgasatmosphäre durchgeführt. Durch den reduzierten Sauerstoffgehalt wird die Oxidation der umgeschmolzenen Oberfläche vermieden [10].

Die verfahrenstechnischen Grundlagen zum Laserpolieren mit kreisförmiger Strahlgeometrie und insbesondere der Einfluss der verschiedenen Verfahrensparameter auf die resultierende Oberflächenrauheit werden in der Dissertation von Willenborg beschrieben [9]. Die Untersuchungen werden auf ebenen Oberflächen des Warmarbeitsstahls 1.2343 durchgeführt. Die Ausgangsoberflächen sind gefräst, geschliffen oder gedreht. Das Vorgehen zur Anpassung der Verfahrensparameter an Werkstoff und Ausgangsoberfläche im Hinblick auf ein Erreichen von minimalen Oberflächenrauheiten und die für diese Arbeit relevanten Aussagen sind im Folgenden aufgelistet:

- **Strahldurchmesser d_L :** Der Strahldurchmesser wird an die Ausgangsrauheit angepasst und muss mindestens die halbe Wellenlänge der Oberflächenstruktur $\lambda_{\text{Struktur}}$ betragen:

Formel 3

$$d_L \geq \frac{\lambda}{2}$$

Der Strahldurchmesser sollte jedoch auch nicht zu groß gewählt werden, da ein größerer Strahldurchmesser mit einem größeren Schmelzbad einhergeht, so dass stärkere Bewegungen der Schmelzbadoberfläche möglich sind, die zu einer erhöhten Welligkeit der Oberfläche führen. Aufgrund der Annahme, dass λ bei gefrästen Oberflächen typischerweise zwischen 100 und 500 μm liegt, sind die Optiken der Laserpolieranlagen für Strahldurchmesser zwischen 100 und 1000 μm ausgelegt.

- **Laserleistung P_L bzw. Intensität I :** Die Laserleistung wird proportional zum Strahldurchmesser d_L geändert, so dass die auf das Werkstück gestrahlte Energie pro Fläche A

Formel 4

$$\frac{E}{A} = \frac{P_L \cdot \frac{d_L}{v}}{\left(\frac{d_L}{2}\right)^2 \cdot \pi} = \frac{4 \cdot P_L}{d_L \cdot \pi \cdot v}$$

konstant bleibt. Demnach nimmt die Intensität

Formel 5

$$I = \frac{P_L}{A} = \frac{4 \cdot P_L}{d_L^2 \cdot \pi} = \frac{E}{A} \cdot \frac{v}{d_L}$$

mit kleinerem Strahldurchmesser zu.

- **Scangeschwindigkeit v:** Alternativ zur Laserleistung P_L kann auch die Scangeschwindigkeit v antiproportional zum Strahldurchmesser d_L geändert werden, so dass die auf das Werkstück gestrahlte Energie pro Fläche (Formel 4) konstant bleibt.
- **Spurversatz dy:** Auch der Spurversatz wird proportional zum Strahldurchmesser d_L geändert, so dass die Anzahl der Umschmelzungen eines Punktes auf der Bauteiloberfläche konstant bleibt.
- **Anzahl der Überfahrten n:** Wie beim konventionellen Polieren führen im Allgemeinen mehrere Überfahrten zu einer kleineren Rauheit als eine einzelne Überfahrt. Die Bearbeitungsrichtung der Überfahrten ist jeweils um 90° zur vorherigen Überfahrt gedreht.

Basierend auf dieser Vorgehensweise werden von Willenborg auf gefrästen, ebenen Oberflächen ($Ra_{AZ}=3,89 \mu\text{m}$) des Werkstoffes 1.2343 die folgenden Verfahrensparameter identifiziert, die zu Oberflächenrauheiten $Ra=0,18 \mu\text{m}$ bei einer Flächenrate von $FR=0,7 \text{ cm}^2/\text{min}$ führen.

	1. & 2. Überfahrt	3. Überfahrt
Strahldurchmesser d_L	250 μm	250 μm
Scangeschwindigkeit v	50 mm/s	200 mm/s
Laserleistung P_L	100 W	100 W
Spurversatz dy	60 μm	20 μm
Anzahl Überfahrten n	2	1

Tabelle 1: Von Willenborg identifizierte Verfahrensparameter, die auf gefrästen, ebenen Oberflächen des Werkstoffes 1.2343 zur Oberflächenrauheit $Ra=0,18 \mu\text{m}$ und einer Flächenrate $FR=0,7 \text{ cm}^2/\text{min}$ führen [9]

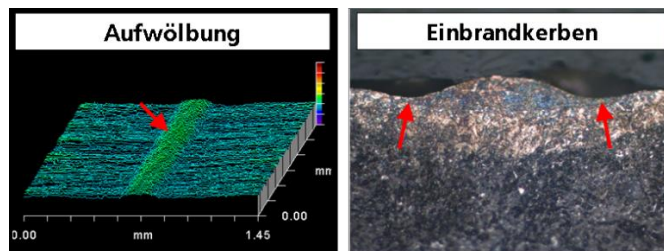
Eine weitere Reduzierung der Oberflächenrauheit auf dem Werkstoff 1.2343 auf $Ra=0,07-0,08 \mu\text{m}$ wird in der Dissertation von Kiedrowski [4] durch ein vertieftes Verständnis der Oberflächenstrukturbildung in Abhängigkeit der Verfahrensparameter bei der Laserpolitur mit kreisförmiger Strahlgeometrie erzielt. Allerdings muss zur Erreichung dieser Rauheiten ein sehr feinkörniges und homogenes Ausgangsgefüge vorliegen. Bei inhomogenen Werkstoffen bzw. grobkörnigen Gefügen ist diese Oberflächenrauheit nicht erreichbar. Des Weiteren muss eine tophat-förmige Intensitätsverteilung verwendet werden. Die Rauheitsreduzierung, die mit den in Tabelle 2 dargestellten Verfahrensparametern erzielt wird, geht einher mit einer Reduzierung der Flächenrate auf $FR=0,4 \text{ cm}^2/\text{min}$.

	1. - 10. Überfahrt	11. Überfahrt
Strahldurchmesser d_L	240 μm	150 μm
Scangeschwindigkeit v	110 mm/s	300 mm/s
Laserleistung P_L	100 W	70 W
Spurversatz dy	60 μm	20 μm
Anzahl Überfahrten n	10	1

Tabelle 2: Von Kiedrowski identifizierte Verfahrensparameter, die auf gedrehten, ebenen Oberflächen des Werkstoffes 1.2343 zur Oberflächenrauheit $Ra=0,07 \mu\text{m}$ und einer Flächenrate $FR=0,4 \text{ cm}^2/\text{min}$ führen [4]

Die Rauheit der laserpolierten Oberfläche ergibt sich aus Anteilen der Rauheit in der Einzelspur und aus der flächigen Überlagerung der Einzelspuren, d.h. der Spurform (Aufwölbung und Einbrandkerben) (Bild 3).

Bild 3: Prozessinduzierte Oberflächenstrukturen beim Laserpolieren [4]



Die Rauheit in der Einzelspur ergibt sich neben Resten des Ausgangszustandes durch prozessinduzierte Oberflächenstrukturen (Schuppen, Stufenstruktur und Martensitstruktur) (Bild 4).

Bild 4: Prozessinduzierte Oberflächenstrukturen beim Laserpolieren [4]



Neben der Aufwölbung und den Einbrandkerben, die die Spurform bestimmen, wird in dieser Arbeit noch auf die Form der Schuppe, die zur Darstellung der Form der Erstarrungsfront genutzt wird, eingegangen. Die prozessinduzierten Oberflächenstrukturen Stufen- und Martensitstruktur werden nicht weiter betrachtet, da diese für den Werkstoff 1.2343 keinen signifikanten Beitrag zur erzielbaren Oberflächenrauheit liefern [4].

2.1.1 Aufwölbung

Die Einzelspur hat aufgrund plastischer Verformungen durch behinderte thermische Ausdehnungen eine aufgewölbte Form. Für phasenumwandelnde Werkstoffe, wie den Warmarbeitsstahl 1.2343, wird die Aufwölbung aufgrund plastischer Verformungen durch Gefügeänderungen und damit einhergehenden Dichteänderung überlagert. Des Weiteren kann es auch zur Bildung von Karbiden kommen, die das spezifische Volumen beeinflussen können. Die Aufwölbungshöhe und Form hängt maßgeblich von den gewählten Verfahrensparametern sowie dem Werkstoff ab.

Bei der flächigen Laserpolitur führen Aufwölbungen zu einem Muster aus parallelen Linien im Abstand des Spurversatzes. Das Muster kann durch die richtige Wahl des Spurversatzes allerdings weitestgehend vermieden werden. Dies wird anhand von Bild 5 an zwei laserpolierten Flächen mit dem Spurversatz $dy = 250 \mu\text{m}$ und $dy = 50 \mu\text{m}$ verdeutlicht.

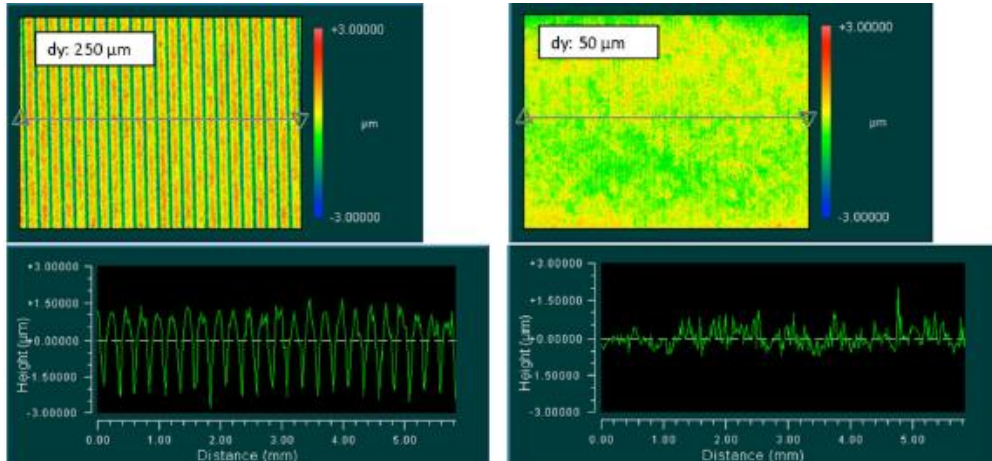


Bild 5: 3D- und 2D- Profile von zwei laserpolierten Feldern mit unterschiedlichen Spurversätzen, Werkstoff: 1.2343 [4]

Bei der flächigen Laserpolitur überlappen neben den Einzelspuren auch deren Wärmeinflusszonen. Vorher gehärtete Bereiche werden angelassen wodurch sie eine erneute Dichteänderung erfahren. Bei hinreichend kleinem Spurversatz ist die laserpolierte Oberfläche durchgehend (bis auf die letzte Spur) angelassen, so dass eine konstante Härte über den gesamten Randbereich vorliegt und die einzelnen Spuren die gleiche Aufwölbungshöhe und -form aufweisen. Demnach darf ein bestimmter Spurabstand für die Laserpolitur des Werkstoffes 1.2343 mit kreisförmiger Strahlgeometrie nicht überschritten werden, um eine ebene Oberfläche mit konstanten Randschichteigenschaften zu erhalten. [4]

Die wichtigsten Einflüsse auf die Bildung von Aufwölbungen sind:

- Eine Vergrößerung der eingekoppelten Energie resultiert in einer vergrößerten plastischen Verformung → Eine Vergrößerung der Laserleistung bzw. Verkleinerung der Scangeschwindigkeit führt zu einer Vergrößerung der Aufwölbung.
- Die Höhe und Breite der Aufwölbung ist proportional zum Strahldurchmesser.

2.1.2 Kerben

Beim Laserpolieren können zwei Arten von Kerben im Randbereich der Laserspuren auftreten:

- Einbrandkerben im umgeschmolzenen Bereich
- Kerben im nicht-umgeschmolzenen, wärmebeeinflussten Bereich neben der Spur.

Als Einbrandkerben werden beim Laserpolieren Vertiefungen am Rand der Laserspür bezeichnet. Einbrandkerben entstehen vermutlich durch das Abgleiten der Schmelze unter Einwirkung der Kapillarkräfte, wenn der Neigungswinkel des Schmelzbades kleiner als der Benetzungswinkel ist. Der Neigungswinkel ist der Winkel zwischen der ursprünglichen Werkstoffoberfläche und der Gleitfläche (Bild 6). Der Benetzungswinkel ist laut Youngscher Gleichung von den Oberflächenspannungen der Flüssigkeit und des Feststoffes sowie der Grenzflächenspannung zwischen diesen abhängig und ist damit für einen bestimmten Werkstoff bei einer bestimmten Temperatur eine Materialkonstante. [4]

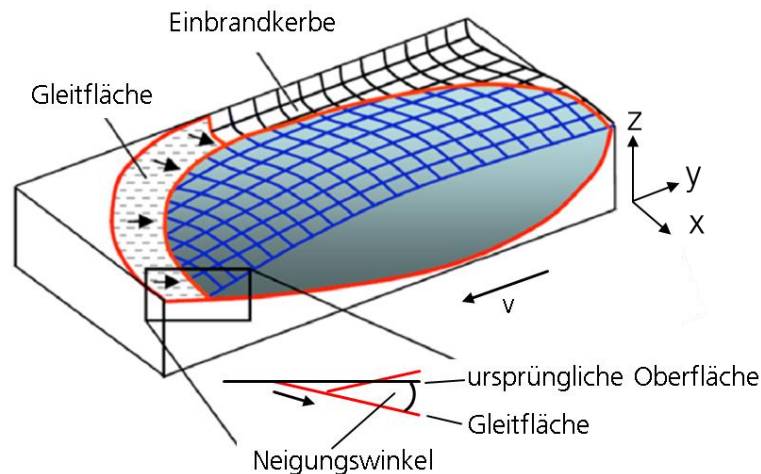


Bild 6: Schematische Darstellung der Einbrandkerbenbildung (nach [4])

Bei der flächigen Laserpolitur führen Einbrandkerben zu einem Muster aus parallelen Linien im Abstand des Spurversatzes. Die wichtigsten Einflüsse auf die Einbrandkerbenbildung sind:

- Sauerstoffanteil: Je geringer der Sauerstoffanteil im Prozessgas, desto geringer ist die Neigung Einbrandkerben zu bilden.
- Die Ausprägung der Einbrandkerben nimmt mit größerer Scangeschwindigkeit bzw. kleinerer Laserleistung zu.
- Die Tiefe und Breite der Einbrandkerben nimmt mit größer werdendem Strahldurchmesser proportional zur Schmelzbadbreite zu, da der Neigungswinkel des Schmelzbades abnimmt.
- Mit einem im Verhältnis zum Strahldurchmesser möglichst kleinen Spurversatz dy , wird der Einfluss der Einbrandkerben auf die Rauheit minimiert. [4]

Auch beim Schweißen kommt es zur Bildung von Einbrandkerben. Die ersten Untersuchungen zu diesem Thema wurden Anfang der achziger Jahre veröffentlicht. Zusammenfassend wird die Einbrandkerbenbildung beim Schweißen initiativ auf die vorzeitige erstarrten Randbereiche des Schmelzbades zurückgeführt [11]. Zusätzlich führt eine Schmelzbadströmung von der hinteren Schmelzbadumrandung zur Schmelzbadmitte beim tropfenförmigen Schmelzbad zur Begünstigung der Einbrandkerbenbildung. Daher führt auch beim Schweißen eine große Schweißgeschwindigkeit zur Einbrandkerbenbildung. [12]

Da sich das Material im umgeschmolzenen Bereich der Einzelspur plastisch verformt und aufwölbt (vgl. Kapitel 2.1.1) und die plastische Verformung volumenerhaltend ist, führt die Aufwölbung zu einer plastischen Stauchung im umgebenden Bereich der Einzelspur. Dadurch kann der die Einzelspur umgebende, aber nicht umgeschmolzene Bereich vertieft sein. [4]

2.1.3 Schuppen

Schuppen sind Oberflächenstrukturen, die sich aus der Dynamik der Dreiphasenlinie ableiten. Die Dreiphasenlinie verläuft um das gesamte Schmelzbad und ist Teil der Erstarrungs- sowie der Schmelzfront, d.h. die Grenze zwischen fester, schmelzflüssiger und gasförmiger Phase. Die Bewegung der Erstarrungsfront korreliert mit der Bewegung der Schmelzbadoberfläche. Eine Vergrößerung der absorbierten Laserleistung während des Umschmelzprozesses durch z.B. Inhomogenitäten im Werkstoff führt zu einer Schmelzbadaufwölbung, weil an der Schmelzfront mehr Material aufgeschmolzen wird als an der Erstarrungsfront erstarrt. Die anschließende Erstarrung folgt der aufgewölbten Schmelzbadoberfläche, sodass eine Erhebung entsteht (Bild 7). Eine Vertiefung wird dementsprechend durch eine Verringerung der absorbierten Laserleistung während des Umschmelzprozesses erreicht. Die Form der Schuppe ist somit charakteristisch für die Form der Dreiphasenlinie an der Erstarrungsfront. [4, 13]

Bei der flächigen, mäanderförmigen Politur resultieren Schuppenfragmente, da der Spurversatz stets kleiner als der Strahldurchmesser gewählt wird und somit die Schuppen der vorherigen Spur teilweise wieder aufgeschmolzen werden. Generell führt die erste Überfahrt zu einer Homogenisierung der Randschicht, so dass bei einer weiteren Überfahrt nur noch vereinzelt neue Schuppen entstehen.

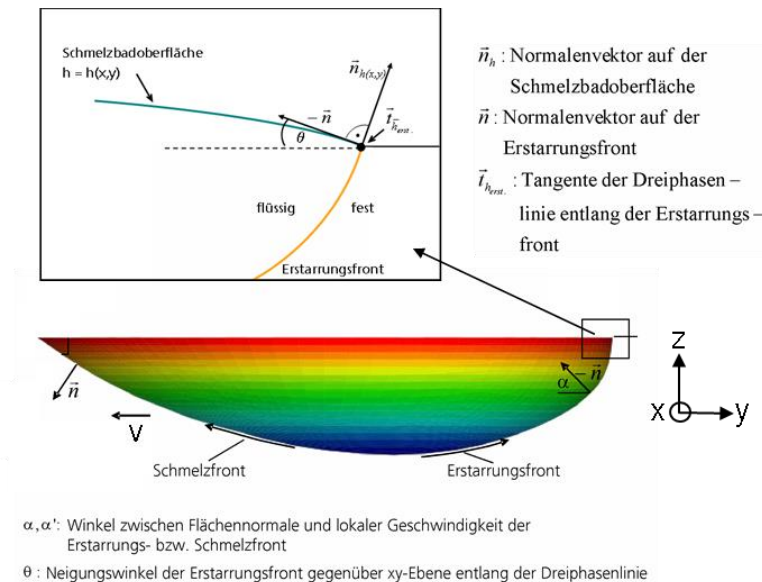


Bild 7: Falschfarbendarstellung der Schmelzbadgeometrie [14]

Die wichtigsten Einflüsse auf die Bildung von Schuppen sind:

- Inhomogenitäten im Werkstoff
- Die Ausprägung der Schuppe nimmt mit steigender Scangeschwindigkeit bzw. Laserleistung zu
- Je größer der Strahldurchmesser, desto langwelliger ist die Schuppe. [4]

Das Augenmerk der Dissertationen von Willenborg und Kiedrowski sowie anderer veröffentlichten Darstellungen zum Makro-Laserpolieren von Metallen [5], [15] liegt auf der Reduzierung der Oberflächenrauheit. Die Auswahl der Verfahrensparameter und die Einstellung der Oberflächenstrukturen erfolgt rein im Hinblick auf die resultierende Oberflächenrauheit, die einhergehende Flächenrate bleibt dabei unberücksichtigt und in den meisten Fällen auch unerwähnt.

2.2 Einfluss der Strahlgeometrie in der Lasermaterialbearbeitung

Untersuchungen, in denen bewusst verschiedene Strahlgeometrien genutzt werden, um die Bearbeitungsqualität zu optimieren oder die Flächenrate des Prozesses zu steigern, finden sich nur wenige, obwohl erste vielversprechende Untersuchungen schon Ende der achtziger Jahren veröffentlicht wurden.

2.2.1 Laserhärten

Schon in den 90er Jahren untersuchte Bloehs den Einfluss der Strahlform auf das Laserhärten, um die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens zu vergrößern. Gerade bei kleinen Vorschubgeschwindigkeiten konnte er durch Nutzung von rechteckigen Strahlgeometrien mit steilen Flanken die Produktivität mehr als verdoppeln [16]. Neben der Steigerung der Prozesseffizienz zeigt Bloehs auch den technologischen Vorteil von adaptiven Strahlgeometrien, indem die Strahlgeometrie direkt an die zu härtende Geometrie angepasst wurde [16, 17].

Die bis heute beim Laserhärten am häufigsten verwendete Strahlgeometrie ist ein rechteckiger Top-Hat. Allerdings resultiert bei dieser Strahlgeometrie durch Überhitzung in der Mitte und den größeren Wärmefluss am Rand eine linsenförmige Härtingszone (Bild 8, links unten). Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit wird die Form der Linse flacher und die Breite nimmt ab. [18]

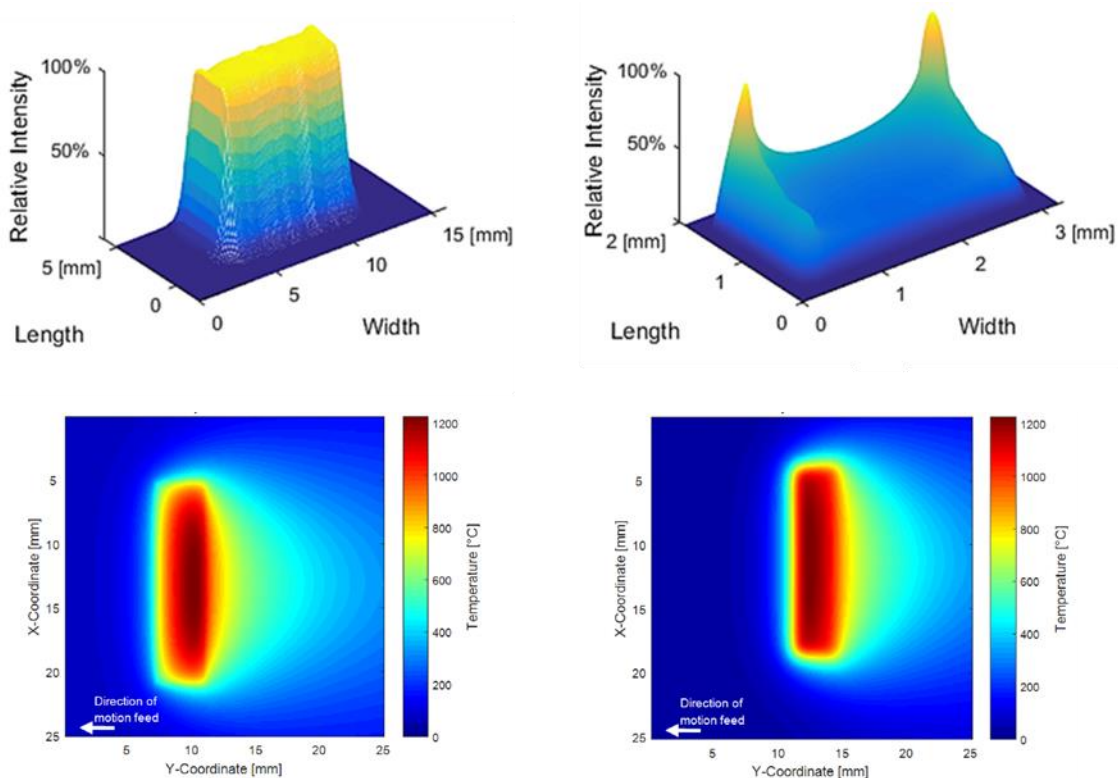


Bild 8: oben: Unterschiedliche Strahlgeometrien, die zum Laserhärten eingesetzt werden, unten: Simulierte Temperaturfelder für oben dargestellt Strahlgeometrien in einer Tiefe von 0,1 mm für den Werkstoff 42CrMo4 (AISI 4140) und eine Vorschubgeschwindigkeit $v=400$ mm/min [18]

Durch den Einsatz der sogenannten Sesselverteilung, die schon 1988 von Burger zur Optimierung des Laserhärten theoretisch entwickelt wurde [19], kann ein

homogenes Temperaturfeld im Material erzeugt werden (Bild 8, rechts unten). Die Spitzen am Anfang des Strahlprofils und die etwas höheren Kantenspitzen sind in der Lage, den größeren Wärmefluss an den Seiten des Laserstrahls zu kompensieren.

Freiform-Spiegel sind ein alternativer Ansatz, um diese prozess- und materialangepasste Strahlgeometrie zu realisieren, die das gewünschte Temperaturfeld erzeugen. Zur Ermittlung der benötigten Strahlgeometrien wird das inverse Wärmeleitungsproblem numerisch gelöst [20]. Durch das homogene Temperaturprofil wird mit der sesselförmigen Strahlgeometrie ein breiterer Bereich der Spur gehärtet als mit der rechteckigen Top-Hat-Strahlgeometrie, so dass der Härtungsprozess effizienter wird. Erste Ergebnisse deuten sogar darauf hin, dass die Temperaturverteilung, die mit der sesselförmigen Strahlgeometrie erzeugt wird im Gegensatz zur rechteckigen tophat Strahlgeometrie nahezu unabhängig von der Vorschubgeschwindigkeit ist, so dass eine Reduzierung der Prozesszeit von 50% möglich scheint [18].

2.2.2 Laserentfestigen

Zur Vergrößerung der Vorschubgeschwindigkeit und somit der Flächenrate wird beim Laserentfestigen von hochfesten Stählen anstatt einer rechteckförmigen Strahlgeometrie mit Top-Hat-Intensitätsprofil ebenfalls eine Sesselverteilung verwendet.

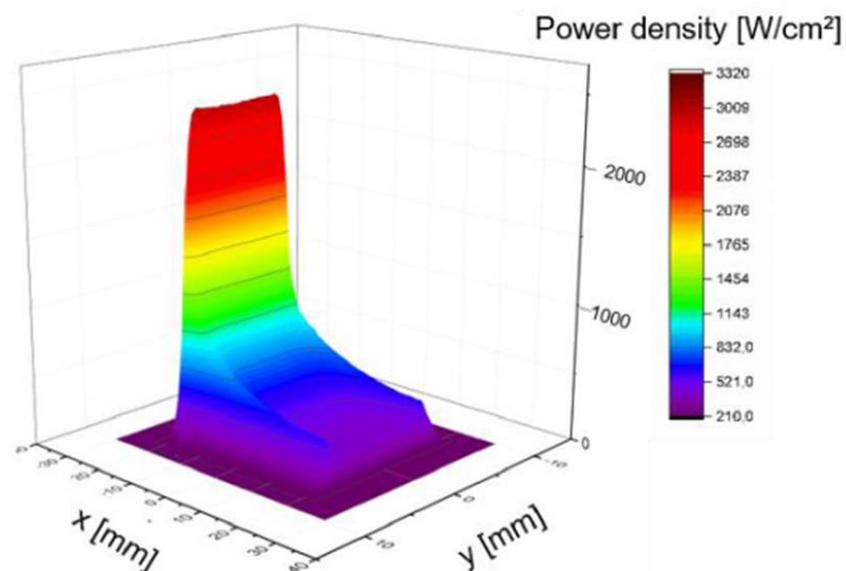


Bild 9: Sesselförmige Strahlgeometrie zur Vergrößerung der Flächenrate beim Laserentfestigen

Diese Strahlgeometrie wird mit einer Freiformoptik erzeugt und ist so ausgelegt, dass ein homogenes Temperaturprofil auf der Werkstückoberfläche induziert wird. Dadurch kann die Vorschubgeschwindigkeit um einen Faktor 10 vergrößert werden, wobei eine homogene Erweichung über die Blechdicke beibehalten wird. [21]

2.2.3 Tribologische Dünnschichten

Für die Funktionalisierung von ZrO₂-basierten nanokeramischen Schichten zeigt Lüttgenau, dass sich durch an das Material und den Prozess angepasste Strahlgeometrien die Prozesszeit verkürzen lässt [22]. ZrO₂-basierte nanokeramische Schichten werden vorwiegend zur Erhöhung der Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit metallischer Werkstoffe eingesetzt. Diese Hochle werden meist im teuren PVD-Verfahren auf das Grundsubstrat aufgebracht und anschließend in einem Ofenprozess ausgehärtet. Eine Alternative zu diesem sehr teuren Verfahren ist die nasschemische Aufbringung im Sol-Gel-Verfahren mit einer anschließenden laserbasierten Trocknung und Sinterung [23]. Durch angepasste Strahlgeometrien lässt sich dieser mehrschrittige Laserprozess aus Trocknung und Sinterung in einen einschrittigen Prozess umwandeln, wodurch die Prozesszeit im Vergleich zum Ofenprozess um bis zu 150% reduziert wird. Die gewünschte Strahlgeometrie wird dabei über ein VCSEL-Modul (Vertical Cavity Surface Emitting Laser) erzeugt. Durch den modularen Aufbau können die Emittierreihen des Moduls einzeln angesteuert und mit unterschiedlichen Ausgangsleistungen betrieben werden, so dass sowohl örtlich als auch zeitlich angepasste Strahlgeometrien auf dem Werkstück realisiert werden können. [22]

2.2.4 Laserumschmelzen

In der Dissertation von Zwick wird das Laserumschmelzen von Nockenwellen aus Gußeisen mit dem Ziel untersucht, eine feinkörnige Ledeburitschicht mit verbesserten Verschleißigenschaften durch Auflösung des im Gefüge eingelagerten Graphits zu erzeugen. Zwick steigert dabei unter anderem durch Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien („Bananenform“) die Umschmelzrate im Vergleich zum WIG-, Elektronenstrahl und dem Laserumschmelzen mit kreisförmiger Strahlgeometrie. Dabei wird die Strahlgeometrie durch Defokussierung oder Veränderung des Einstrahlwinkels an die Werkstückgeometrie so angepasst, dass stets eine konstante Umschmelztiefe erreicht wird. [24]

2.2.5 Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)

Mit dem pulverbettbasierten, additiven Fertigungsverfahren Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) wird durch Aufschmelzen einer Pulverschicht mittels Laserstrahlung eine dichte Materialschicht generiert. Nach Belichtung der ersten

Pulverschicht wird die Bauplattform um den Betrag der Schichtdicke abgesenkt, eine neue Pulverschicht aufgetragen und diese entsprechend der Geometrie des Bauteils an dieser Stelle aufgeschmolzen und mit der vorherigen Schicht schmelzmetallurgisch verbunden. Auf diese Weise wird das komplette Bauteil schichtweise aufgebaut. [25]

Eine Vergrößerung der prozessbedingten Aufbaurrate und somit der Produktivität des Prozesses wird über verschiedene Methoden realisiert (siehe auch Kap. 2.3.2). Eine Möglichkeit die Aufbaurrate zu steigern ist die Nutzung verschiedener Laserstrahldurchmesser nach dem Hülle-Kern-Prinzip [26]. Beim Hülle-Kern-Prinzip werden einzelne Segmente des Bauteils mit unterschiedlichen Belichtungsstrategien bearbeitet: Dabei wird die Kontur des aufzubauenden Bauteils mit einem kleinen Laserstrahldurchmesser von 200 μm und kleinen Schichtdicken (ca. 50 μm) aufgebaut, um eine hohe Genauigkeit, Oberflächengüte und Detailauflösung zu gewährleisten. Die Bauteilkerne, in denen eine hohe Dichte und minimale Defekte erreicht werden müssen, werden mit einem großen Laserstrahldurchmesser von 1 mm und Schichtdicken >200 μm bearbeitet. So werden die Bauteilkerne mit hohen Aufbauraten hergestellt, ohne die Qualität der Bauteile negativ zu beeinflussen. Durch das Hülle-Kern-Prinzip kann eine Steigerung der Aufbaurrate um den Faktor 10 erreicht werden. [27, 28]

2.3 Mehrstrahl-Technik in der Lasermaterialbearbeitung

2.3.1 Laserstrukturierung

Zur hochpräzisen Strukturierung ohne thermische Beeinflussung wird ultrakurz gepulste (UKP) Laserstrahlung eingesetzt. Zur Vergrößerung der Abtragsrate gilt es die mittlere absorbierte Laserleistung in das Werkstück zu steigern. In den letzten Jahren wurden UKP-Laserstrahlquellen im Hinblick auf deutlich gesteigerte mittlere Ausgangsleistungen weiterentwickelt [29]. Ein technologischer Ansatz die gesteigerten Ausgangsleistungen in effiziente Abtragsprozesse umzusetzen und somit die Produktivität zu steigern, ist neben der schnellen Strahlablenkung eine Parallelbearbeitung mit mehreren Teilstrahlen. [30]

Dazu hat die Firma Pulsar Photonics GmbH erstmals einen kommerziellen Multibeam-Scanner entwickelt. Durch den Einsatz eines diffraktiven Strahlteilers wird ein Laserstrahl in bis zu 100 Teilstrahlen aufgeteilt. Durch Kombination mit einem Galvanometerscanner können in der Bearbeitungsebene somit eine Vielzahl an Bearbeitungspunkten generiert werden, die eine parallele Herstellung von identischen Strukturen in einem Scanzzyklus erlauben (Bild 10, links). Durch den Einsatz von Multibeam-Scannern lässt sich gegenüber klassischen Scanlösungen mit einem einzelnen Strahl eine Erhöhung der Flächen- und damit

auch der Abtragsrate um einen Faktor >100 , entsprechend der Anzahl der Teilstrahlen, erzielen. [31]

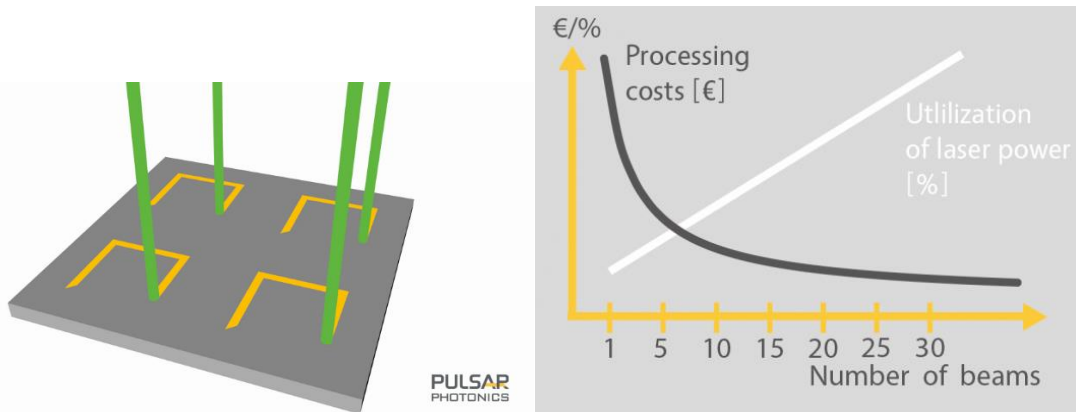


Bild 10: links: Vereinfachte Darstellung der Multistrahlbearbeitung zur parallelen Herstellung von identischen Strukturen in einem Scanzzyklus, rechts: Skizzierte Darstellung zur Reduzierung der Prozesskosten durch eine Vergrößerung der Anzahl an Teilstrahlen, d.h. durch Parallelisierung. [31]

Auch weitere Firmen bieten mittlerweile Multistrahl-Scansysteme an. Allerdings können mit all diesen Scansystemen nur periodische Strukturen erzeugt werden, da die Teilstrahlen nur gemeinsam geschaltet werden können und der laterale Abstand statisch durch die Optik festgelegt ist.

In neuesten Entwicklungen wird zusätzlich ein akustooptischer Modulator (AOM) zur selektiven Steuerung und Leistungsmodulation der einzelnen Teilstrahlen verwendet, so dass auch nicht periodische Strukturen effizient hergestellt werden können [32, 33].

2.3.2 Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)

Neben der Vergrößerung des Laserspots (siehe Kap. 2.2.5) ist eine weitere Möglichkeit die Aufbaurrate beim L-PBF zu steigern ein neues Belichtungskonzept mit Multi-Diodenlaser-Arrays zu verwenden [34]. Anstatt der üblichen Nutzung von einem Laserstrahl sowie einer Scanneroptik wird bei dem neuen Belichtungs- und Anlagenkonzept auf scannerbasierte Systeme verzichtet und stattdessen ein Bearbeitungskopf mit mehreren einzeln ansteuerbaren Diodenlasern genutzt. Für große und massive Bauteile ist dadurch eine Steigerung der Aufbaurrate im Vergleich zur konventionellen Einstrahltechnik möglich. Die Steigerung ist dabei abhängig von der verwendeten Spotanzahl. Aufgrund der größeren Schmelzbäder und der geringeren dynamischen Positionierbarkeit durch die Nutzung von Achssystemen anstatt scannerbasierten Positioniersystemen sind die erzielbare Oberflächenqualität und Detailauflösung jedoch verschlechtert. [34]

3 Zielsetzung und Abgrenzung zum Stand der Technik

Hauptziel der Dissertation ist, die Flächenrate für die Lasermakropolitur von Stahlwerkstoffen bei mindestens gleichbleibender Oberflächenqualität verglichen mit dem Stand der Technik zu vergrößern (vgl. Bild 1, rechts). Dazu werden drei Ansätze mit sich ergebenden Forschungsfragen verfolgt:

- **1-Strahl-Technik mit kreisförmiger Strahlgeometrie:** Der Stand der Technik zum Laserpolieren von Stahlwerkstoffen fokussiert sich auf verschiedene Vorgehensweisen zur Rauheitsminimierung mit kreisförmigen Strahlgeometrien. Dabei bleibt die Flächenrate unberücksichtigt und zumeist auch unerwähnt.
 - Daher stellt sich die Frage, ob mit kreisförmigen Strahlgeometrien die Flächenrate gesteigert werden kann, wenn das Augenmerk auf den flächenratendefinierenden Verfahrensparametern Anzahl der Überfahrten n , Spurversatz dy und Scangeschwindigkeit v liegt? Aufsetzend auf den Dissertationen von Willenborg und Kiedrowki (Kapitel 2.1) wird zunächst für die kreisförmige Strahlgeometrie mit einem Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ unter Variation der flächenratendefinierenden Verfahrensparameter Anzahl der Überfahrten n , Spurversatz dy und Scangeschwindigkeit v der Zusammenhang zwischen Flächenrate FR und resultierender Rauheit R_a untersucht.
 - Kann die Flächenrate FR durch eine Vergrößerung des kreisförmigen Strahldurchmessers vergrößert werden? Da nach Willenborg der Spurversatz dy proportional zum Strahldurchmesser d_L angepasst werden soll, so dass die Anzahl der Umschmelzungen eines Punktes auf der Bauteiloberfläche konstant bleibt, würde eine Vergrößerung des Strahldurchmessers von $d_L=250 \mu\text{m}$ auf $d_L=1500 \mu\text{m}$ mit einer Versechsfachung des Spurversatzes dy einhergehen, was einer Vergrößerung der Flächenrate um den Faktor 6 entspricht (vgl. Formel 2).
- **Mehrstrahl-Technik mit kreisförmiger Strahlgeometrie:**
 - Kann die Flächenrate FR durch die parallele Verwendung von 2 kreisförmigen Laserspots ohne Rauheitseinbußen verdoppelt werden?
Im Vergleich zum Stand der Technik zum Lasermakropolieren, bei dem das Aufschmelzen der Probenoberfläche mit einem einzelnen kreisförmigen Laserspot erfolgt, basiert dieser **neue**

Ansatz der Prozessführung zur Steigerung der Flächenrate darauf, 2 Laserspots parallel zu verwenden. Dadurch wird die Oberfläche in einem Prozessschritt zweimal umgeschmolzen, was zwei Überfahrten bei der Ein-Strahl-Technik gleichkommt. Somit wird durch die Zwei-Strahl-Technik eine Vergrößerung der Flächenrate um den Faktor 2 durch eine Halbierung der Anzahl der Überfahrten n angestrebt. Eine weitere Vergrößerung der Flächenrate durch Verwendung von mehr als 2 Laserstrahlen ist denkbar, wird im Rahmen dieser Dissertation aber nicht untersucht.

- Wie groß ist der Einfluss konstanter Prozessbedingungen, wie z.B. der Ausgangstemperatur der Probenoberfläche, dabei auf die resultierende Oberflächenqualität?
- **1-Strahl-Technik mit linienähnlichen Strahlgeometrien:** Um bei der mäanderförmigen Laserpolitur eine Oberfläche mit möglichst kleiner Rauheit zu erhalten, muss der Spurversatz dy angepasst an die Spurform gewählt werden. Bei den bisher verwendeten kreisförmigen Strahlgeometrien resultiert eine runde Aufwölbung der Einzelspur, wodurch bei der mäanderförmigen Laserpolitur bei typischerweise genutzten Strahldurchmessern $d_L=250-600 \mu\text{m}$ ein Spurversatz im Bereich von $dy=30-50 \mu\text{m}$ gewählt werden muss, um eine Oberfläche mit möglichst geringer Rauheit zu erhalten (Bild 11, obere Spalte).

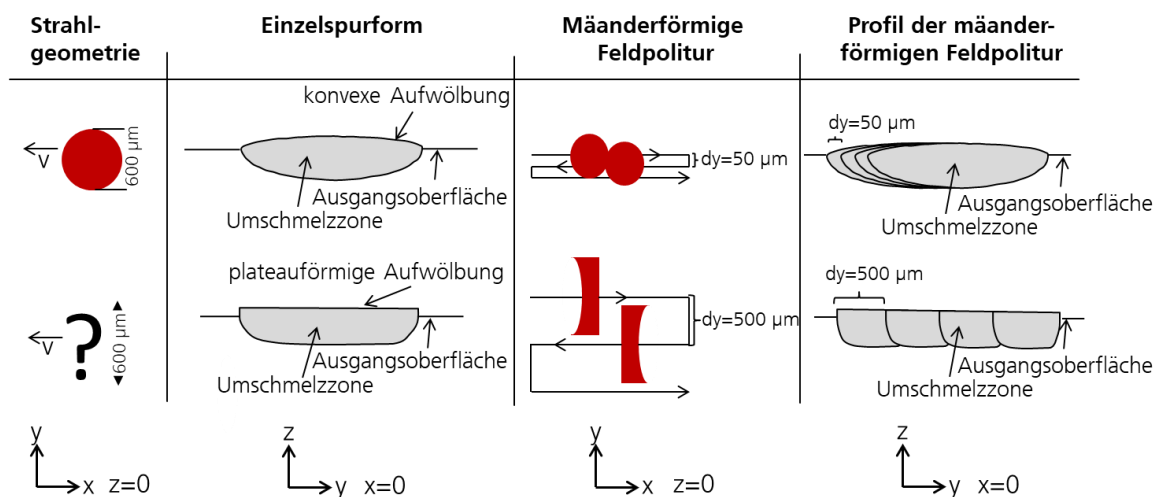


Bild 11: Skizzierte Darstellung des Lösungsansatzes zur Laserpolitur mit linienähnlichen Strahlgeometrien (oben: SdT zum Laserpolieren mit kreisförmiger Strahlgeometrie, unten: im Rahmen dieser Dissertation entwickelte Prozessvariante zum Laserpolieren mit linienähnlichen Strahlgeometrien)

Der benötigte Spurüberlapp von ~90% limitiert die Flächenrate. Im Rahmen dieses Kapitels soll eine **neue Prozessvariante** zum Laserpolieren von Metallen entwickelt werden, bei der durch Verwendung von linienähnlichen Strahlgeometrien die Flächenrate ohne Rauheitseinbußen vergrößert wird.

- Können Strahlgeometrien entwickelt werden, die zu plateauförmigen Spurformen ohne Einbrandkerben führen, so dass eine Vergrößerung des Spurversatzes und somit eine Vergrößerung der Flächenrate ohne Rauheitseinbußen erzielt werden kann (Bild 11, untere Spalte)?
- Wie ist der qualitative und quantitative Zusammenhang für die Ausbildung der Spurform und -topographie in Abhängigkeit von den Verfahrensparametern, insbesondere der Strahlgeometrie?
- Wie ergibt sich die Topographie des laserpolierten Feldes aus dem Spurprofil der Einzelspur?

Eine zusammenfassende Darstellung der Zielsetzung, der Arbeitsschwerpunkte und der wesentlichen Herausforderungen dieser Arbeit ist in Bild 12 dargestellt.

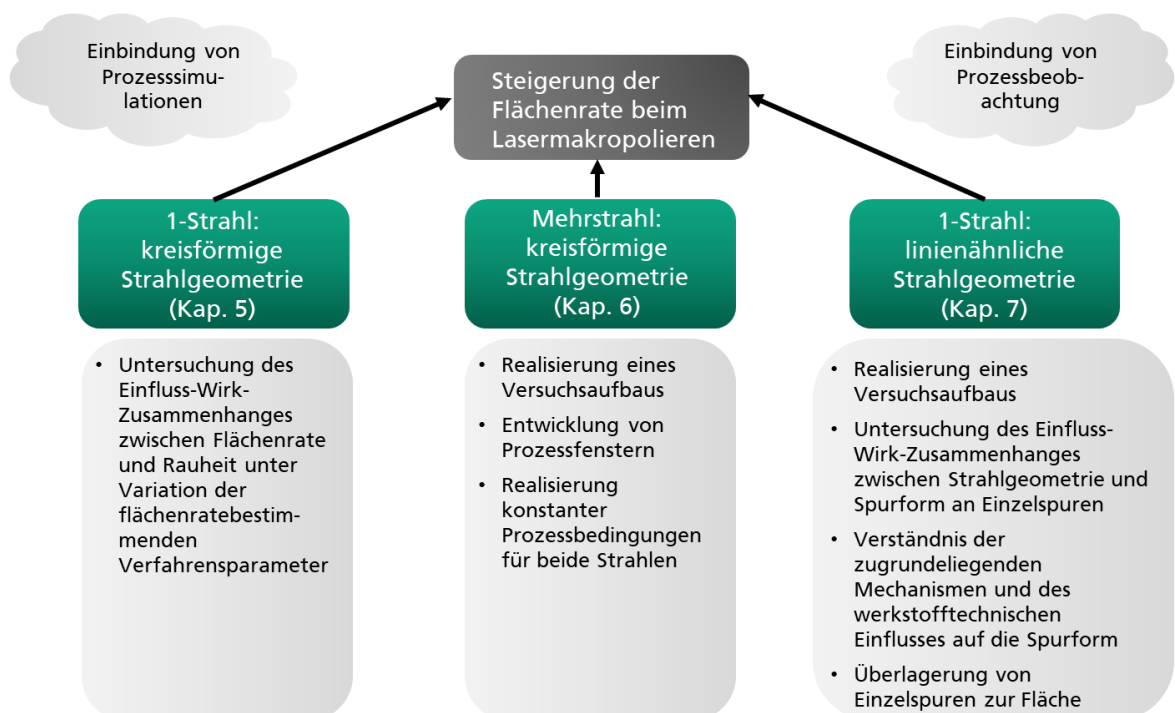


Bild 12: Zusammenfassende Darstellung der Zielsetzung und der wesentlichen Herausforderungen dieser Arbeit

Zielsetzung und Abgrenzung
zum Stand der Technik

Alle zuvor dargestellten Ansätze zur Steigerung der Flächenrate beim Laserpolieren werden auf ebenen Oberflächen unter senkrechter Lasereinstrahlung durchgeführt.

4 Vorgehensweise

4.1 Werkstoffe und Ausgangszustände

Die Untersuchungen werden überwiegend an dem martensitischen Werkzeugstahl 1.2343 (weichgeglüht) durchgeführt, der in zwei unterschiedlichen Chargen vorliegt⁵. Zur Untersuchung des Werkstoffeinflusses wird zusätzlich in Kapitel 7 der austenitische Chrom-Nickelstahl 1.4435⁶ betrachtet. Zur Überprüfung der Übertragbarkeit der Poliererergebnisse mit linienähnlicher Strahlgeometrie auf andere Werkstoffe wird in Kapitel 7 neben dem 1.4435 und dem 1.2343 mit dem Werkstoff 1.2311⁷ noch ein weiterer Werkzeugstahl betrachtet. Insbesondere die Werkstoffkennwerte, die die Spurform maßgeblich beeinflussen, wie die Wärmeleitfähigkeit, die Wärmeausdehnung und die Streckgrenze unterscheiden sich signifikant zwischen den martensitischen Werkzeugstählen und dem austenitischen Chrom-Nickelstahl (Tabelle 3).

Kennwert/Werkstoff	1.2343	1.4435	1.2311
Wärmeleitfähigkeit ⁸ [W/(m*K)]	29,8 [35]	15 [36]	32,5 [37]
Wärmeausdehnung ⁹ [10 ⁻⁶ 1/K]	12,8 [35]	18 [36]	12,6 [37]
Dehngrenze ¹⁰ R _{p0,2} [MPa]	1250 [35]	239 [40]	800 [37]
Absorptionsgrad ¹¹ [%]	33,4	31,1	32,8
Härte ¹² [HV0,5]	171±35	182±28	233±16

Tabelle 3: Werkstoffkennwerte für die Werkstoffe 1.2343, 1.4435 und 1.2311

⁵ 1.2343 Thermodur 2343 EFS Superclean (Deutsche Edelstahlwerke), Bundnr.: SI5501784 und 1.2343+N+AC+MA ESU (Schmolz& Bickenbach/ Deutsche Edelstahlwerke), Bundnr.: 4010435

⁶ 1.4435 Lepepe-Edelstahl, Schmelzenr.: 22905

⁷ Im Rahmen eines Projektes vom Projektpartner zur Verfügung gestellt, keine weiteren Informationen zu Hersteller etc. vorhanden.

⁸ bei 20° C

⁹ bei 20° C

¹⁰ bei 20° C

¹¹ Eigene Messung an geschliffenen Ausgangsoberflächen, Absorption für Wellenlänge $\lambda=1030$ nm, Einzelmessung

¹² Härtemessung mit AMH55 Härteprüfgerät von LECO, Mittelung aus 5 Messungen

Die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe ist Tabelle 4 zu entnehmen.

Gehalt/Werkstoff	1.2343 [41]	1.4435 [40]	1.2311 [42]
C	0,38	0,029	0,4
Cr	4,87	17,4	1,9
Ni	-	13,21	-
Mo	1,22	2,68	0,2
Si	0,97	0,36	0,25
V	0,44	-	-
Mn	0,42	1,36	1,5

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung für die Werkstoffe 1.2343, 1.4435 und 1.2311 laut Abnahmeprüfzeugnissen

Alle Versuchsproben liegen in einer Dicke von 15 mm vor. Die Versuche werden auf maschinell geschliffenen oder gedrehten Ausgangsoberflächen durchgeführt. Für die Untersuchungen in Kapitel 5 und 7, bei denen mit unterschiedlichen Strahldurchmessern bzw. Strahlgeometrien laserpoliert wird, werden geschliffene Ausgangsoberflächen mit Rauheiten $R_a=1,1-1,3 \mu\text{m}$ verwendet (Bild 13). Somit müssen nach Willenborg bei der Auswahl der Verfahrensparameter die Strahlabmaße nicht an die Strukturen der Ausgangsoberfläche angepasst werden, sondern können unabhängig von diesen fest gewählt werden (vgl. Kapitel 2.1). Eine Übertragung der Ergebnisse auf gefräste oder gedrehte Ausgangsoberflächen ist durch Anpassung des Strahldurchmessers d_L an den Riefenabstand sowie einhergehende Anpassung der Laserleistung P_L möglich [43]. Für die Untersuchungen in Kapitel 6, bei denen der Strahldurchmesser bzw. die Strahlgeometrie konstant ist, werden gedrehte Ausgangsoberflächen mit einem Drehriefenabstand von ca. $200 \mu\text{m}$ und einer Rauheit $R_a=1,5-1,9 \mu\text{m}$ gewählt (Bild 13).

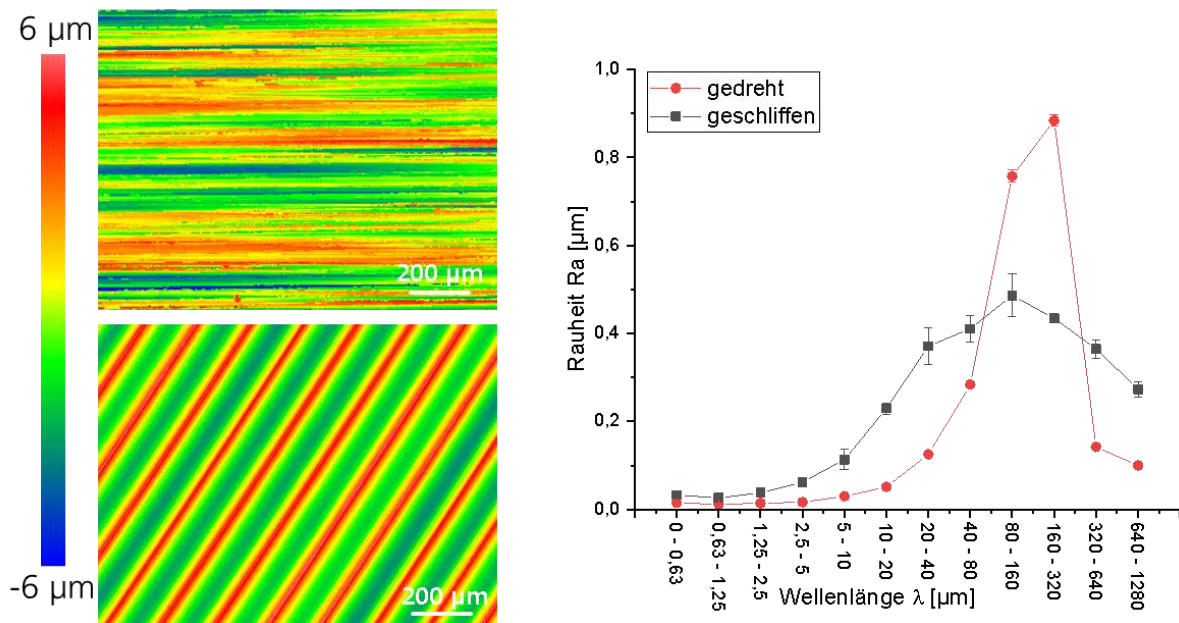


Bild 13: links: Aufnahmen der geschliffenen (oben) und gedrehten (unten) Ausgangsoberflächen mittels Weißlichtinterferometer, rechts: spektrale Rauheit (vgl. Kapitel 4.3.2), Werkstoff 1.2343

4.2 Erzeugung und Auswertung der Einzelspuren

4.2.1 Erzeugung der Einzelspuren

Pro Parameter werden 3 Einzelspuren in einem Abstand von jeweils 3 cm erzeugt, so dass sich die Wärmeeinflusszonen der benachbarten Einzelspuren nicht überlappen (Bild 14). Die Länge jeder Einzelspur beträgt 12 mm.

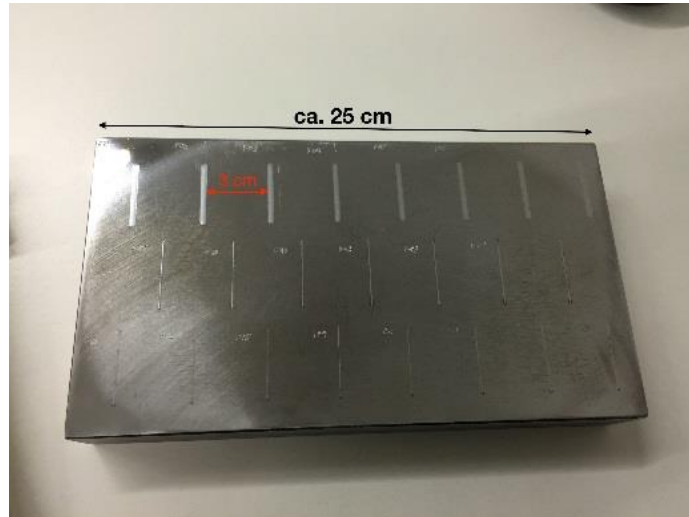


Bild 14: Beispielhafte Anordnung der Einzelspuren

4.2.2 Bestimmung der mittleren Spurform

Die Oberflächentopographie der Einzelspuren wird mittels eines Weißlichtinterferometers¹³ (WIM) erfasst. Die Oberflächentopographien werden in Form von Falschfarbenbildern dargestellt (Bild 15).

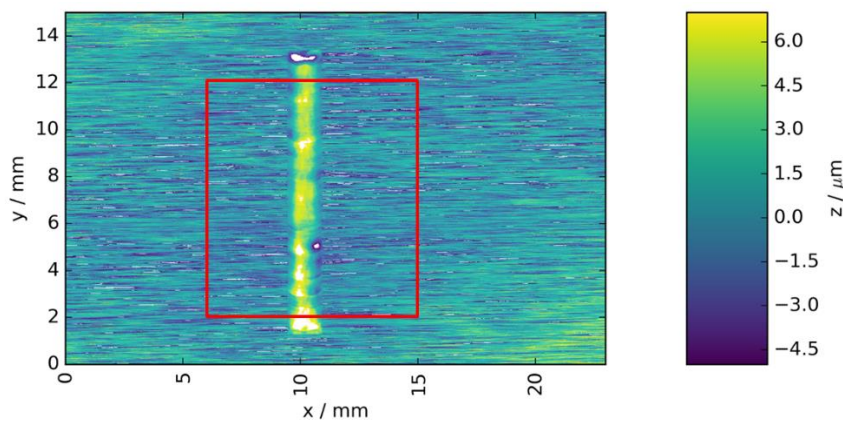


Bild 15: Oberflächentopographie einer Einzelspur mit dem WIM bestimmt (Werkstoff: 1.2343, Strahlgeometrie: Linie mit Verjüngung 1500x400_200 μm_VL , $v=50$ mm/s, $I=130 \cdot 10^3$ W/cm²)

Die Scanrichtung ist auf den in dieser Dissertation abgebildeten Einzelspuren (wenn nicht explizit erwähnt) von unten nach oben gerichtet. Um die gesamte Einzelspur und den unbeeinflussten Grundwerkstoff mit hoher Detailauflösung abzubilden, werden die Bilder mit einem 5x-Objektiv bei 0,5x Zoom aus

¹³ NewView 7300 der Firma Zygo

mehreren Einzelbildern zusammengesetzt. Die resultierende Pixelgröße in x- und y-Richtung beträgt $4,4 \mu\text{m}$.

Die Berechnung der mittleren Spurform erfolgt mithilfe des Programmes „Gwyddion 2.47“. Dabei wird die Einzelspur zunächst im Programm so gedreht, dass sie exakt senkrecht im Bild liegt. Anschließend wird ein Ebenenausgleich ohne Einbeziehung der Topographie der Einzelspur durchgeführt, um eine ebene Oberfläche des Ausgangszustandes zu erzielen, da die Ausgangsoberfläche als Referenzfläche bei der Spurformbestimmung genutzt wird. Um eine für die gesamte Einzelspur gültige Aussage über die Spurform treffen zu können, wird der arithmetische Mittelwert der Spur über die mittleren 10 mm der Einzelspur gebildet. Die Anfangs- und Endbereiche der Einzelspuren werden bei der Mittelung nicht mit berücksichtigt, da sich am Spuranfang und -ende der Volumensprung zwischen fester und flüssiger Phase von ca. 4 % abbildet (vgl. roter Kasten Bild 15) [44].

Die mittlere Spurform wird zur Bestimmung der folgenden Größen verwendet:

- Höhe der Aufwölbung AH [μm]

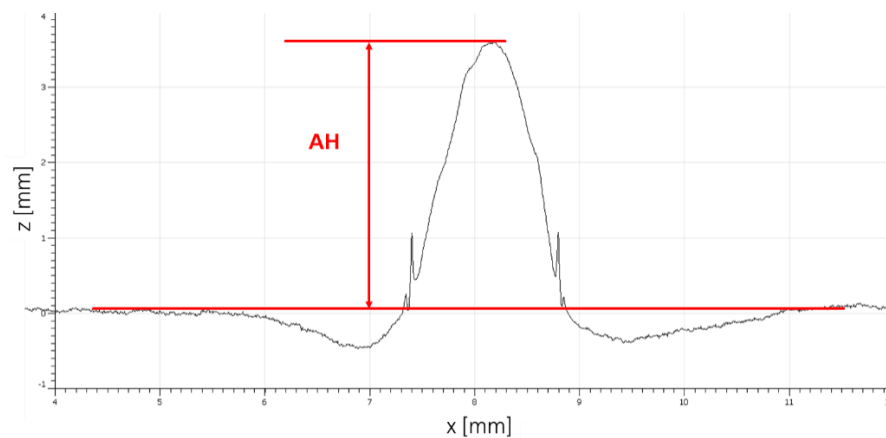
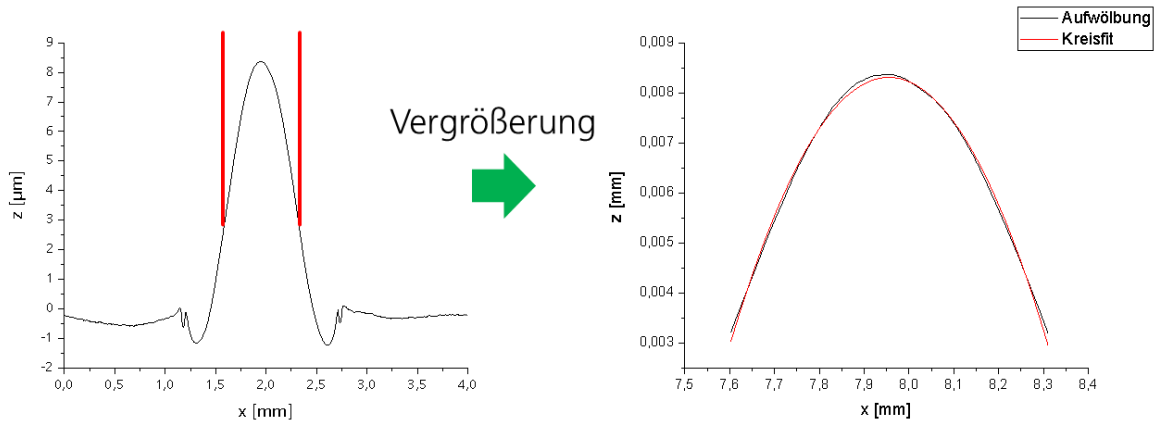


Bild 16: Bestimmung AH an mittlerer Spurform einer Einzelspur (Werkstoff: 1.2343, Strahlgeometrie: Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$, $v=50 \text{ mm/s}$, $I=90 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

- Form der Aufwölbung (Radius) r_{AW} [mm]

Für den in Bild 17 rot markierten Bereich wird mit Origin der gewünschte nichtlineare Kurvenfit angepasst (hier wurde ein Kreisfit verwendet). Neben der Standardabweichung auf den gewünschten Fitparameter wird auch das χ^2 zur Bewertung des Fits berücksichtigt.



Gemittelte Spurform (Gwyddion)

Gewünschten Fit mit Origin anpassen

Bild 17: Bestimmung der Form der Aufwölbung anhand der gemittelten Spurform (Werkstoff: 1.2343, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2 , $v=50$ mm/s, $I=130 \cdot 10^3$ W/cm 2)

- Breite EBKB und Tiefe EBKT der Einbrandkerben [μm]

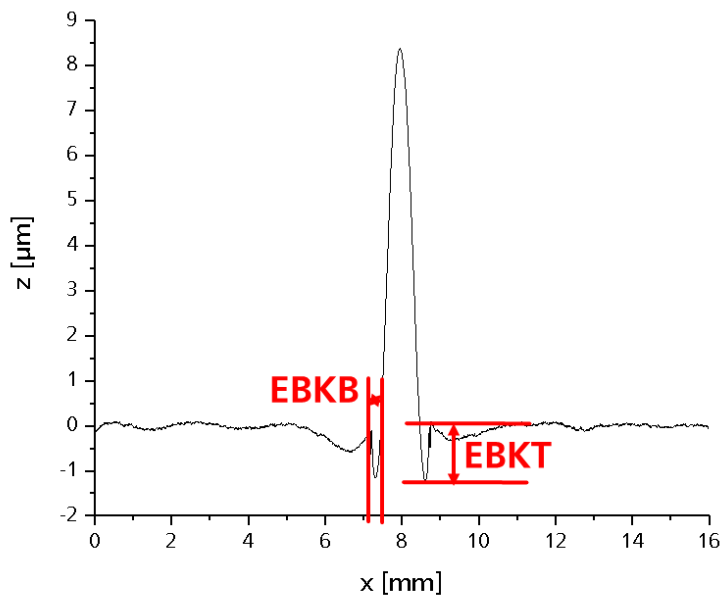


Bild 18: Bestimmung EBKB und EBKT an der mittleren Spurform einer Einzelspur (Werkstoff: 1.2343, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2 , $v=50$ mm/s, $I=130 \cdot 10^3$ W/cm 2)

4.2.3 Bestimmung der Umschmelzzone

Experimentell: Die Einzelspuren werden mittig getrennt und anschließend mit einem Wärmeinbettmittel (Phenolharz) unter Druck (etwa 5 bar) in einer Wärmeinbettpresse (Typ: OPAL 460, Hersteller ATM) zur besseren Verarbeitung eingebettet. Die Scanrichtung ist auf allen in dieser Dissertation abgebildeten Querschliffen stets ins Bild gerichtet. In den darauffolgenden Schritten werden die Querschliffe mit 80er- und 220er-Körnung vorgeschliffen, dann mit 600er- und 1000er-Körnung feingeschliffen und zuletzt mit Diamantsuspension (1 μm) hochglanzpoliert.

Zur Kontrastgebung werden die Querschliffe geätzt. Als Ätzmittel wird für den 1.2343 1% Nital bei einer Ätzdauer von 45 Sekunden (bei Raumtemperatur) und für den 1.4435 5% Oxalsäure genutzt. Die Ätzung des 1.4435 wird unter einer angelegten Spannung (Stromdichte 0,1 A/cm², abhängig von der Fläche) bei Raumtemperatur für 60 Sekunden durchgeführt.

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen erfolgen mit 50-, 200- und 500-facher Vergrößerung. Mithilfe der Software ImageJ wird der Rand der Umschmelzzone manuell markiert, die Bestimmung der Flächengröße erfolgt anschließend über die Berechnung der Anzahl der eingeschlossenen Pixel.

An der experimentell ermittelten Umschmelzzone werden die folgenden Größen bestimmt:

- Fläche Umschmelzzone UZ [μm^2]

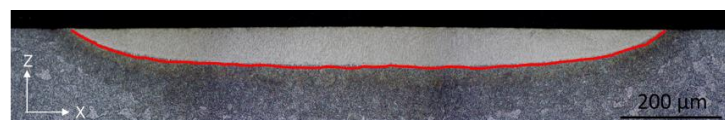


Bild 19: Bestimmung der Fläche der Umschmelzzone UZ (Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2 , $v=50$ mm/s, $I=100 \cdot 10^3$ W/cm²)

- Neigungswinkel am Schmelzrand α_{rand} [°]
- Umschmelztiefe UT [μm]

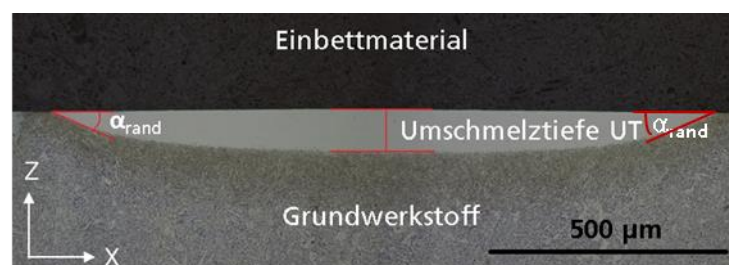


Bild 20: Bestimmung α_{rand} und UT am Querschliff einer Einzelspur (Strahlgeometrie: Linie 1500x600 μm^2 , $v=50$ mm/s, $I=90 \cdot 10^3$ W/cm²)

Zudem wird der Querschliff zur Lokalisierung bzw. Zuordnung der einzelnen Spurformelemente (z.B. Kerben) zur umgeschmolzenen Zone, der Wärmeinflusszone WEZ oder dem unbeeinflussten Grundmaterial genutzt (Bild 21).

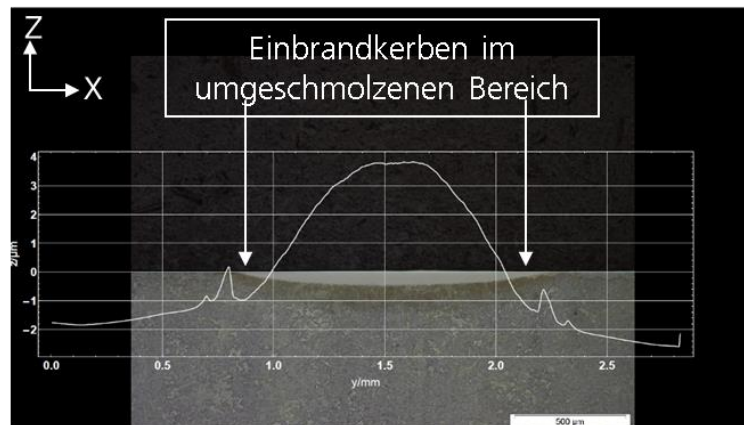


Bild 21: Querschliff und Spurform einer Einzelspur maßstabsgetreu übereinandergelegt (Strahlgeometrie: Linie 1500x600 µm², v=50 mm/s, I=80·10³ W/cm²)

Theoretisch: Die experimentellen Arbeiten werden durch modelltheoretische Untersuchungen ergänzt, um insbesondere Schmelzbadkenngrößen, wie den Schmelzwinkel an der Aufschmelzfront zu ermitteln, die experimentell nicht zugänglich sind. Zur 3-dimensionalen Ansicht des Schmelzbades wird die Temperaturverteilung im Werkstück für ausgewählte Verfahrensparameter durch Lösung der Wärmeleitungsgleichung berechnet [9]. Das Schmelzbad wird stets für 2 Temperaturen berechnet, die Solidustemperatur T_{sol} und die Liquidustemperatur T_{liq} (Temperaturwerte für den Werkstoff 1.2343: $T_{sol}=1450^{\circ}\text{C}$, $T_{liq}=1510^{\circ}\text{C}$).

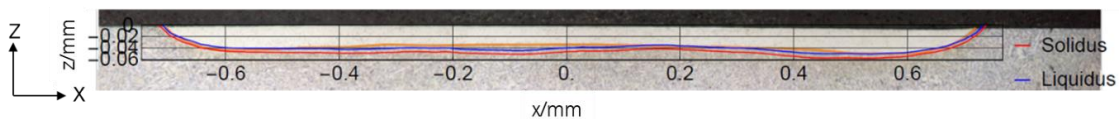


Bild 22: Vergleich der theoretisch berechneten Umschmelzzone mit der experimentell bestimmten im Querschnitt (Strahlgeometrie: Linie mit Verjüngung 1500x400_200_VL, v=50 mm/s, I=130·10³ W/cm²)

An der theoretisch ermittelten Umschmelzzone werden die folgenden Größen bestimmt:

- Neigungswinkel des Schmelzbades an der Schmelzfront α_{front} [°]



Bild 23: Bestimmung des Neigungswinkels des Schmelzbades an der Schmelzfront α_{front} an der theoretisch ermittelten Umschmelzzone (Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2 , $v=50$ mm/s, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm 2)

- Form der Erstarrungsfront (Radius) $r_{E\text{Ftheo}}$ [μm]

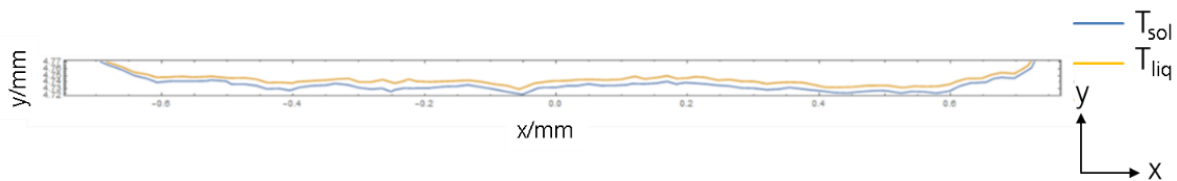


Bild 24: Berechnete Form der Erstarrungsfront (Strahlgeometrie: Linie mit Verjüngung 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $I=130 \cdot 10^3$ W/cm 2)

4.2.4 Aufsicht der Einzelspur

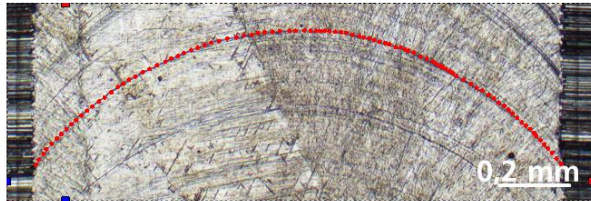
Die Einzelspuren werden mit dem Auflichtmikroskop Olympus SC30 und der Software Stream Motion der Olympus Deutschland GmbH insbesondere hinsichtlich der Form der Schuppen untersucht. Die Scanrichtung ist dabei stets von unten nach oben gerichtet.



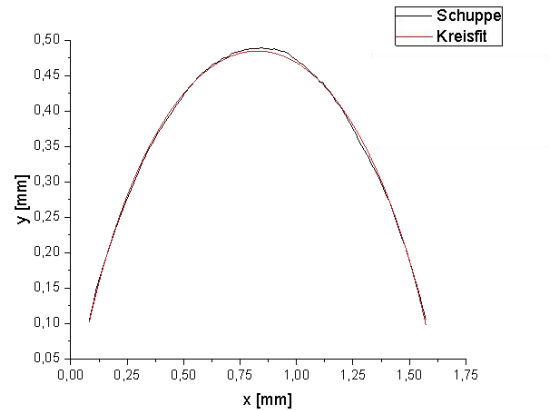
Bild 25: Schuppe auf Einzelspur (Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2 , $v=50$ mm/s, $I=130 \cdot 10^3$ W/cm 2)

An den lichtmikroskopischen Aufnahmen wird die folgende Größe bestimmt:

- Form der Erstarrungsfront anhand der Schuppenform (Radius) r_{SF} [mm]
Die Vorgehensweise zur Bestimmung der Schuppenform ist in Bild 26 dargestellt.



Schuppenform mit Origin digitalisieren



Gewünschten Fit mit Origin anpassen

Bild 26: Bestimmung Form der Erstarrungsfront anhand der Schuppenform (Strahlgeometrie: Linie mit Verjüngung 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $I=130 \cdot 10^3$ W/cm²)

4.3 Erzeugung und Auswertung der laserpolierten Felder

4.3.1 Erzeugung der laserpolierten Felder

Pro Parameter werden 3 Felder laserpoliert, die Feldgröße beträgt, wenn nicht anders erwähnt, 15x15 mm². Wenn nicht anders erwähnt, wird eine mäanderförmige Scanstrategie gewählt. Nur in Kapitel 7 wird anlagenbedingt eine unidirektionale Scanstrategie genutzt.

4.3.2 Bestimmung der Rauheit Ra der laserpolierten Felder

Durch genormte taktile oder optische Messverfahren können über eine definierte Messstrecke Oberflächenprofile erstellt werden, die sämtliche Höhen- und Tiefenunterschiede der Oberfläche enthalten. Durch einen Profilfilter erfolgt anschließend innerhalb des Primärprofils eine Abgrenzung der Welligkeit zur Rauheit, beschrieben durch die Grenzwellenlänge λ_c .

Zur quantitativen Bewertung polierter Oberflächen wird im Allgemeinen aus dem gefilterten Oberflächenprofil die Rauheit Ra bestimmt [9]. Die Rauheit Ra ist in DIN EN ISO 4287 definiert und beschreibt den arithmetischen Mittelwert der absoluten Abweichung der Oberflächenprofilhöhe von dem Mittelwert des Rauheitsprofils einer Strecke l_t (Bild 27, Formel 6)

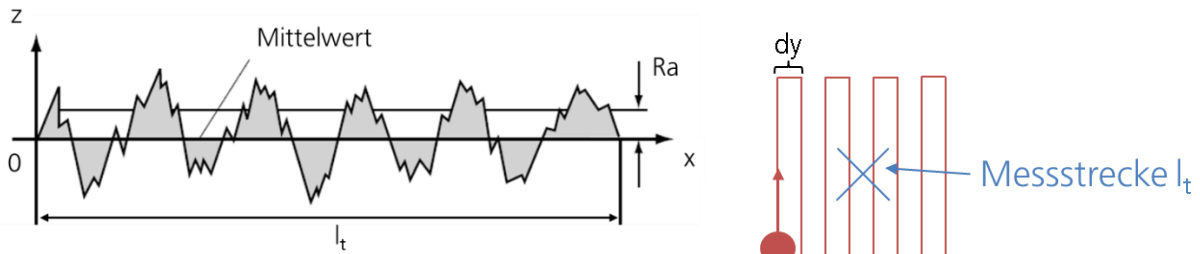


Bild 27: links: Definition der Rauheit Ra (nach [45]), rechts: Schematische Darstellung der Positionierung der Messstrecke l_t auf einem laserpolierten Feld.

Formel 6

$$Ra = 1/l_t \int_0^{l_t} |z(x)| dx$$

mit $z(x)$ = Profilwerte des Rauheitsprofils.

Die Länge der Messstrecke sowie die Wahl der Grenzwellenlänge richten sich nach dem zu messenden Rauheitswert und sind in DIN EN ISO 4288 festgelegt. Für Rauheiten $0,1 \mu\text{m} < Ra < 2 \mu\text{m}$, wie sie in dieser Arbeit vorliegen, wird eine Messstrecke $l_t = 4,0 \text{ mm}$ und eine Grenzwellenlänge $\lambda_c = 0,8 \text{ mm}$ genutzt.

Die Rauheit Ra der laserpolierten Oberflächen wird, wenn nicht anders erwähnt, mittels Perthometer (mechanischen Tastschnittgeräten) ermittelt. Die Messstrecke l_t wird stets mittig auf dem Feld positioniert, so dass bei einer Feldgröße von $15 \times 15 \text{ mm}^2$ Beschleunigungs- und Abbremsvorgänge des Scanners außerhalb der Messstrecke liegen und nicht im Rauheitswert mit abgebildet werden. Des Weiteren wird die Messstrecke l_t stets diagonal in das laserpolierte Feld platziert, um über mehrere Einzelspuren zu messen (Bild 27, rechts).

Da der Rauheitswert Ra jedoch keine Information über die Profilform der untersuchten Oberfläche enthält, wird bei einigen Untersuchungen in dieser Arbeit zusätzlich die spektrale Rauheit der Oberflächen, d.h. die Rauheit Ra in Abhängigkeit der Ortswellenlängen ermittelt. Dazu werden die Oberflächen mit einem Weißlichtinterferometer¹⁴ vermessen und mittels eines phasenkorrekten Profilfilters spektral analysiert. Eine ausführliche Darstellung dieser spektralen Analyse ist in [9] gegeben.

Trotz der fehlenden Aussage über die Profilform der untersuchten Oberfläche, ist der Ra-Wert in der Industrie das am weitesten verbreitete Kriterium zur Bewertung polierter Oberflächen [5].

¹⁴ NewView 7300 der Firma Zygo

5 1-Strahl-Technik - kreisförmige Strahlgeometrie

In diesem Kapitel wird der Frage nachgegangen, ob mit kreisförmiger Strahlgeometrie durch Anpassung der flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter sowie des Strahldurchmessers d_L eine Vergrößerung der Flächenrate FR ohne einhergehende Vergrößerung der Rauheit Ra verglichen mit dem Stand der Technik (Tabelle 1) realisiert werden kann.

5.1 Experimenteller Aufbau

Die Versuche werden an einem flexiblen Laboraufbau, bestehend aus einer Laserstrahlquelle, einem Achssystem, einem Laserscanner und einem Schutzgassystem durchgeführt (Bild 28). Die verwendete Laserstrahlquelle ist ein TruDisk 1000 der Firma Trumpf, ein Yb:YAG Scheibenlaser, mit einer Wellenlänge von 1030 nm und einer maximalen Ausgangsleistung von 1000 W. Die kontinuierliche Laserstrahlung wird über eine Lichtleitfaser zur Kollimation geführt. Anschließend wird die kollimierte Laserstrahlung über einen Laserscanner „Hurryscan30“ der Scanlab AG, durch ein f- θ -Objektiv auf die Werkstückoberfläche fokussiert.

Die translatorische Bewegung der Prozesskammer wird mittels eines XY-Tisches realisiert. Über die Z-Achse, an der die Optik und der Laserscanner befestigt sind, wird die Fokusslage eingestellt.

Die Probe wird in einer mit Argon gefüllten Prozesskammer platziert. Der Restsauerstoffgehalt beträgt 1000 ppm.

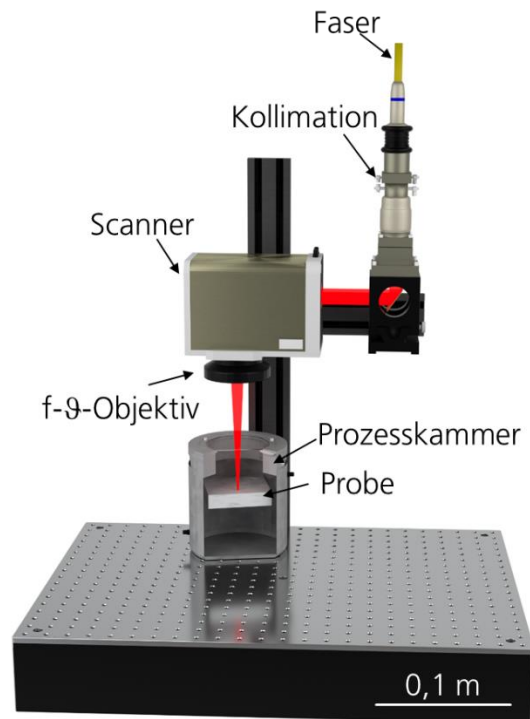


Bild 28: Versuchsaufbau zur Variation des Strahldurchmessers für kreisförmige Strahlgeometrien bis $d_L=1500 \mu\text{m}$

Zur Realisierung unterschiedlicher Strahldurchmesser d_L wird die Optik (Faserdurchmesser, Kollimation, f-θ-Objektiv bzw. Fokussierlinse) entsprechend angepasst. Unter der Annahme, dass für gleiche Rauheiten bei unterschiedlichen Strahldurchmessern d_L die Energie pro Fläche E/A konstant sein muss und die maximal zur Verfügung stehende Laserleistung 1000 W beträgt, wird als größter Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ betrachtet¹⁵. Zusätzlich werden die flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter noch mit $d_L=750 \mu\text{m}$ für einen weiteren Strahldurchmesser zwischen $d_L=250 \mu\text{m}$ und $d_L=1500 \mu\text{m}$ angepasst.

Der Strahldurchmesser d_L wird mittels Formel 7 berechnet,

Formel 7

$$d_L = d_{\text{Faser}} \cdot \frac{f_{\text{fok}}}{f_{\text{koll}}}$$

wobei d_{Faser} dem Faserdurchmesser, f_{fok} der Brennweite des f-θ-Objektivs bzw. der Fokussierlinse und f_{koll} der Brennweite der Kollimation entspricht. Die verwendeten Optiken und erzielten Strahldurchmesser am Werkstück d_L sind in Tabelle 5 aufgelistet.

¹⁵ Rauheitsminimum für $d_L=250 \mu\text{m}$ bei $P_L=100 \text{ W}$ (vgl. Tabelle 6) → nach Formel 4 Rauheitsminimum für $d_L=1500 \mu\text{m}$ bei $P_L=600 \text{ W}$

d_L [μm]	d_{Faser} [μm]	f_{fok} [mm]	f_{kolli} [mm]
250	200	100	80
750	100	600	80
1500	200	600	80

Tabelle 5: Verwendete Optiken und nach Formel 7 berechnete Strahldurchmesser d_L

Der Strahldurchmesser wird dabei definiert durch den $1/e^2$ -Abfall der Intensität.

Für die Realisierung der Strahldurchmesser $d_L=750 \mu\text{m}$ und $d_L=1500 \mu\text{m}$ wird das f- θ -Objektiv durch eine Plan-Konvex-Linse ausgetauscht, die in Strahlrichtung vor dem Laserscanner platziert wird. Durch diese Position der Linse trifft der Laserstrahl nicht kollimiert auf die Laserscanner-Spiegel, sondern fokussiert.

Durch eine Strahlkaustikmessung¹⁶ werden die Strahlgeometrien sowie deren Intensitätsverteilungen experimentell bestimmt (Bild 29).

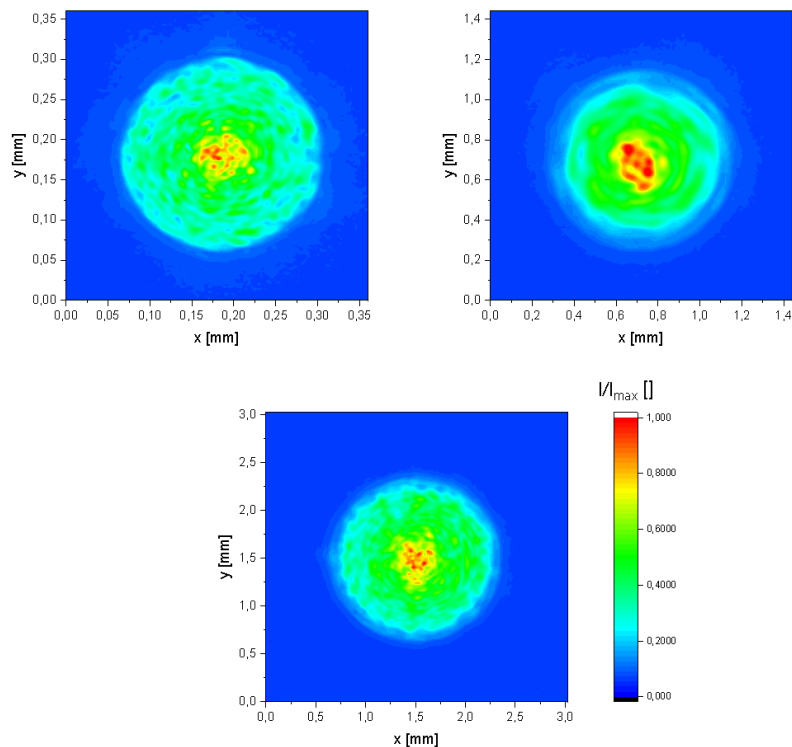


Bild 29: Intensitätsverteilungen im Fokus der jeweiligen Strahlen, links oben: $d_L=250 \mu\text{m}$, rechts oben: $d_L=750 \mu\text{m}$, unten: $d_L=1500 \mu\text{m}$

¹⁶ MicrospotMonitor der Firma Primes

5.2 Versuchsdurchführung

Alle Versuche werden am Warmarbeitsstahl 1.2343¹⁷ auf mechanisch geschliffenen Oberflächen mit einer Oberflächenrauheit $R_a=1,1-1,3 \mu\text{m}$ durchgeführt (vgl. Bild 13). Im Allgemeinen wird der Strahldurchmesser beim Laserpolieren bei der Bestimmung der Verfahrensparameter an den Riefenabstand der Ausgangsoberfläche angepasst. Da in diesem Kapitel unter anderem der Einfluss unterschiedlicher Strahldurchmesser auf die Rauheit der laserpolierten Oberfläche untersucht wird, werden geschliffene Ausgangsoberflächen verwendet, damit die erzielbare Rauheit nicht durch eventuell verbleibende Riefen der Ausgangsoberfläche beeinflusst wird (vgl. Kapitel 4.1).

Die Untersuchungen werden basierend auf den identifizierten Verfahrensparametern von Willenborg und Kiedrowski durchgeführt (vgl. Tabelle 1 und Tabelle 2). Dazu werden zunächst für die Untersuchungen zur Vergrößerung der Flächenrate für den Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ (Kapitel 5.3) aus beiden Verfahrensparametern Startgrößen für die flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter sowie die Laserleistung P_L extrahiert (Tabelle 6).

Scangeschwindigkeit v	100 mm/s
Spurversatz dy	60 μm
Anzahl der Überfahrten n	2
Laserleistung P_L bzw. Intensität I ¹⁸	100 W bzw. $\sim 205 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$

Tabelle 6: Startgrößen für die flächenratendefinierenden Verfahrensparameter sowie die Laserleistung P_L nach Willenborg und Kiedrowski (vgl. Tabelle 1 und Tabelle 2)

Auf eine abschließende Überfahrt mit geänderten Verfahrensparametern zur Verbesserung des Glanzgrades, wie sie bei Willenborg und Kiedrowski verwendet wird, wird hier verzichtet.

In Kapitel 5.4 wird der Strahldurchmesser von $d_L=250 \mu\text{m}$ auf $750 \mu\text{m}$ und $1500 \mu\text{m}$ vergrößert und basierend auf den Ergebnissen in Kapitel 5.3 der Spurversatz an den Strahldurchmesser angepasst, so dass die Anzahl der Umschmelzungen eines Punktes konstant bleiben.

¹⁷ 1.2343+N+AC+MA ESU (Schmolz& Bickenbach/ Deutsche Edelstahlwerke), Bundnr.: 4010435

¹⁸ Zur Vergleichbarkeit zwischen den unterschiedlichen Strahldurchmessern d_L wird in diesem Kapitel im Folgenden anstatt der Laserleistung P_L die Intensität I verwendet.

Abschließend wird in Kapitel 5.5 eine kombinierte Bearbeitung mit unterschiedlichen Strahldurchmessern und Verfahrensparametern untersucht.

Die Schutzgasatmosphäre wird basierend auf dem Stand der Technik mit einem Restsauerstoffanteil von 1000 ppm und dem verwendeten Schutzgas Argon bei allen Versuchen konstant gehalten [9]. Die Intensität I wird für jeden Verfahrensparameter im Hinblick auf eine möglichst kleine Rauheit mit angepasst. Jeweils 3 Felder mit den Abmessungen $15 \times 15 \text{ mm}^2$ werden mit identischen Verfahrensparametern laserpoliert.

Bei allen Versuchen in diesem Kapitel wird die Maximierung der Flächenrate FR bei möglichst geringer Oberflächenrauheit R_a angestrebt.

5.3 Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$

Die **Flächenrate** FR beim Laserpolieren lässt sich durch die Veränderung der drei folgenden Verfahrensparameter vergrößern: die Vergrößerung des Spurversatzes dy , die Vergrößerung der Scangeschwindigkeit v und die Verkleinerung der Anzahl der Überfahrten n (siehe Formel 2).

Zunächst wird auf Basis der Verfahrensparameter nach Willenborg und Kiedrowski (vgl. Tabelle 6) betrachtet, wie sich eine Veränderung einzelner flächenratenbestimmender Verfahrensparameter auf die resultierende Rauheit R_a des laserpolierten Feldes auswirkt. Dabei wird die Intensität I stets im Hinblick auf eine möglichst kleine Rauheit für jeden Verfahrensparameter mit angepasst.

Anzahl der Überfahrten n

In Tabelle 7 sind die angepassten und konstant gehaltenen Verfahrensparameter für die Untersuchung zum Einfluss der Anzahl der Überfahrten auf die Oberflächenrauheit R_a dargestellt. Die Intensität I wird dabei mit einer Schrittweite von $5 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ an die Anzahl der Überfahrten n angepasst.

Scangeschwindigkeit v	100 mm/s
Intensität I	$150 \cdot 10^3 - 240 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$
Spurversatz dy	$60 \mu\text{m}$
Anzahl der Überfahrten n	1, 2, 4, 8, 16

Tabelle 7: Angepasste und konstante Verfahrensparameter der Versuchsreihe zum Einfluss der Anzahl der Überfahrten n auf die Oberflächenrauheit R_a

Wie beim manuellen Schleifen und Polieren können beim Laserpolieren mehrere Überfahrten n zu einer Verkleinerung der Rauheit führen (Bild 30), insbesondere

die erste Überfahrt reduziert die Rauheit signifikant. Ab 2 Überfahrten ist eine weitere Verkleinerung der Rauheit durch eine Vergrößerung der Anzahl an Überfahrten für den hier betrachteten Werkstoff 1.2343 mit geschliffener Ausgangsoberfläche nicht möglich. Für $n > 4$ vergrößert sich die Rauheit wieder. Eine weitere Reduzierung der Rauheit Ra wäre durch eine Anpassung der Intensität I für die einzelnen aufeinanderfolgenden Überfahrten möglich, da sich nach jedem Polierschritt die Ausgangsoberfläche für die darauffolgende Überfahrt ändert.

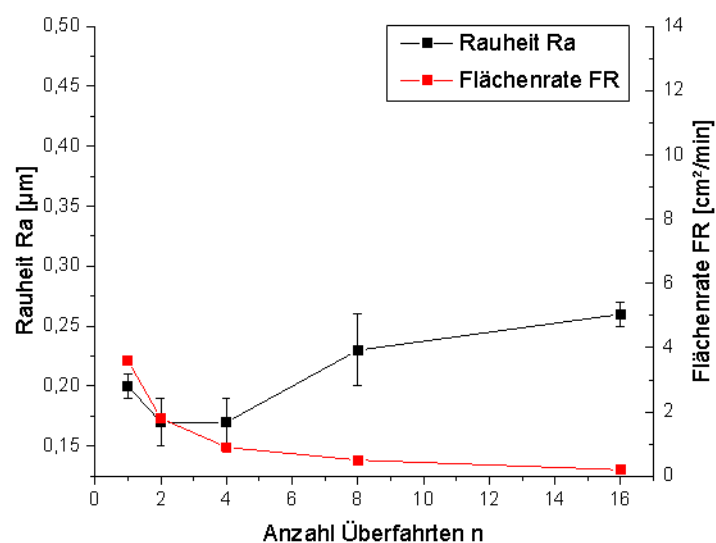


Bild 30: Abhängigkeit der Rauheit Ra von der Anzahl der Überfahrten, Werkstoff 1.2343, ($d_L=250 \mu\text{m}$, $v=100 \text{ mm/s}$, $dy=60 \mu\text{m}$, I angepasst, Auflistung der einzelnen Verfahrensparameter in Anhang, Tabelle 26)

Für den Werkstoff 1.2343 wird für kreisförmige Strahlgeometrien daher in der Regel mit 2 Überfahrten gearbeitet.

Mit einer Vergrößerung der Flächenrate durch Verkleinerung der Anzahl der Überfahrten würde eine Vergrößerung der Oberflächenrauheit einhergehen. Zudem ist die erzielbare Flächenrate durch $n=1$ begrenzt, so dass der Verfahrensparameter „Anzahl an Überfahrten“ keinen Spielraum zur Vergrößerung der Flächenrate bietet.

Scangeschwindigkeit v

Für den Werkstoff 1.2343 ist der Zusammenhang zwischen Rauheit Ra und Scangeschwindigkeit v in Bild 31, links dargestellt. Die Anzahl der Überfahrten mit $n=2$ sowie der Spurversatz mit $dy=60 \mu\text{m}$ wurden nach Tabelle 6 konstant gehalten. Die Intensität I wurde für jede Scangeschwindigkeit im Hinblick auf eine minimale Rauheit in einer Schrittweite von $5 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ experimentell angepasst.

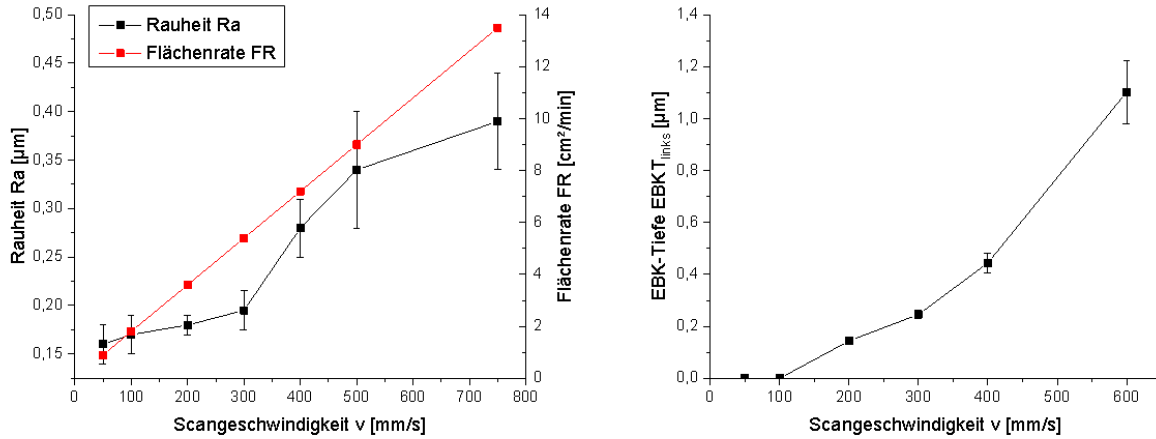


Bild 31: links: Abhängigkeit der Rauheit Ra von der Scangeschwindigkeit v, rechts: Abhängigkeit der Einbrandkerbtiefe EBK von der Scangeschwindigkeit v (Werkstoff: 1.2343, $d_i=250\ \mu\text{m}$, $n=2$, $d_y=60\ \mu\text{m}$, I angepasst, vgl. Anhang, Auflistung der einzelnen Verfahrensparameter in Anhang, Tabelle 27)

Die genutzten Verfahrensparameter sind in Tabelle 8 zusammengefasst.

Scangeschwindigkeit v	50, 100, 200, 300, 400, 500, 750 mm/s
Intensität I	$120 \cdot 10^3 - 370 \cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$
Spurversatz d_y	60 µm
Anzahl der Überfahrten n	2

Tabelle 8: Angepasste und konstante Verfahrensparameter der Versuchsreihe zum Einfluss der Scangeschwindigkeit v auf die Oberflächenrauheit Ra

Die Scangeschwindigkeit v ist insbesondere durch die entstehenden Schmelzbadgeometrien nach oben begrenzt: Für den Werkstoff 1.2343 treten ab Scangeschwindigkeiten $v > 100\ \text{mm/s}$ aufgrund zu flacher Schmelzbadwinkel **Einbrandkerben** am Rand der Umschmelzspur auf (Bild 31, rechts). Bei der flächigen Laserpolitur mit Überlapp der Einzelspuren bleibt eine Einbrandkerbe in ihrer Form und Größe bestehen, wodurch die Oberflächenrauheit vergrößert wird (vgl. Kapitel 2.1.2). Bis zu einer Scangeschwindigkeit $v=300\ \text{mm/s}$ ist die Ausprägung der Einbrandkerben jedoch so gering, dass diese zu keiner signifikanten Vergrößerung der Oberflächenrauheit ($\Delta Ra < 0,03\ \mu\text{m}$) führen, sondern in der durch weitere prozessinduzierte Oberflächenstrukturen hervorgerufenen Rauheit untergeht. Bei $v=400\ \text{mm/s}$ verdoppelt sich die Tiefe der Einbrandkerben, für $v=600\ \text{mm/s}$ ist die Einbrandkerbtiefe sogar um den Faktor 4,5 größer als für $v=300\ \text{mm/s}$. D.h. für Scangeschwindigkeiten $v > 300\ \text{mm/s}$ wird die Rauheit Ra primär durch die entstehenden Einbrandkerben geprägt.

Die Streckenenergie E_s

Formel 8

$$E_s = P_L/v = I \cdot A/v,^{19}$$

die zur Erzielung der kleinsten Rauheiten R_a bei den jeweiligen Scangeschwindigkeiten v führt, nimmt mit zunehmender Scangeschwindigkeit v ab (Bild 32).

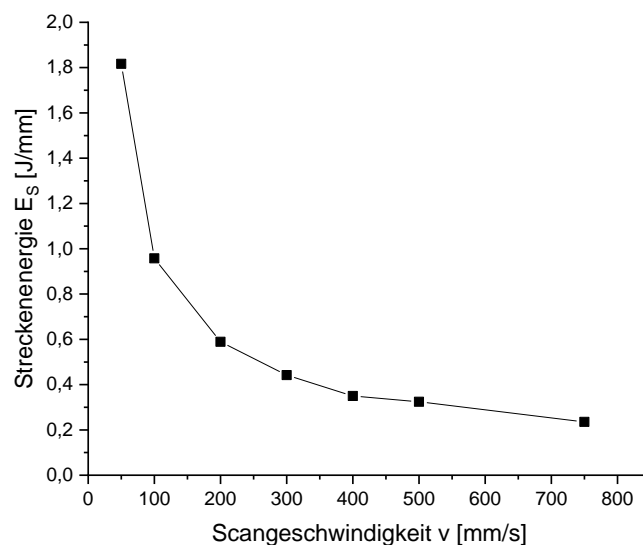


Bild 32: Streckenenergie E_s in Abhängigkeit von der Scangeschwindigkeit v (Werkstoff: 1.2343, $d_L=250 \mu\text{m}$, $n=2$, $dy=60 \mu\text{m}$, I angepasst)

Dies ist vermutlich auf den prozentual geringeren Energieverlust durch Wärmeleitung bei größeren Scangeschwindigkeiten zurückzuführen.

Des Weiteren kann die Rissbildungsneigung aufgrund größerer thermischer Gradienten bei zunehmender Scangeschwindigkeit, gerade bei Werkstoffen mit hohem Kohlenstoffgehalt zunehmen. Risse werden allerdings für den hier untersuchten Werkzeugstahl 1.2343 nicht festgestellt.

D.h. ohne signifikante Rauheitseinbußen kann die Scangeschwindigkeit v und somit auch die Flächenrate FR um einen Faktor 3 vergrößert werden.

Spurversatz dy

In Tabelle 9 sind die angepassten und konstant gehaltenen Verfahrensparameter für die Untersuchung zum Einfluss des Spurversatzes dy auf die

¹⁹ A entspricht der Größe des Strahls in der Fläche

Oberflächenrauheit Ra dargestellt. Die Intensität I wird mit einer Schrittweite von $5 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ an den Spurversatz dy angepasst.

Scangeschwindigkeit v	100 mm/s
Intensität I	$150 \cdot 10^3$ - $300 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$
Spurversatz dy	20-200 μm
Anzahl der Überfahrten n	2

Tabelle 9: Angepasste und konstante Verfahrensparameter der Versuchsreihe zum Einfluss des Spurversatzes dy auf die Oberflächenrauheit Ra

Der Spurversatz dy bestimmt die Größe des Überlapps benachbarter Spuren bei der mäanderförmigen Laserpolitur. Kleinste Rauheiten werden für den Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ für eine konstante Scangeschwindigkeit $v=100 \text{ mm/s}$ und 2 Überfahrten bei einem Spurversatz von $dy=40 \mu\text{m}$ erreicht (Bild 33, links). Der Spurversatz dy ist für die kreisförmige Strahlgeometrie durch die Spurform der Einzelspur (Bild 33, rechts) begrenzt. Kreisförmige Strahlgeometrien führen zu rundlich aufgewölbten Spuren, die Höhe und in gewissem Maße auch der Radius der Aufwölbung sind abhängig von den Verfahrensparametern (vgl. Kapitel 2.1.1). Je größer der Spurversatz dy ist, desto stärker bildet sich die Spurform bei der flächigen Laserpolitur im polierten Feld ab, so dass die Rauheit ansteigt.

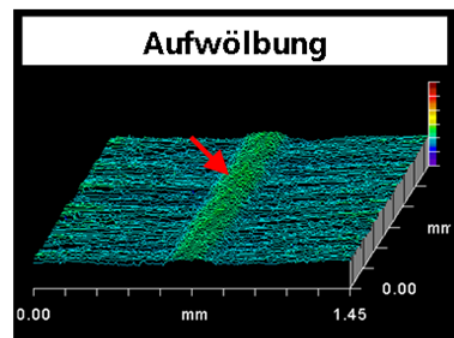
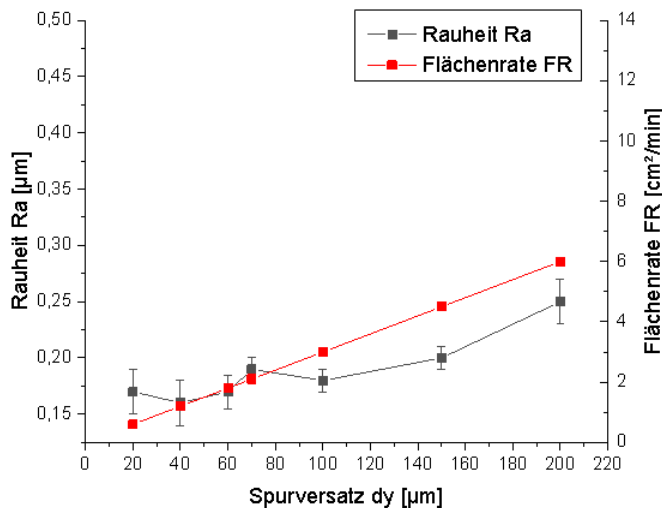


Bild 33: Abhängigkeit der Rauheit Ra vom Spurversatz dy (mittlere Rauheit aus drei Einzelfeldern), Werkstoff 1.2343 ($d_L=250 \mu\text{m}$, $n=2$, $v=100\text{mm/s}$, I angepasst, Auflistung der einzelnen Verfahrensparameter in Anhang, Tabelle 28), rechts: aufgewölbte Einzelspur, Werkstoff 1.2343 ($d_L=250 \mu\text{m}$, $v=100 \text{ mm/s}$, $P_L=110 \text{ W}$) [4]

Allerdings ist der Einfluss des Spurversatzes dy auf die Rauheit Ra geringer als der Einfluss der Scangeschwindigkeit v . Eine Verfünffachung der Scangeschwindigkeit führt z.B. zu einer Vergrößerung der Rauheit Ra um den Faktor 2, während eine Verfünffachung des Spurversatzes und somit eine Vergrößerung der Flächenrate um den Faktor 5 nur zu einer 1,5-fachen Vergrößerung der Rauheit führt.

Zusammenfassende Betrachtung aller flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter für $d_L=250 \mu\text{m}$

In Bild 34 ist zusammenfassend die bei der jeweiligen Flächenrate FR kleinste erzielbare Rauheit für den Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ unter Variation der Scangeschwindigkeit v , des Spurversatzes dy sowie der Anzahl der Überfahrten mit jeweils angepasster Intensität I dargestellt.

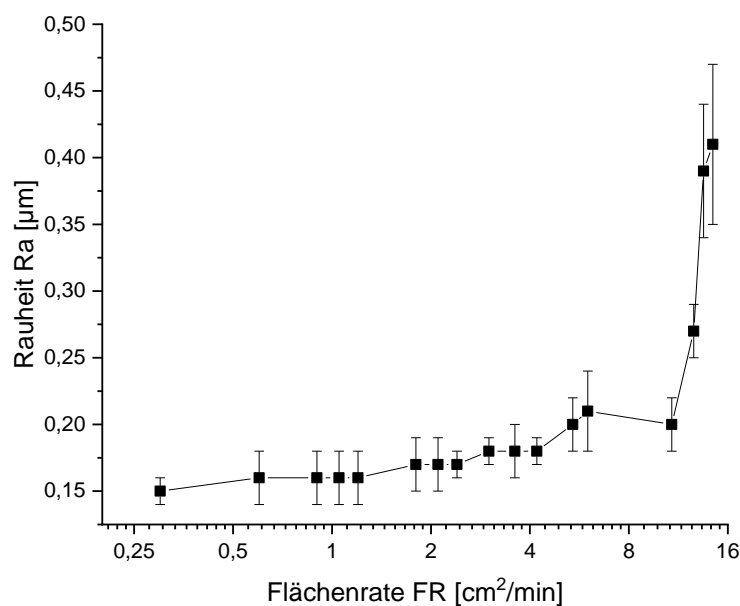


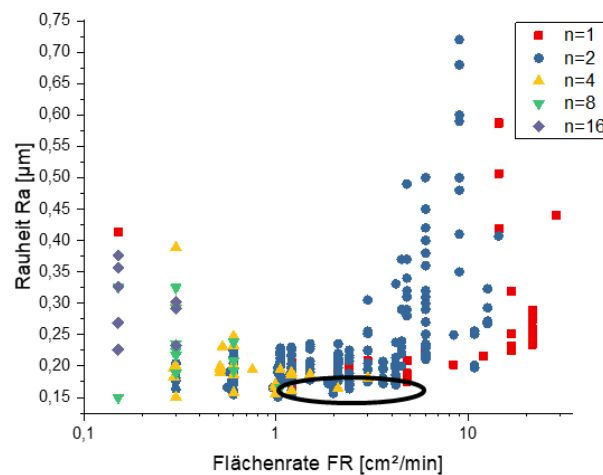
Bild 34: Zusammenhang zwischen Rauheit Ra und Flächenrate FR für den Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ (Auftragung der Flächenrate logarithmisch, Auflistung der einzelnen Verfahrensparameter in Anhang, Tabelle 29)

Eine Vergrößerung der Flächenrate um den Faktor 14 von $FR=0,3 \text{ cm}^2/\text{min}$ auf $FR=4,2 \text{ cm}^2/\text{min}$ führt zu einer stetigen, jedoch sehr kleinen Vergrößerung der Rauheit Ra um 17%. Für Flächenraten $FR>4,2 \text{ cm}^2/\text{min}$ ist die Rauheit Ra signifikant vergrößert.

Somit ist für kreisförmige Strahlgeometrien mit einem Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ eine Vergrößerung der Flächenrate auf $FR=4 \text{ cm}^2/\text{min}$ ohne eine signifikante Vergrößerung der Oberflächenrauheit durch Anpassung der flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter realisierbar.

D.h. verglichen mit dem Stand der Technik [9][4] ist eine Steigerung der Flächenrate FR um einen Faktor 6 möglich, wenn bei der Wahl der Verfahrensparameter neben der erzielbaren Oberflächenrauheit Ra auch auf die flächenratenbestimmenden Parameter geachtet wird.

Es stellt sich die Frage, ob eine allgemein gültige Aussage bzgl. der Sensitivität der flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter auf die Rauheit getroffen werden kann. D.h. welche Verfahrensparameter müssen verändert werden, wenn Zielwerte für Flächenrate und Rauheit Ra definiert sind. Dazu werden die Rauheiten für alle Kombinationen an Verfahrensparametern unter Variation der Scangeschwindigkeit v , des Spurversatzes dy , der Anzahl der Überfahrten sowie der Intensität I dargestellt (mehrere Datenpunkte bei gleichem Verfahrensparameter und Flächenrate), wobei jeweils ein konstanter flächenratenbestimmender Verfahrensparameter farblich markiert ist (Bild 35).



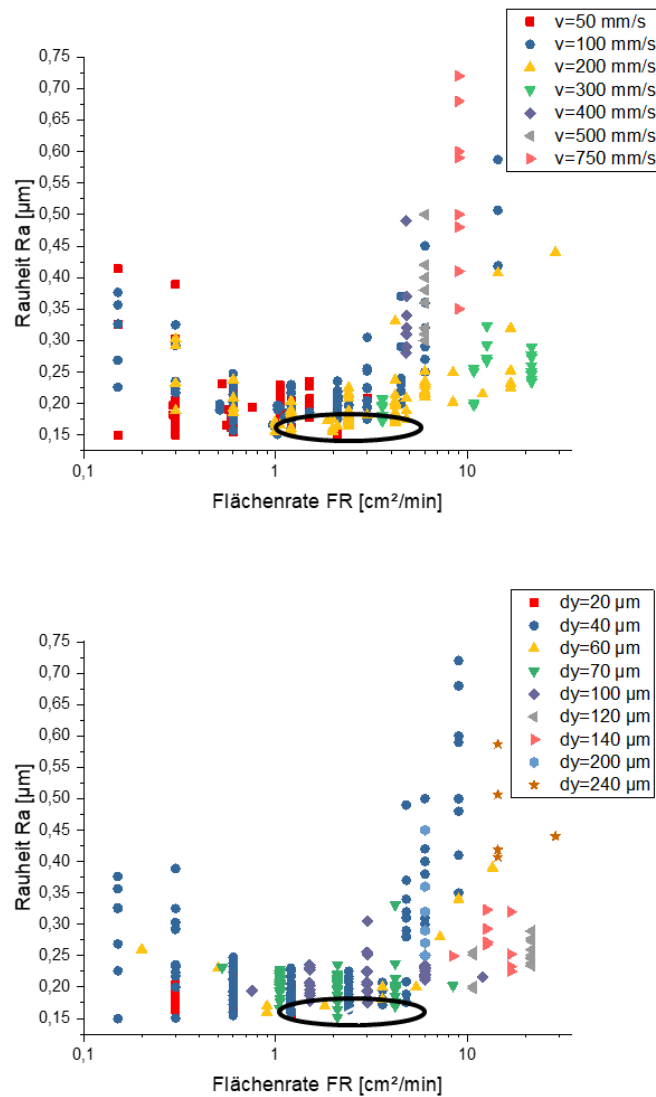


Bild 35: Zusammenhang zwischen Rauheit und Flächenrate für den Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ (Auftragung der Flächenrate logarithmisch)

Für möglichst große Flächenraten FR ohne signifikante Rauheitseinbußen sollte zur Laserpolitur des 1.2343 eine Scangeschwindigkeit v zwischen 100 und 300 mm/s, ein Spurversatz dy zwischen 40 und 100 μm sowie 2 Überfahrten verwendet werden (siehe schwarze Markierung in Bild 35).

Als guter Kompromiss zwischen möglichst kleiner Rauheit ($R_a=0,16 \mu\text{m}$) bei möglichst großer Flächenrate ($FR=1,2 \text{ cm}^2/\text{min}$) wird im Weiteren der in Tabelle 10 dargestellte Verfahrensparameter, im Folgenden Standardparameter genannt, genutzt.

Scangeschwindigkeit v [mm/s]	100
Spurversatz d_y [μm]	40
Anzahl Überfahrten n []	2
Intensität I [W/cm^2]	$205 \cdot 10^3$

Tabelle 10: Standardparameter für die Laserpolitur des Warmarbeitsstahls 1.2343 mit kreisförmiger Strahlgeometrie

5.4 Strahldurchmesser $d_L > 250 \mu\text{m}$

Basierend auf dem Standardparameter für den Strahldurchmesser $d_L = 250 \mu\text{m}$ (Tabelle 10), werden die Spurversätze für die zwei weiteren Strahldurchmesser zunächst so angepasst, dass die Anzahl der Umschmelzungen eines Punktes auf der Bauteiloberfläche konstant bleibt (vgl. Kapitel 2.1) (Tabelle 11).

Strahldurchmesser d_L [μm]	Spurversatz d_y [μm]
750	120
1500	240

Tabelle 11: Startwerte für die Spurversätze bei den verschiedenen Strahldurchmessern

Zusätzlich wird dabei die Intensität I an den Strahldurchmesser d_L und den Spurversatz d_y im Hinblick auf eine minimale Rauheit R_a angepasst. Die Scangeschwindigkeit v und die Anzahl der Überfahrten bleibt entsprechend dem Standardparameter konstant. Die Rauheiten der laserpolierten Felder werden taktil vermessen. In Bild 36 ist die Rauheit der laserpolierten Felder in Abhängigkeit der Intensität I für die drei verschiedenen Strahldurchmesser d_L dargestellt.

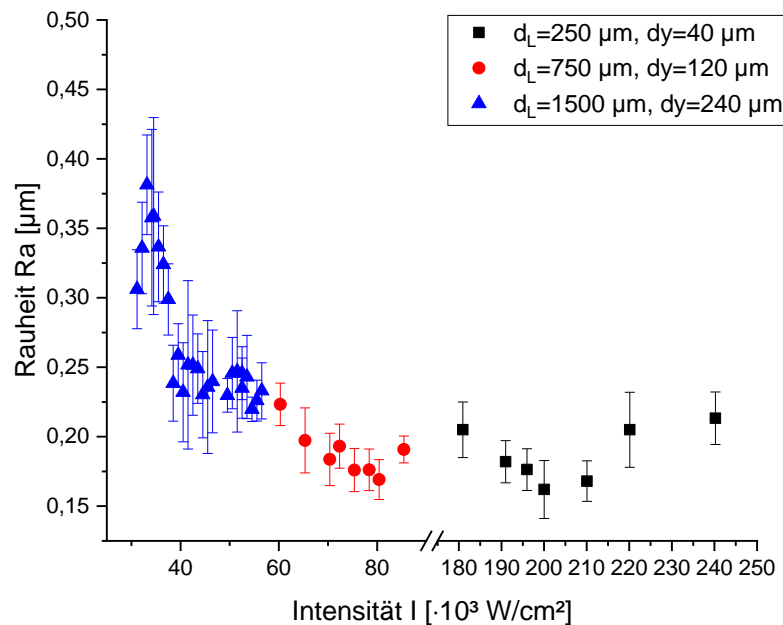


Bild 36: Rauheit Ra in Abhängigkeit der Intensität I für drei unterschiedliche Strahldurchmesser d_L ($v=100$ mm/s, $n=2$)

Die minimalen Rauheiten für die Strahldurchmesser $d_L = 250 \mu\text{m}$ und $d_L = 750 \mu\text{m}$ sind mit $Ra_{250\mu\text{m}}=0,16 \mu\text{m}$ bzw. $Ra_{750}=0,17 \mu\text{m}$ nahezu identisch, obwohl die Flächenrate bei $d_L = 750 \mu\text{m}$ mit $FR=3,6 \text{ cm}^2/\text{min}$ um den Faktor 3 größer ist als bei $d_L=250 \mu\text{m}$. Die mit einem Strahldurchmesser von $d_L=1500 \mu\text{m}$ erzielte Rauheit $Ra_{1500\mu\text{m}}=0,23 \mu\text{m}$ ($FR=7,2 \text{ cm}^2/\text{min}$) hingegen ist signifikant größer als die unter Verwendung der beiden Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ und $750 \mu\text{m}$ erzielte Rauheit. Aufgrund des dargestellten Rauheitsverlaufs ist für den Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ allerdings nicht sichergestellt, dass das Rauheitsminimum erreicht wird, obwohl nach Formel 4 die Intensität I proportional zum Strahldurchmesser d_L angepasst werden sollte, so dass die in das Werkstück eingebrachte Energie pro Fläche konstant bleibt. Das Rauheitsminimum für $d_L=250 \mu\text{m}$ liegt bei einer Intensität $I=200 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{cm}^2$. Somit müsste nach Formel 4 die Intensität I beim Rauheitsminimum für $d_L=750 \mu\text{m}$ bei $I= 67 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{cm}^2$ und für den Strahldurchmesser von $d_L=1500 \mu\text{m}$ bei $I=33 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{cm}^2$ liegen. Im Rahmen des Fehlers gilt dieser Zusammenhang auch für den Strahldurchmesser $d_L=750 \mu\text{m}$, allerdings deutet sich auch für $d_L=750 \mu\text{m}$ eine Verschiebung des Rauheitsminimums zu einer größeren Intensität I an. Für $d_L=1500 \mu\text{m}$ ist kein Minimum ersichtlich, vermutlich ist die benötigte Intensität I größer als die für den Strahldurchmesser zur Verfügung stehende maximale Intensität $I=56,5 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{cm}^2$.

Im nächsten Schritt werden insbesondere für den Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ weitere Spurversätze dy bei weiterhin konstanter Scangeschwindigkeit v und Anzahl der Überfahrten n untersucht (Bild 37).

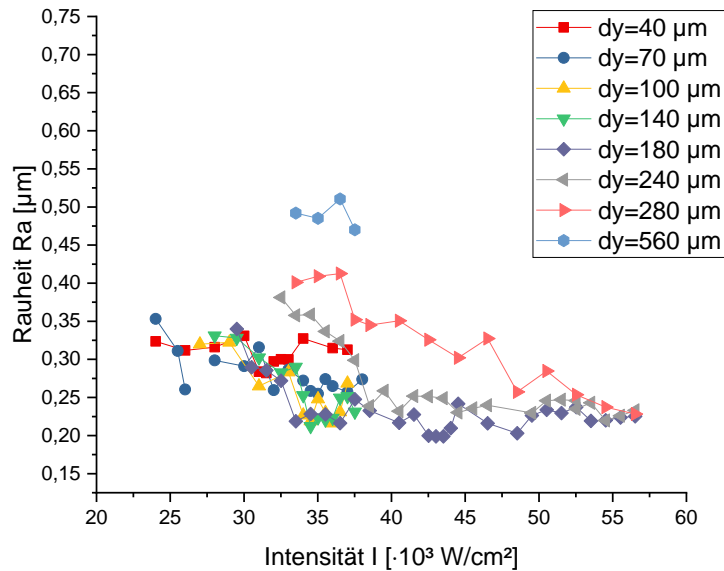


Bild 37: Rauheit Ra in Abhängigkeit der Intensität I für den Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ und unterschiedliche Spurversätze dy ($v=100 \text{ mm/s}$, $n=2$)

Die Fehlerbalken wurden hier der Übersicht halber nicht mit eingezeichnet. Vermutlich werden die kleinsten Rauheiten Ra für die Spurversätze $dy > 240 \mu\text{m}$ aufgrund der Intensitätsbeschränkung auf $I=56,5 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ bei dieser Versuchsreihe nicht erfasst. Die kleinsten Rauheiten mit $Ra=0,199 \pm 0,018 \mu\text{m}$ werden für den Spurversatz $dy=180 \mu\text{m}$ bei einer Intensität von $I=43 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ erzielt. Aber auch Spurversätze von $dy=100 \mu\text{m}$ und $dy=140 \mu\text{m}$ führen zu ähnlich kleinen Rauheiten. Für kleinere Spurversätze $dy < 100 \mu\text{m}$ ist die erzielbare Rauheit signifikant vergrößert. Vermutlich werden hier die einzelnen Punkte der Oberfläche zu häufig umgeschmolzen, so dass die Welligkeit der Oberfläche zunimmt.

Verglichen mit den erzielbaren Rauheiten bei kleineren Strahldurchmessern $d_L=250$ bzw. $750 \mu\text{m}$ ist die Rauheit für den Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ jedoch für alle untersuchten Verfahrensparameter vergrößert. Dies ist vermutlich auf das einhergehende signifikant größere Schmelzbadvolumen sowie die an den Strahldurchmesser angepasste größere Laserleistung zurückzuführen. Die Schmelzbadoberfläche ist für größeres Schmelzbadvolumen schwächer aufgewölbt, d.h. es liegen kleinere Krümmungsradien der Schmelzbadoberfläche und somit kleinere Kapillarkräfte vor. Ein größeres Schmelzbadvolumen kann daher durch kleinere Störungen, z.B. aufgrund von Inhomogenitäten in Schwingung gebracht werden, was in einer größeren Rauheit der erstarrten Fläche resultiert. Auch Kiedrowski beobachtete eine Vergrößerung der Rauheit mit größerem Strahldurchmesser. Er führt die Vergrößerung der Rauheit auf eine Zunahme der Ausprägung aller prozessinduzierten Oberflächenstrukturen mit größerem Strahldurchmesser zurück [4].

5.5 Kombination aus unterschiedlichen Strahldurchmessern

Ähnlich dem Hülle-Kern-Prinzip beim Laser Powder Bed Fusion (vgl. Kap. 2.2.5) wird zur Flächenratensteigerung beim Laserpolieren auch eine kombinierte Bearbeitung mit kreisförmigen Strahlgeometrien unterschiedlicher Strahldurchmesser untersucht. Dabei wird die erste Überfahrt mit einem großen Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ sowie möglichst großer Scangeschwindigkeit v und großem Spurversatz dy durchgeführt, d.h. mit möglichst großer Flächenrate. In dieser ersten Überfahrt (Vorphitur) soll die Ausgangsrauheit vollständig beseitigt werden sowie die Randschicht homogenisiert werden. Die langwellige Rauheit, die sich nach [4] aus Resten der Ausgangsrauheit sowie prozessinduzierten Schuppenstrukturen zusammensetzt, muss dabei möglichst gering sein, da diese bei der zweiten Überfahrt mit dem kleineren Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$ nicht mehr beseitigt werden kann. Für die anschließende Polierüberfahrt wird der Strahldurchmesser auf $d_L=250 \mu\text{m}$ sowie der Spurversatz auf $dy=40 \mu\text{m}$ entsprechend den Ergebnissen in Kapitel 5.3 verkleinert.

Zunächst wird die erste Überfahrt für den großen Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ angepasst, so dass die Ausgangsrauheit vollständig beseitigt wird und eine möglichst geringe langwellige Rauheit resultiert. Dabei werden die folgenden Verfahrensparameter variiert.

Scangeschwindigkeit v [mm/s]	100, 250
Spurversatz dy [μm]	130-340 in $30 \mu\text{m}$ Schritten
Intensität I [W/cm^2]	$47,5 \cdot 10^3$ - $56,5 \cdot 10^3$ in $3 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{cm}^2$ Schritten

Tabelle 12: Variierte Verfahrensparameter für die erste Überfahrt mit dem Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$

Ein größerer Spurversatz dy ist im Hinblick auf die Polierüberfahrt nicht sinnvoll, da sich die Rauheit nach der Vorphitur neben dem langwelligen Anteil vorwiegend aus Resten der Aufwölbungen im Abstand des Spurversatzes zusammensetzt. Der Strahldurchmesser der Polierüberfahrt muss zur Glättung dieser prozessinduzierten Riefen mindestens dem halben Riefenabstand entsprechen (vgl. Formel 3). Die Oberflächen werden mit dem Weißlichtinterferometer hinsichtlich der spektralen Rauheit ausgewertet.

Als Verfahrensparameter für die erste Überfahrt wird der in Tabelle 13 dargestellte Verfahrensparameter ausgewählt, da dieser neben der kleinsten langwelligen Rauheit auch zur kleinsten Rauheit über den gesamten Spektralbereich führt.

Scangeschwindigkeit v [mm/s]	100
Spurversatz dy [μm]	280
Intensität I [W/cm^2]	$56,5 \cdot 10^3$

Tabelle 13: Ausgewählte Verfahrensparameter für die erste Überfahrt mit dem Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$

Die Flächenrate der 1. Überfahrt liegt somit bei $FR=16,8 \text{ cm}^2/\text{min}$. Generell nimmt die Ausprägung aller prozessinduzierten Oberflächenstrukturen mit größerem Strahldurchmesser zu [4]. Nach der ersten Überfahrt mit $d_L=1500 \mu\text{m}$ ist die Rauheit für Ortswellenlängen von $\lambda < 320 \mu\text{m}$ geglättet, für $\lambda > 320 \mu\text{m}$ ist jedoch die Rauheit der laserpolierten Oberfläche im Vergleich zur geschliffenen Ausgangsoberfläche durch prozessinduzierte Oberflächenstrukturen vergrößert.

Die anschließende Polierüberfahrt wird auf Basis der 2. Überfahrt des Standardparameters (Tabelle 10) gewählt. Die Intensität I wird dabei an die Ausgangsoberfläche angepasst. Durch den von $dy=250 \mu\text{m}$ auf $40 \mu\text{m}$ reduzierten Spurversatz in der Polierüberfahrt wird insbesondere der Rauheitsanteil weiter geglättet, der aus den Aufwölbungen der 1. Überfahrt resultiert, d.h. der Wellenlängenbereich um $\lambda=250 \mu\text{m}$. Die langwellige Rauheit sowie die Mikrorauheit bleiben nahezu unverändert. In Summe liegt die Flächenrate für Vorpolutur und Politur bei $FR=2,1 \text{ cm}^2/\text{min}$.

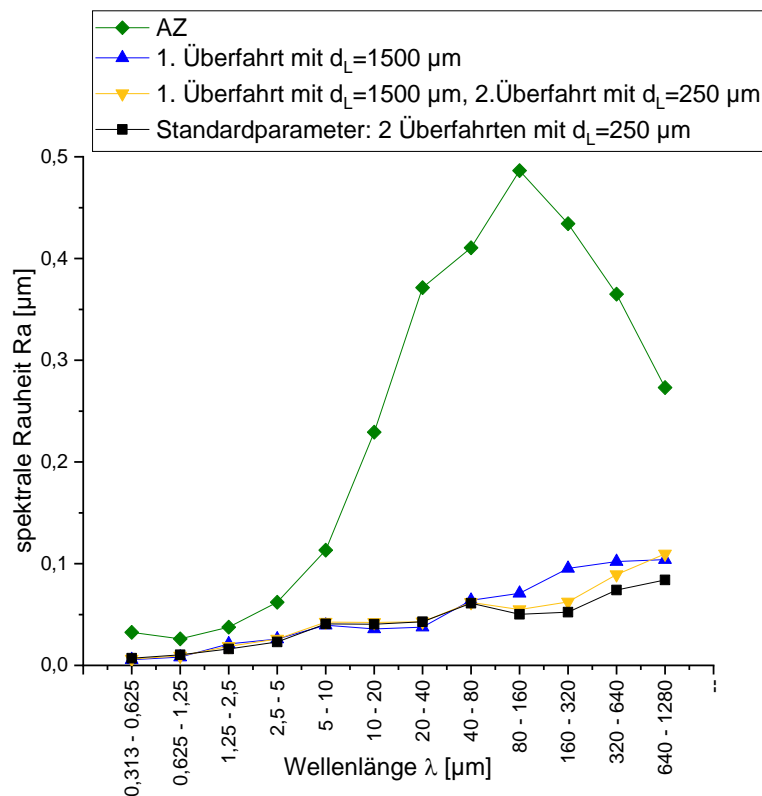


Bild 38: Spektrale Rauheit der mit dem Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ unter Variation der in Tabelle 12 dargestellten Verfahrensparameter polierten Felder

Im Vergleich zum Standardparameter (Tabelle 10) ist die Flächenrate somit um 75% vergrößert. Ein Vergleich der normgerecht taktil bestimmten Rauheiten zeigt jedoch eine einhergehende Vergrößerung der Rauheit um fast 40% von $R_a=0,16 \mu\text{m}$ auf $R_a=0,22 \mu\text{m}$. Diese Vergrößerung der Rauheit ist auch im Rauheitsspektrum ersichtlich. Insbesondere im Wellenlängenbereich $\lambda \geq 250 \mu\text{m}$ sind mit dem Standardparameter kleinere Rauheiten R_a erzielbar, als mit der hier untersuchten Kombination aus Vorpolitur und Politurüberfahrt. D.h. die in der Vorpolitur durch den größeren Strahldurchmesser d_L induzierten Oberflächenstrukturen sind mit der Polierüberfahrt nicht mehr komplett zu beseitigen.

5.6 Fazit 1-Strahl-Technik, kreisförmige Strahlgeometrie

Die bisherigen Erkenntnisse, nach denen der Spurversatz dy bei Vergrößerung des Strahldurchmessers proportional zum Strahldurchmesser angepasst werden muss, scheinen nicht zuzutreffen. Jedoch muss generell der Spurversatz dy für größere Strahldurchmesser auch größer gewählt werden, wodurch sich die „optimale“ Flächenrate bei möglichst geringer Rauheit für den

Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$ im Vergleich zu $d_L=250 \mu\text{m}$ verschiebt (Bild 39). Die mit $d_L=1500 \mu\text{m}$ erzielte kleinste Rauheit ist mit $Ra_{1500}=0,20 \mu\text{m}$ um ca. 25 % größer als die mit dem kleinen Strahldurchmesser erzielbare kleinste Rauheit von $Ra_{250}=0,15 \mu\text{m}$. Bei einer vergrößerten Flächenrate $FR=4-5 \text{ cm}^2/\text{min}$ liegen die erzielbaren Rauheiten für beide Strahldurchmesser jedoch im gleichen Bereich mit $Ra=0,19-0,2 \mu\text{m}$. Im Hinblick auf eine einfachere Handhabung bei der 3D-Laserpolitur sollte bei gleichen erzielbaren Rauheiten und Flächenraten jedoch der kleinere Strahldurchmesser genutzt werden.

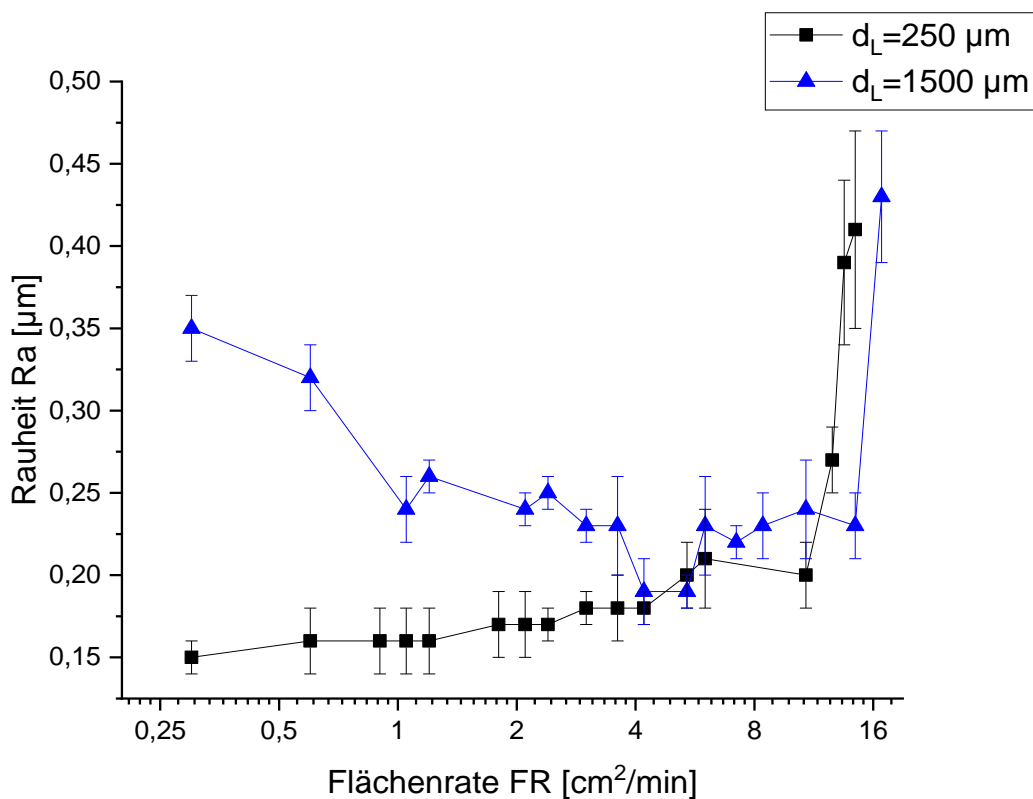


Bild 39: Zusammenhang zwischen Rauheit Ra und Flächenrate FR für den Werkstoff 1.2343 (Auftragung der Flächenrate logarithmisch, Auflistung der einzelnen Verfahrensparameter in Anhang, Tabelle 29 und Tabelle 30)

Zusammenfassend ist eine Vergrößerung der Flächenrate bei gleichbleibender Oberflächenqualität durch Vergrößerung der kreisförmigen Strahlgeometrie auf $d_L=1500 \mu\text{m}$ nicht möglich.

Auch eine kombinierte Bearbeitung mit verschiedenen großen Strahldurchmessern führt zu einer vergrößerten Oberflächenrauheit. Vermutlich führt der vergrößerte Energieeintrag in Vorschubrichtung zu zunehmenden Fluktuationen im Schmelzbad sowie zu einer stärkeren Ausprägung prozessinduzierter

Oberflächenstrukturen und somit zu einer Vergrößerung der erzielbaren Rauheit R_a der laserpolierten Oberfläche. Für $d_L=750 \mu\text{m}$ tritt dieser Effekt noch nicht auf.

Durch geeignete Wahl der flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter ist mit einer kreisförmigen Strahlgeometrie $d_L=250 \mu\text{m}$ eine bis zu sechsfache Steigerung der Flächenrate auf $FR=4,2 \text{ cm}^2/\text{min}$ ohne signifikante Rauheitseinbußen verglichen mit dem Stand der Technik bei Rauheiten $R_{a_{1\text{-Strahl,kreisförmig}}}=0,18 \mu\text{m}$ möglich.

6 Mehrstrahl-Technik – kreisförmige Strahlgeometrie

Im Vergleich zum konventionellen Lasermakropolieren, bei dem das Aufschmelzen der Probenoberfläche mit einem einzelnen Laserspot erfolgt (vgl. Kapitel 2.1), basiert dieser neue Ansatz der Prozessführung zur Steigerung der Flächenrate darauf, 2 Laserspots parallel zu verwenden und somit die Anzahl der Überfahrten zu halbieren. Die Halbierung der Anzahl der Überfahrten resultiert in einer Verdopplung der Flächenrate FR (vgl. Formel 2). Die beiden Spots werden in einem Abstand d_s zueinander angeordnet (Bild 40). Beide Spots werden mäanderförmig verfahren. Der Abstand d_s wird dabei so gewählt, dass die einzelnen Spuren der beiden Laserspots jeweils um einen halben Spurversatz zueinander versetzt sind. Somit überlappen die Spuren, werden aber nicht exakt aufeinander platziert.

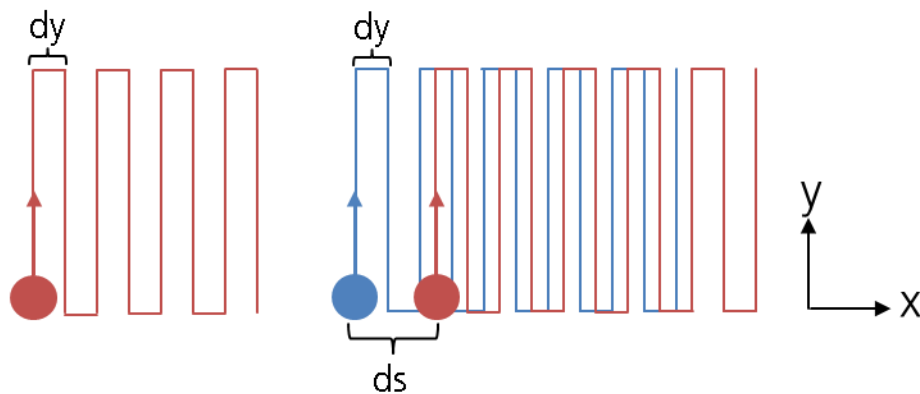


Bild 40: Schematische Darstellung der Scanstrategie bei der 1-Strahl-Technik (links) und der 2-Strahl-Technik (rechts)

Die Bearbeitungsrichtung wird zwischen den Überfahrten um 90° gedreht. Als ergänzende Scanstrategie zu dieser Standardprozessführung wird bei der 1-Strahl-Technik eine Drehung der Bearbeitungsrichtung jeweils erst nach 2 Überfahrten untersucht, da diese Scanstrategie der Strategie der 2-Strahl-Technik gleichkommt.

6.1 Experimenteller Aufbau

Die verwendete Laserstrahlquelle ist ein TruDisk 1000 der Firma Trumpf, ein Yb:YAG Scheibenlaser, mit einer Wellenlänge von 1030 nm und einer maximalen Ausgangsleistung von 1000 W. Durch ein $\lambda/4$ Plättchen wird die Laserstrahlung elliptisch polarisiert und anschließend mit einem Polarisationssteiler in zwei senkrecht zueinander polarisierte Teilstrahlen aufgespalten. Durch Positionierung

des Polarisationssteilers im Brewsterwinkel zur Laserstrahlung wird ausschließlich parallel-polarisierte (P-polarisierte) Strahlung transmittiert (Teilstrahl 1), senkrecht-polarisierte (S-polarisierte) Strahlung wird reflektiert (Teilstrahl 2). Mit Hilfe eines zweiten Polarisationssteilers im Brewsterwinkel wird die S-polarisierte Strahlung ein zweites Mal reflektiert und in einen separaten Strahlengang geführt. In beiden Teilstrahlen lassen sich unabhängig voneinander Laserleistung und Laserstrahldurchmesser einstellen. Der Laserstrahldurchmesser ist durch motorisierte Zoomteleskope variierbar, die bei einer konstanten Fokusslage den Abbildungsmaßstab um einen Faktor von 0,25x bis 2x verändern können. Die separate Leistungsregelung beider Teilstrahlen erfolgt jeweils mittels eines $\lambda/2$ -Plättchens und einem Polarisationssteiler, der in diesem Fall als Polarisationskoppler fungiert. Durch Rotation des $\lambda/2$ -Plättchens kann die Polarisationsrichtung in den beiden Teilstrahlen stufenlos von 0° - 90° gedreht werden. Der Polarisationskoppler ist jeweils im Brewsterwinkel relativ zu den beiden Teilstrahlen positioniert, so dass der senkrechte Polarisationsanteil der Teilstrahlen jeweils reflektiert und der Parallele transmittiert wird. Somit wird der senkrechte Polarisationsanteil von Teilstrahl 1 und der Parallele von Teilstrahl 2 in eine Strahlfalle umgelenkt, während die jeweils orthogonalen Komponenten einander überlagert werden. Mittels eines motorisierten Kippspiegels kann die parallel polarisierte Laserstrahlung relativ zur senkrecht polarisierten lateral verschoben werden. Anschließend werden die beiden Laserstrahlen durch einen 3D-Laserscanner²⁰ abgelenkt und durch ein f- θ -Objektiv auf die Werkstückoberfläche fokussiert.

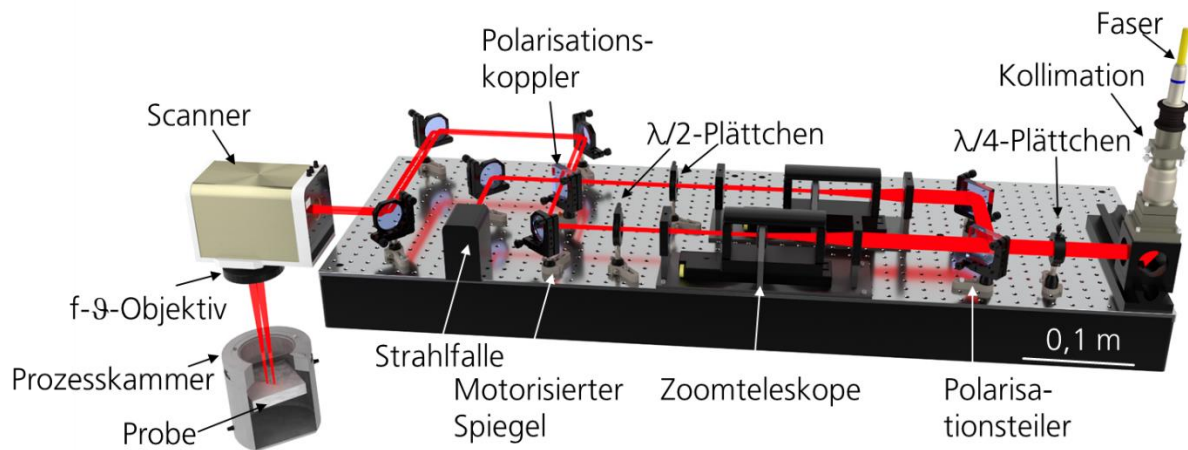


Bild 41: Versuchsaufbau zur 2-Strahl-Technik

Die Intensitätsverteilungen beider Teilstrahlen in der Fokusebene sind Bild 42 zu entnehmen.

²⁰ „Hurriscan30“ und „varioSCAN“ der Scanlab AG

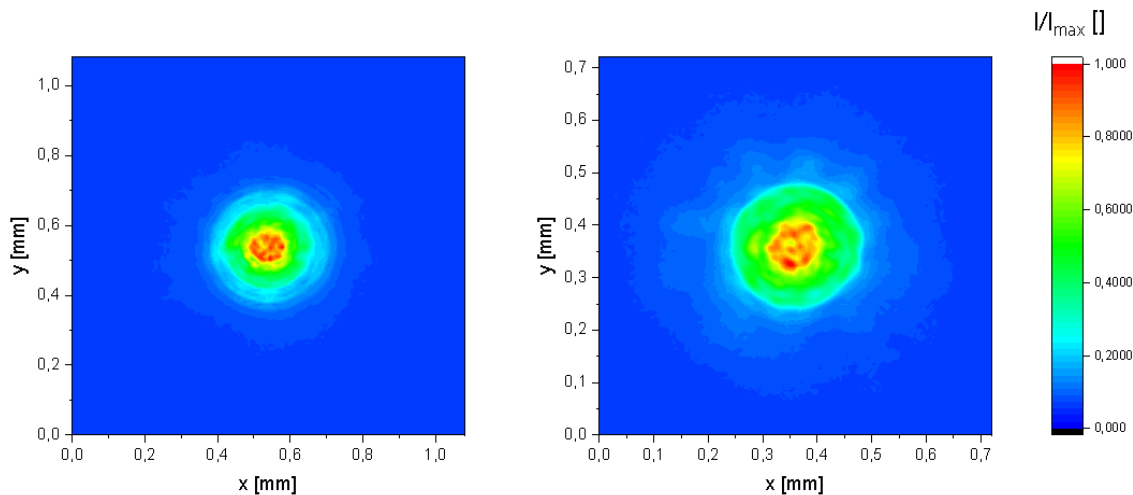


Bild 42: Intensitätsverteilung beider Teilstrahlen im kreisförmigen Fokus, links: p-polarisierter Teilstrahl, rechts: s-polarisierter Teilstrahl

Da in diesem Kapitel alle Versuche unter senkrechtem Einstrahlwinkel auf die Probenoberfläche durchgeführt werden, ist die Absorption für die p- und s-polarisierten Teilstrahlen auf der Probenoberfläche gleich. Nur bei nicht-senkrechtem Einstrahlwinkel ist der Anteil der absorbierten Laserleistung abhängig von der Polarisation.

6.2 Versuchsdurchführung

Alle Versuche werden am Warmarbeitsstahl 1.2343²¹ auf gedrehten Oberflächen mit einem Drehriefenabstand von 200 μm und einer Oberflächenrauheit von $R_a=1,7-1,9 \mu\text{m}$ durchgeführt (vgl. Bild 13). Im ersten Schritt werden als Referenz 15x15 mm^2 - Felder mit einem Laserspot (p-polarisierter Teilstrahl) unter Variation der Intensität I poliert und taktil hinsichtlich der Rauheit ausgewertet (vgl. Kapitel 4.3.2). Diese Referenzfelder sind notwendig, da die Laserpoliererergebnisse vom genutzten Versuchsaufbau und der damit einhergehenden Strahlgeometrie und Intensitätsverteilung sowie des verwendeten Probenmaterials abhängen. Dabei wird sowohl die gängige mäanderförmige Scanstrategie genutzt, bei der die Scanrichtung nach jeder Überfahrt um 90° gedreht wird als auch die der 2-Strahl-Technik entsprechende Scanstrategie, bei der die Scanrichtung erst nach 2 Überfahrten um 90° gedreht wird. Anschließend werden 15x15 mm^2 große Felder mit 2 Laserspots parallel poliert, wobei neben der Intensität I auch der Abstand d_s zwischen den beiden Laserspots variiert wird. Die Intensität I wird stets im Hinblick auf eine möglichst geringe Oberflächenrauheit R_a angepasst.

²¹ 1.2343 Thermodur 2343 EFS Superclean (Deutsche Edelstahlwerke), Bundnr.: SI5501784

Bei allen Versuchen in diesem Kapitel werden die folgenden Verfahrensparameter in Anlehnung an den Standardparameter (Tabelle 10) konstant gehalten:

- Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$,
- Scangeschwindigkeit $v=100 \text{ mm/s}$,
- Spurversatz $dy=40 \mu\text{m}$,
- Restsauerstoffanteil: 1000 ppm,
- Schutzgas: Argon,
- Anzahl der Überfahrten n :
 - $n=4$ bei 1-Strahltechnik
 - $n=2$ bei 2-Strahltechnik.

Bei der 2-Strahl-Technik wird der Einfluss von drei unterschiedlichen Spotabständen ds auf die Oberflächenrauheit der polierten Fläche untersucht: $ds=420^{22} \mu\text{m}$, $820 \mu\text{m}$ und $1620 \mu\text{m}$. $ds=1620 \mu\text{m}$ ist dabei der anlagentechnisch begrenzte maximale Spotabstand. Für eine einfache Handhabung insbesondere bei der 3D-Laserpolitur wird jedoch ein möglichst geringer Spotabstand angestrebt. Die beiden Spots werden zusätzlich um einen halben Spurabstand $dy/2=20 \mu\text{m}$ zueinander verschoben (siehe Bild 40). Zu den Spotabständen wird jeweils die Intensität im Hinblick auf eine möglichst kleine Rauheit R_a variiert, dabei entspricht zunächst die Intensität im ersten Laserspot $I_{L,1}$ der im zweiten Laserspot $I_{L,2}$. Der zweite Laserstrahl trifft jedoch auf durch den ersten Laserstrahl vorgewärmtes Material. Daraus könnten unterschiedliche Schmelzbadtemperaturen der beiden Teilstrahlen resultieren, was sich in der Oberflächenrauheit zeigen könnte. Daher wird als zusätzliche Verfahrensvariante eine Reduzierung der Intensität im zweiten Laserstrahl $I_{L,2}$ verglichen mit der Intensität im ersten Laserstrahl $I_{L,1}$ untersucht. Für die Statistik werden alle Versuche zweimal an jeweils unterschiedlichen Tagen durchgeführt.

6.3 Ergebnisse

Wie schon in [9] gezeigt, hängt die erzielbare Oberflächenrauheit nach der Laserpolitur von der gewählten Scanstrategie ab. Eine Drehung der Scanrichtung nach jeder Überfahrt führt zu kleineren Oberflächenrauheiten als wenn die

²² Kleinere Spotabstände ds nicht möglich, da sich für $ds=420 \mu\text{m}$ die Schmelzbäder der einzelnen Laserspots vereinen (vgl. Bild 44)

Scanrichtung erst nach 2 Überfahrten gedreht wird, was in Bild 43 für die 1-Strahl-Technik dargestellt ist.

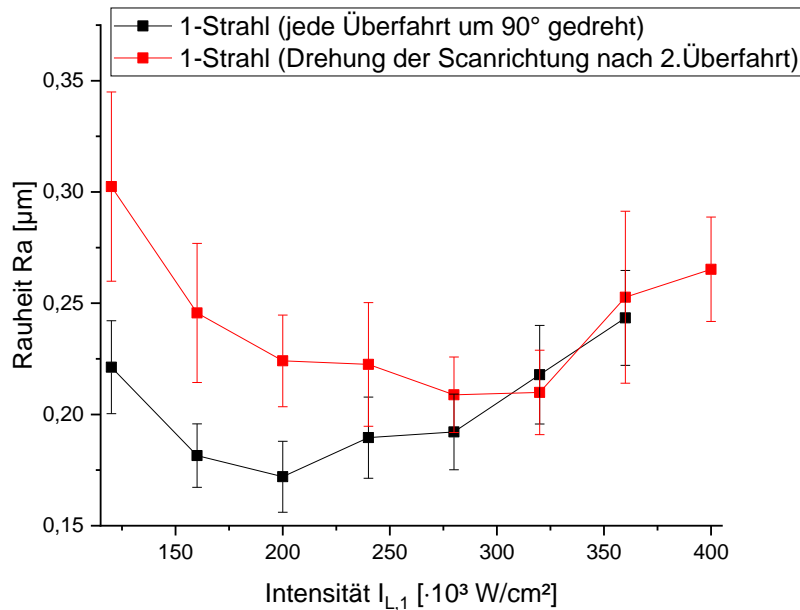


Bild 43: Vergleich der Scanstrategien bei der 1-Strahl-Technik ($d_L=250 \mu\text{m}$, $v=100 \text{ mm/s}$, $d_y=40 \mu\text{m}$, $n=4$)

Bei der 2-Strahl-Technik werden prinzipbedingt die ersten beiden Überfahrten in eine Richtung durchgeführt, da die zwei Strahlen parallel angeordnet und gleichzeitig verfahren werden. Daher werden im weiteren als Referenzwerte für die 2-Strahl-Technik die Rauheitswerte betrachtet, bei denen bei der 1-Strahl-Technik die Scanrichtung erst nach der 2. Überfahrt um 90° gedreht wurde, d.h. Überfahrt 1 und 2 sowie 3 und 4 werden in die gleiche Richtung durchgeführt. Demnach sind bei der 2-Strahl-Technik prinzipbedingt größere Rauheiten zu erwarten als bei der 1-Strahl-Technik, bei der die Scanrichtung standardmäßig nach jeder Überfahrt um 90° gedreht wird.

In Bild 44, links sind die mit der 2-Strahl-Technik bei unterschiedlichen Spotabständen d_s erzielten Rauheiten in Abhängigkeit der Intensität dargestellt. Die Intensität $I_{L,1}$ entspricht dabei in dieser Versuchsreihe der Intensität im ersten als auch im zweiten Laserspot, d.h. beide Laserspots haben nominell die gleiche Intensität.

Für $d_s=420 \mu\text{m}$ verschmelzen ab einer Intensität $I_{L,1}=240 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ die zwei Schmelzbäder zu Einem (Bild 44, rechts). Bei $I_{L,1}=240 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ ist dabei das zusammenfallende Schmelzbad noch nicht durchgängig stabil, so dass die Rauheit ansteigt. Für $I_{L,1}>240 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ ist das gemeinsame Schmelzbad stabil, jedoch für die hier vorliegende Ausgangsrauheit zu groß, so dass im Vergleich zu den anderen Strahlversätzen auch hier die Rauheit vergrößert ist. Außerdem ist das Prinzip der 2-Strahl-Technik nicht mehr gegeben.

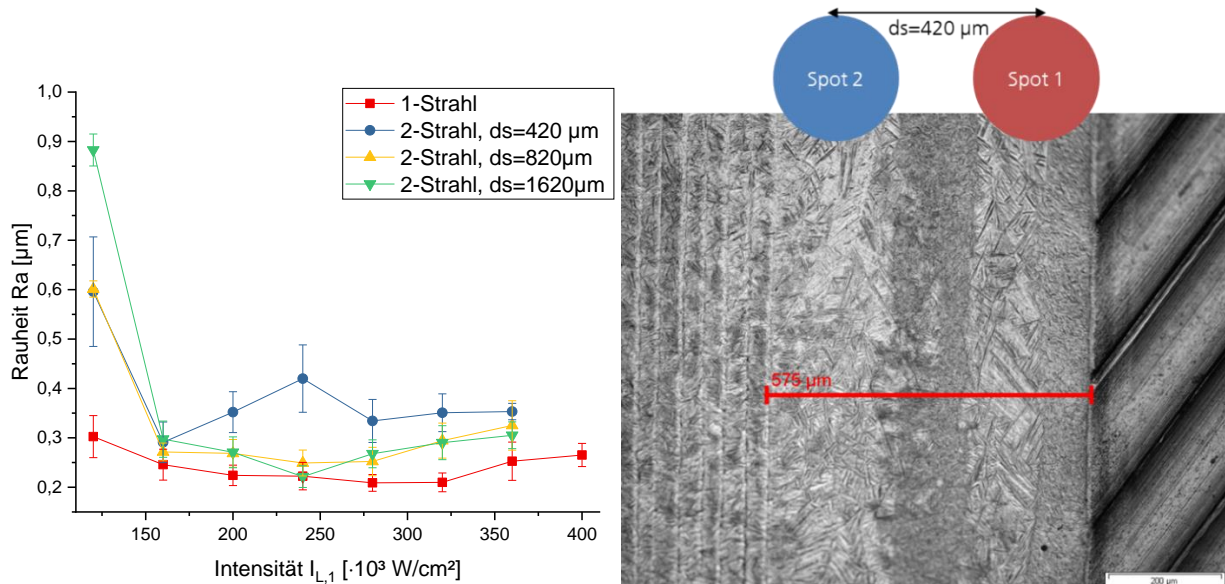


Bild 44: links: Rauheit Ra in Abhängigkeit der Intensität I_L für unterschiedliche Spotabstände d_s , rechts: Lichtmikroskopbild der laserpolierten Oberfläche, anhand der Spurbreite der letzten Spur von 575 µm ist ersichtlich, dass die Schmelzbäder der beiden Einzelspots zu Einem zusammenfallen ($d_s=420$ µm, $I_{L,1}=280 \cdot 10^3$ W/cm²)

Bei einem Spotabstand $d_s=820$ µm ist die erzielbare Rauheit für alle Intensitäten I_L im Vergleich zur 1-Strahl-Technik vergrößert. Für $I_{L,1}=240 \cdot 10^3$ W/cm² sind für den Spotabstand $d_s=1620$ µm nahezu gleiche Rauheiten wie mit der 1-Strahl-Technik möglich, bei allen anderen Intensitäten sind die Rauheiten jedoch auch vergrößert. Vermutlich sind kleinere Rauheiten möglich je größer der Abstand d_s zwischen den beiden Laserspots ist, da dann die Aufheizung des Materials durch den ersten Laserstrahl keine Auswirkung mehr auf den zweiten Laserstrahl hat und sich somit die Prozessbedingungen für beide Laserstrahlen ähneln. Eine weitere Vergrößerung von d_s ist jedoch anlagentechnisch in dieser Arbeit nicht zu realisieren.

Daher wird im nächsten Schritt für die Laserspotabstände $d_s=820$ µm und $d_s=1620$ µm und den Intensitätsbereich $I_{L,1}=160 \cdot 10^3$ W/cm² – $132 \cdot 10^3$ W/cm² des ersten Laserstrahls die Intensität im zweiten Laserstrahl reduziert, so dass diese stets kleiner als die des ersten Laserstrahls ist. Dabei werden Verhältnisse $I_{L,2}/I_{L,1}$ von 0,9 bis 0,6 untersucht. Auf Basis der bisherigen Ergebnisse wird bei dieser Versuchsreihe der folgende Zusammenhang erwartet.

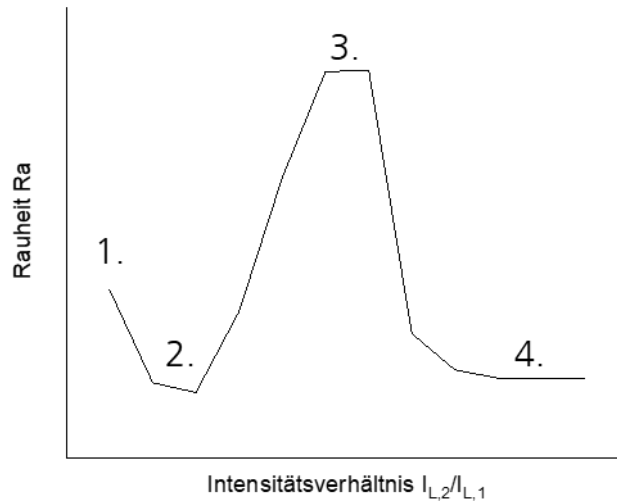


Bild 45: Erwarteter Verlauf der Rauheit Ra in Abhängigkeit des Intensitätsverhältnisses²³ $I_{L,2}/I_{L,1}$ der beiden Strahlen (2-Strahl-Technik)

- 1.) Die Kurve startet bei einem Intensitätsverhältnis $I_{L,2}/I_{L,1}=1,0$, d.h. der erste und der zweite Laserspot weisen die gleiche Intensität auf. Dieser Datenpunkt ist bei entsprechendem Spotabstand d_s und Intensität $I_{L,1}$ in Bild 44 wiederzufinden.
- 2.) Es folgt ein lokales Minimum bei dem Intensitätsverhältnis, bei dem die Temperaturen im Schmelzbad des ersten und zweiten Laserspots in etwa gleich sind, d.h. die Vorheizung durch den ersten Laserstrahl durch eine Intensitätsreduzierung im zweiten Laserstrahl ausgeglichen wird.
- 3.) Eine weitere Verkleinerung des $I_{L,2}/I_{L,1}$ -Verhältnisses führt zu einem nicht durchgängig stabilen Schmelzbad durch den zweiten Laserspot, so dass die Rauheit wieder ansteigt.
- 4.) Hat der zweite Laserspot letztendlich eine so kleine Intensität $I_{L,2}$ erreicht, dass kein Schmelzbad mehr erzeugt wird, sättigt die Kurve in den Rauheitswert, der bei der 1-Strahl-Technik mit Scanrichtungswechsel nach 2 Überfahrten resultiert.

Für verschiedene Intensitäten $I_{L,1}$ sollte der charakteristische Kurvenverlauf erhalten bleiben. Allerdings verschiebt sich das Minimum und der folgende Kurvenverlauf für große $I_{L,1}$ hin zu kleineren Intensitätsverhältnissen $I_{L,2}/I_{L,1}$. Gleiches gilt für kleinere Spotabstände d_s , da die thermische Beeinflussung des zweiten Laserspots durch den ersten zunimmt.

²³ Werte der x-Achse werden in positive Achsrichtung kleiner.

In Bild 46 sind die Rauheitswerte Ra in Abhängigkeit des Intensitätsverhältnisses $I_{L,2}/I_{L,1}$ für die Laserspotabstände $d_s=820 \mu\text{m}$ und $d_s=1620 \mu\text{m}$ dargestellt.

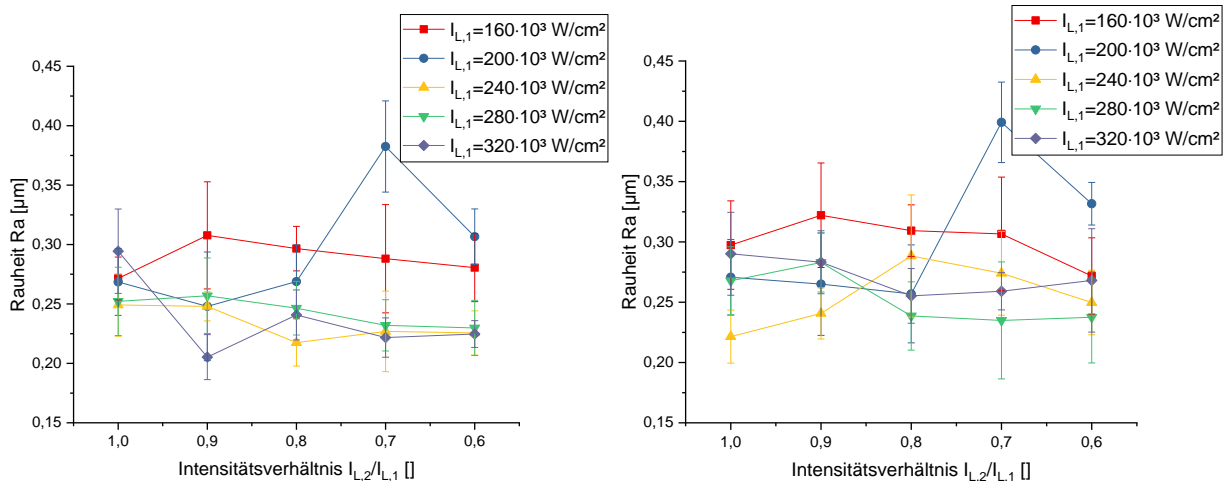


Bild 46: Rauheit Ra in Abhängigkeit des Intensitätsverhältnisse $I_{L,2}/I_{L,1}$ der beiden Strahlen für unterschiedliche Intensitäten I_L , links: für einen Spotabstand $d_s=820 \mu\text{m}$, rechts: für einen Spotabstand $d_s=1620 \mu\text{m}$ (2-Strahl-Technik)

Bei einer Intensität $I_{L,1}=200 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ lässt sich für beide Spotabstände der erwartete charakteristische Zusammenhang wiedererkennen. Anhand von Lichtmikroskopaufnahmen werden für $I_{L,1}=200 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ die Überlegungen (vgl. Bild 45) für die einzelnen Intensitätsverhältnisse $I_{L,2}/I_{L,1}$ bestätigt (Bild 47). Für $I_{L,2}/I_{L,1}=0,8$, d.h. $I_{L,2}=160 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, ist die umgeschmolzene Spur des zweiten Laserspots noch homogen und von konstanter Breite, was an der letzten Spur ersichtlich wird. Für $I_{L,2}/I_{L,1}=0,7$ ist die Spur des zweiten Laserspots nicht mehr durchgängig homogen umgeschmolzen, für $I_{L,2}/I_{L,1}=0,6$ ist kein Umschmelzen, sondern nur noch eine Wärmebehandlung erkennbar.

Bei größeren Intensitäten $I_{L,1} \geq 240 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ ist der angenommene, charakteristische Verlauf nicht erkennbar. Vermutlich liegt das Minimum der Kurve (Bild 45, Punkt 2) für $P_{L,1} \geq 240 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ bei kleineren, hier nicht untersuchten Intensitätsverhältnissen $I_{L,2}/I_{L,1}$.

Auch eine Verschiebung der Kurve für unterschiedliche d_s bzw. unterschiedliche Intensitäten $I_{L,1}$ scheint es entgegen der Annahme nicht zu geben. Vermutlich geht der erwartete Zusammenhang in der Statistik der Rauheitswerte unter.

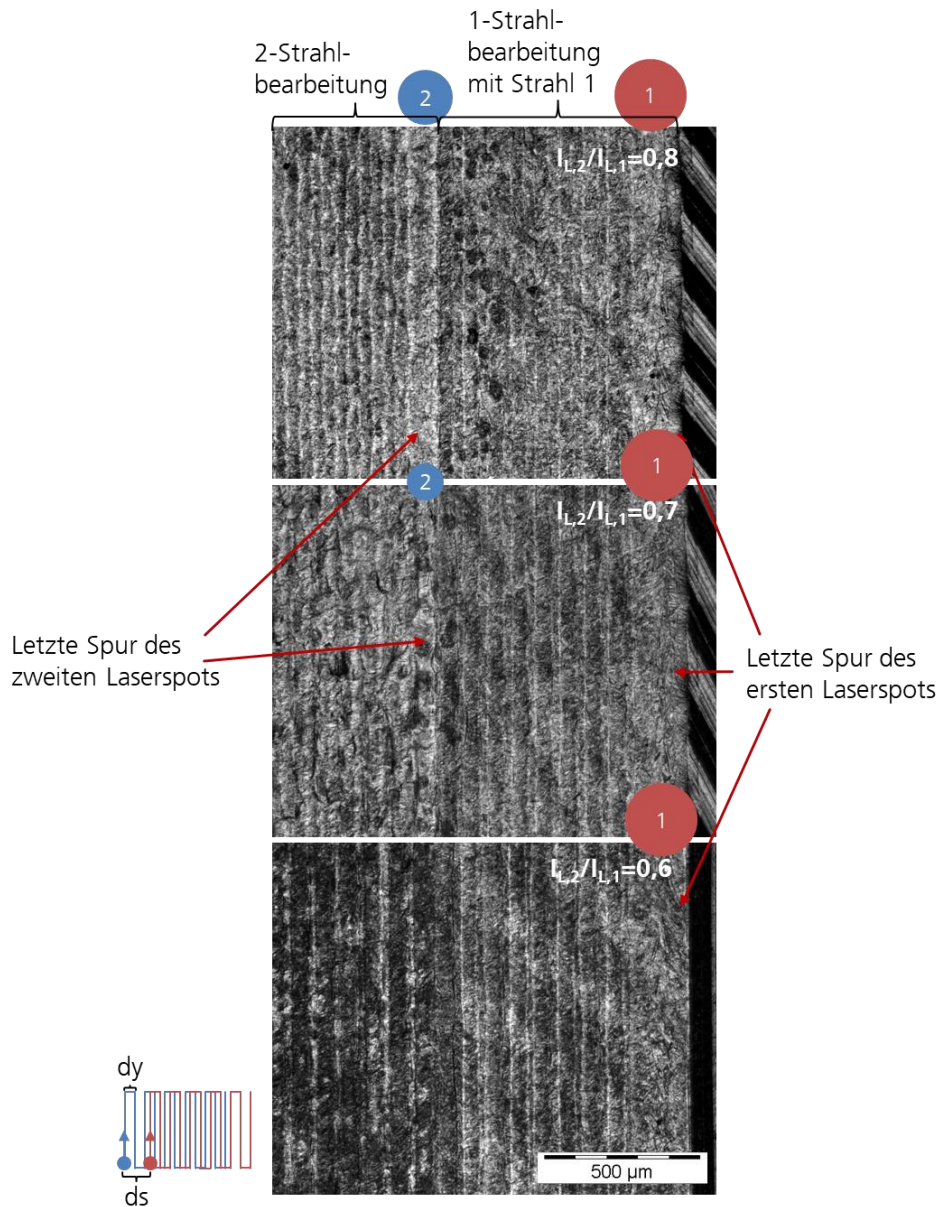


Bild 47: Lichtmikroskopieaufnahmen für einen Spotabstand $ds=820 \mu\text{m}$ für unterschiedliche Intensitätsverhältnisse $I_{L,2}/I_{L,1}$ und $I_{L,1}=200 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$

6.4 Fazit Mehrstrahl-Technik – kreisförmige Strahlgeometrie

Durch die Verwendung von 2 parallelen Strahlen anstatt einem Laserstrahl ist eine Verdopplung der Flächenrate bei gleichbleibender Rauheit durch Halbierung der Anzahl der Überfahrten n möglich ($FR_{1\text{-Strahl}}=0,6 \text{ cm}^2/\text{min}$ auf $FR_{2\text{-Strahl}}=1,2 \text{ cm}^2/\text{min}$, $Ra_{2\text{-Strahl}}=0,22 \mu\text{m}$).

Allerdings ist die mittels 2-Strahl-Technik erzielbare Rauheit nur in einem sehr kleinen Prozessfenster nahezu gleich mit der mittels 1-Strahl-Technik realisierten Rauheit. Die Vergleichbarkeit ist nur gegeben, wenn anders als bei der Standardprozessführung bei der 1-Strahl-Technik die Scanrichtung erst nach zwei Überfahrten gedreht wird.

Deutlich kleinere Rauheiten ($Ra_{1\text{-Strahl},90^\circ}=0,17 \mu\text{m}$) sind mit der 1-Strahl-Technik erreichbar, wenn die Scanrichtung nach jeder Überfahrt um 90° gedreht wird, was jedoch bei der 2-Strahl-Technik prozessbedingt nicht möglich ist, d.h. mittels 2-Strahl-Technik ist die erzielbare Rauheit stets größer als mittels 1-Strahl-Technik.

Zudem ist die mittels 2-Strahl-Technik erzielbare Rauheit signifikant abhängig vom Spotabstand d_s . Dieser muss hinreichend groß gewählt werden, damit die Wärmebeeinflussung der zwei Strahlen gering ist und annähernd gleiche Prozessbedingungen für beide Laserstrahlen vorliegen.

Eine weitere Vergrößerung der Flächenrate durch Verwendung von mehr als 2 Laserstrahlen ist denkbar. Allerdings wird in Abhängigkeit der Anzahl der Laserstrahlen die Realisierung konstanter Temperaturen für jeden einzelnen Laserstrahl komplexer und sollte im Vorhinein simuliert werden. Gerade bei der Laserpolitur komplexer 3D-Oberflächen wird die Realisierung konstanter Prozessbedingungen bei der Mehrstrahlpolitur sehr kompliziert.

7 1-Strahl-Technik - linienähnliche Strahlgeometrien

Aus der Literatur sowie Kapitel 5 ist bekannt, dass bei kreisförmigen Strahlgeometrien zur Steigerung der Flächenrate FR die Scangeschwindigkeit v sowie der Laserstrahldurchmesser d_L und somit auch der Spurversatz dy nicht beliebig groß gewählt werden können, da sonst eine signifikante Vergrößerung der Oberflächenrauheit resultiert. Diese Vergrößerung der Oberflächenrauheit hat im Wesentlichen drei Ursachen:

- Für den Werkstoff 1.2343 treten ab Scangeschwindigkeiten $v > 100$ mm/s aufgrund zu kleiner Schmelzbadwinkel Einbrandkerben am Rand der Umschmelzspur auf. Bei der Laserpolitur mit Überlapp der Einzelspuren bleibt eine Einbrandkerbe in ihrer Form und Größe bestehen.
- Je größer der Strahldurchmesser, desto größer das Schmelzbad (sowohl senkrecht als auch in Scanrichtung), so dass vermehrt Fluktuationen innerhalb des Schmelzbades möglich sind, was zu einer erhöhten Welligkeit der Oberfläche führen kann. Die Ausprägung der Oberflächenstrukturen nimmt mit größerem Strahldurchmesser zu [4].
- Die konvexe Aufwölbung der Einzelspur führt bei der Laserpolitur mit hinreichend großem Spurversatz dy zu einem Muster aus parallelen Linien (Rippelmuster) auf der Oberfläche. Der Spurversatz muss daher stets hinreichend klein gewählt werden, so dass die Aufwölbungen der einzelnen Spuren ineinander übergehen (ca. 90% Spurüberlapp sind notwendig).

Ziel der Untersuchungen in diesem Kapitel ist es Strahlgeometrien zu finden, die zu einer möglichst plateauförmigen Aufwölbung der Einzelspur ohne Einbrandkerben und mit möglichst geringer Aufwölbungshöhe führen (vgl. Kapitel 0, Bild 11 und Kapitel 2.1.1 bis 2.1.3). Dabei sollte die Umschmelzspur möglichst breit sein. Bei einer breiten, plateauförmigen Aufwölbung ohne Einbrandkerben könnte der Spurversatz und somit die Flächenrate bei der Laserpolitur signifikant vergrößert werden im Vergleich zur konvexen Aufwölbung, die bei der Laserpolitur mit kreisförmigen Strahlgeometrien einhergeht. Zusammengefasst sind die Kriterien (nach Wichtigkeit geordnet) zur Auffindung von Strahlgeometrien zur Flächenratensteigerung die Nachfolgenden:

- Resultierende Spurform soll eine **plateauförmige Aufwölbung** aufweisen.

- Resultierende Spurform soll **keine Einbrandkerben** aufweisen.
- Resultierende Spurform soll eine **möglichst geringe Aufwölbungshöhe** aufweisen.

Als Ansatz wird dabei eine linienähnliche Strahlgeometrie mit tophatförmiger Intensitätsverteilung gewählt. Motiviert wird der Übergang von der kreisförmigen zur linienförmigen Strahlgeometrie durch die geringere Schmelzbadbreite in Scanrichtung bei ansonsten gleicher Schmelzbadbreite²⁴ senkrecht zur Scanrichtung. Dadurch wird das Schmelzbad in Vorschubrichtung im Vergleich zur kreisförmigen Strahlgeometrie verkleinert, so dass die Welligkeit des polierten Feldes reduziert werden sollte. Außerdem sollte eine linienförmige Strahlgeometrie aufgrund des geringeren Temperaturgradienten senkrecht zur Vorschubrichtung zu größeren Neigungswinkeln des Schmelzbades, d.h. kleineren Einbrandkerben und geraderen Erstarrungsfronten, d.h. plateauförmigeren Aufwölbungen im Vergleich zur kreisförmigen Strahlgeometrie führen.

7.1 Experimenteller Aufbau

Die Einstellung linienähnlicher Strahlgeometrien mit veränderbaren Geometrien und Abmessungen ist mit bisher verwendeten optischen Systemen zum Laserpolieren nicht möglich. Daher wird ein neues optisches System entwickelt, bei dem die Formgebung der Strahlgeometrie über eine Blende stattfindet, die in einem Zwischenfokus platziert wird (Bild 48) [46].

Die verwendete Laserstrahlquelle ist, wie auch bei den Versuchen mit kreisförmiger Strahlgeometrie, ein TruDisk 1000 der Firma Trumpf, ein Yb:YAG Scheibenlaser, mit einer Wellenlänge von 1030 nm und einer maximalen Ausgangsleistung von $P_L=1000$ W.

²⁴ Genutzte Laserstrahlquelle sowie Versuchsaufbau (vgl. Kapitel 7.1) limitieren P_L und somit auch die Strahlgeometrien und einhergehende Schmelzbadgrößen.

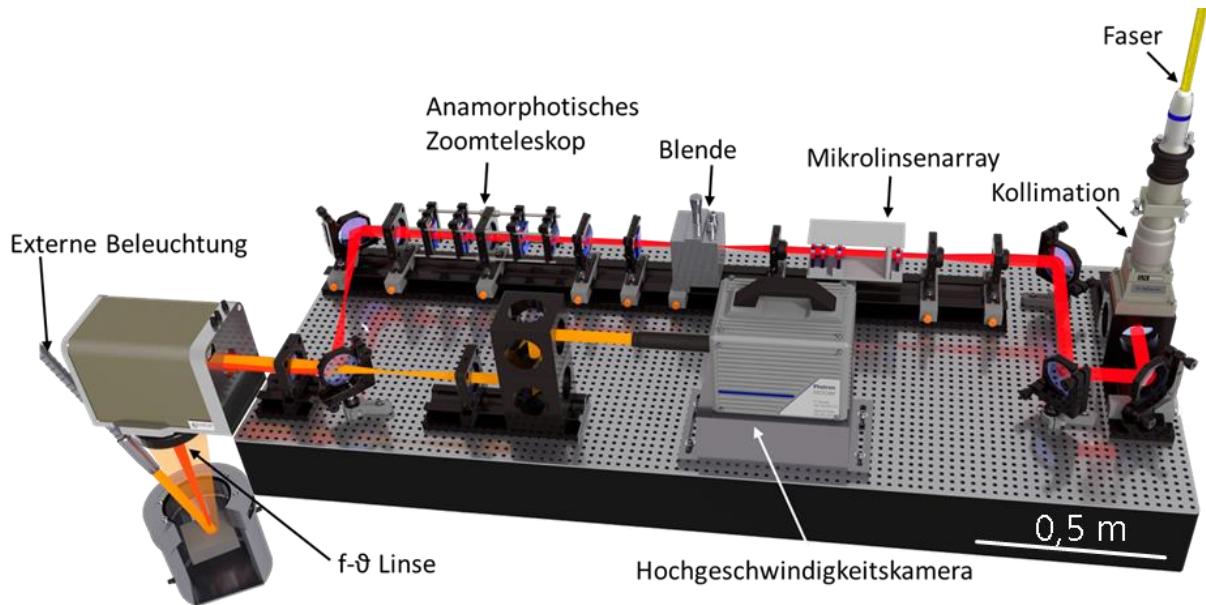


Bild 48: Versuchsaufbau zur Variation der Strahlgeometrie und zur hochaufgelösten Beobachtung des Schmelzbades (Strahlweg von rechts nach links) nach [46]

Die Laserstrahlung wird über eine runde Lichtleitfaser (Faserdurchmesser 200 μm) zur Kollimation geführt. Anschließend wird der kreisförmige, kollimierte Laserstrahl durch eine Mikrolinsen-Strahlformungseinheit in einen rechteckigen, homogenen Strahl umgeformt und durch eine Sammellinse in einen Zwischenfokus abgebildet (Bild 49).

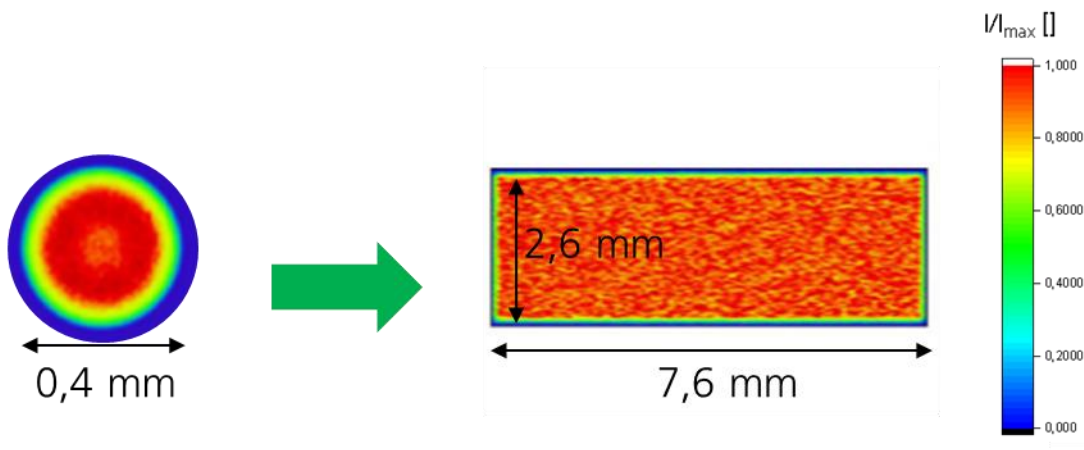


Bild 49: Umformung des runden Laserstrahls (nach Kollimation) in einen homogenen, rechteckigen Laserstrahl (im Zwischenfokus) durch eine Mikrolinsen-Strahlformungseinheit der Firma Limo [46]

Der rechteckige Zwischenfokus wird über eine Blende in die gewünschte Form „geschnitten“ (Bild 50). Da die Blendeneinsätze schnell und kostengünstig herstellbar sind, können durch einen Wechsel des Blendeneinsatzes flexibel verschiedene statische Strahlgeometrien erzeugt und untersucht werden.

Da durch die Blende zum Teil hohe Laserleistungen „abgeschnitten“ und somit absorbiert werden, verfügt die Blende über eine integrierte Wasserkühlung. Um Beugungseffekte am Spalt zu verhindern verläuft die Kante der Blendenschieber in Strahlpropagationsrichtung hin schräg mit einem Winkel von 25°.

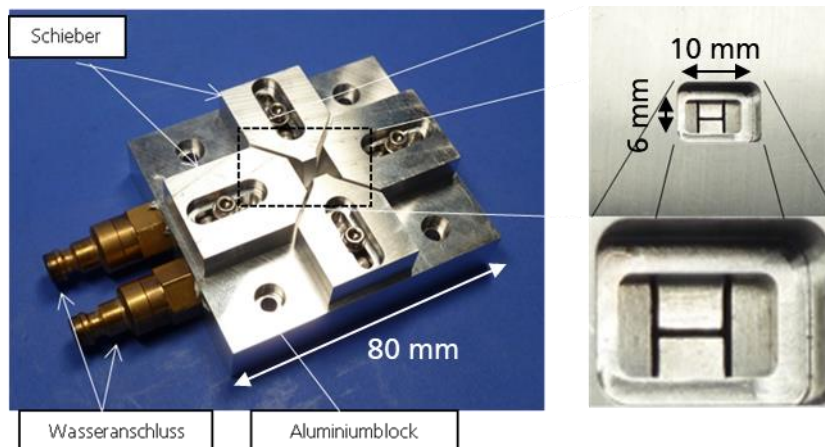


Bild 50: Flexible Blende, beispielhaft wird hier eine H-förmige Strahlgeometrie realisiert

Für eine zusätzliche Größenanpassung der Strahlgeometrie unabhängig in zwei Raumrichtungen, folgt ein anamorphotisches Zoom-Teleskop. Dieses ermöglicht eine individuelle Anpassung der Strahlbreite und -länge auf dem Werkstück, ohne die durch die Blende eingestellte Grundform des Laserstrahls zu verändern. Anschließend wird der Laserstrahl über einen Laserscanner „Hurryscan30“ von Scanlab, durch eine f-9 Linse auf die Werkstückoberfläche fokussiert.

Die translatorische Bewegung der Probe, die sich in einer portablen Prozessgaskammer befindetet, wird mittels eines XY-Tisches realisiert. Über eine Z-Achse wird die Bearbeitungsebene eingestellt. Die Prozessgaskammer wird mit Argon als Prozessgas gefüllt. Der Restsauerstoff wird mit einem Sauerstoffprüfgerät SGM4 der Firma Zirox gemessen.

Durch eine Strahlkaustikmessung²⁵ werden die Strahlgeometrien sowie die Bearbeitungsebene experimentell bestimmt (Bild 51).

²⁵ Die einzelnen Ebenen der Kaustikmessung werden über die z-Achse manuell angefahren und dort die Strahlgeometrie mit einer Kamera der Firma Spiricon SP620U aufgenommen.

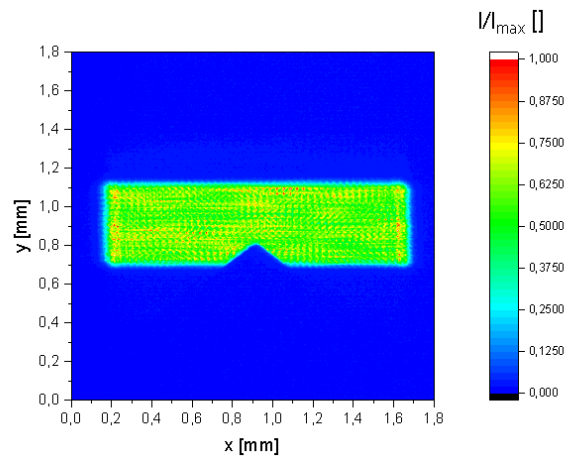


Bild 51: Beispielhafte Strahlgeometrie im Fokus des Laserstrahls

Eine Übersicht aller in dieser Dissertation untersuchten Strahlgeometrien ist im Anhang, Bild 119-Bild 124 dargestellt.

Um das Verständnis des Laserpolierprozesses, insbesondere in der schmelzflüssigen Phase zu steigern, wird eine Hochgeschwindigkeitskamera zur zeit- und orts aufgelösten Visualisierung des Umschmelzprozesses in den Aufbau integriert. Die Schmelze wird koaxial zur Laserstrahlung mittels der Hochgeschwindigkeitskamera Photron FASTCAM SE5 aufgezeichnet (Bild 48, oranger Strahlweg). Aufgrund der großen Bildrate der Kamera von bis zu 75000 Bildern pro Sekunde wird eine zusätzliche externe Beleuchtung notwendig. Als externe Beleuchtungsquelle wird ein Diodenlaser ($\lambda=808$ nm) mit einer Laserleistung $P_{L,max}=40$ W verwendet, der wie in Bild 48 dargestellt, die Probenoberfläche schräg mit einem Einstrahlwinkel von ca. 45° beleuchtet. Das von der Probenoberfläche gestreute Licht wird durch die f- θ Linse kollimiert. Der Spiegel vor dem Scanner ist für eine Wellenlänge von $\lambda=808$ nm durchlässig. Durch ein Periskop wird der Strahl auf das Kameraobjektiv geführt, welches den Strahl auf den CCD-Chip der Hochgeschwindigkeitskamera fokussiert. Das Kameraobjektiv setzt sich aus einem Bandpassfilter und einer Linse mit einer Brennweite von 150 mm zusammen. Der Bandpassfilter ist nur für eine Wellenlänge $\lambda=808$ nm durchlässig, so dass der CCD-Chip gegen Streustrahlung der zur Laserpolitur genutzten Laserstrahlquelle TruDisk 1000 geschützt wird. Der CCD-Chip wird auf 512×512 Pixel ausgeleuchtet. Der Vergrößerungsfaktor des Kameraobjektivs beträgt 2,46, so dass sich eine Auflösung von $6,41 \mu\text{m}$ pro Pixel ergibt. Durch das koaxiale Aufnahmeprinzip sind die Wechselwirkung des Lasers mit dem Material, die Schmelzfront sowie die Erstarrungsfront ersichtlich.

7.2 Versuchsdurchführung

Alle Versuche werden am Warmarbeitsstahl 1.2343²⁶ auf mechanisch geschliffenen Oberflächen mit einer Oberflächenrauheit $R_a=1,1-1,3 \mu\text{m}$ durchgeführt (vgl. Kapitel 4.1). Im ersten Schritt werden 12 mm lange Einzelspuren unter Variation der Strahlgeometrie und der Intensität I ²⁷ erzeugt und hinsichtlich der Spurform und der Umschmelzgeometrie ausgewertet (Kapitel 7.3.1). Der Einfluss der Strahlgeometrie auf die Schmelzbaddynamik wird mit einer Hochgeschwindigkeitskamera visualisiert (Kapitel 7.3.3). Insbesondere die Möglichkeit eine Unterdrückung von Schmelzbadströmungen, d.h. eine Dämpfung der Schmelze durch die Wahl der Strahlgeometrie herbeizuführen und somit auch inhomogene Werkstoffe und Oberflächen zu polieren, wird dadurch ersichtlich. Anhand von Einzelspuren wird durch eine anschließende Wärmebehandlung in einem Schutzgasofen die durch das Laserumschmelzen hervorgerufene Gefügeänderung rückgängig gemacht und dadurch der werkstofftechnische Einfluss auf die Spurform quantifiziert (Kapitel 7.3.4). Dazu werden exemplarisch auch Einzelspuren auf dem Edelstahl 1.4435 in die Untersuchungen mit einbezogen. Anschließend werden mit den in den Einzelspurversuchen identifizierten Strahlgeometrien $15 \times 15 \text{ mm}^2$ große Felder unter Variation der Intensität I , des Spurversatzes dy , der Scangeschwindigkeit v und der Anzahl der Überfahrten n unidirektional²⁸ laserpoliert (Kapitel 7.4). Zur Begrenzung des Aufwandes werden Methoden der statistischen Versuchsplanung (DoE) angewendet. Dabei stellt sich die Frage, inwieweit sich laserpolierte Felder aus dem Zusammensetzen bzw. der Überlagerung von Einzelspuren ergeben und ob die Spurform der Einzelspur eine essentielle Rolle für das resultierende Gesamtprofil des laserpolierten Feldes spielt.

Bei allen Versuchen in diesem Kapitel werden die folgenden Verfahrensparameter konstant gehalten:

- Restsauerstoffanteil: 1000 ppm,
- Schutzgas: Argon.

Zusätzlich wird bei den Einzelspurversuchen die Scangeschwindigkeit mit $v=50 \text{ mm/s}$ konstant gehalten. Die Scangeschwindigkeit wird dabei im Vergleich zum Standardparameter für kreisförmige Strahlgeometrien (vgl. Tabelle 10) halbiert, um bei der durch die Laserstrahlquelle begrenzten Laserleistung von

²⁶ 1.2343 Thermotur 2343 EFS Superclean (Deutsche Edelstahlwerke), Bundnr.: SI5501784

²⁷ In diesem Kapitel wird anstatt der Laserleistung P_L die Intensität variiert, da so die Versuche bei unterschiedlichsten Strahlgeometrien vergleichbarer sind.

²⁸ Da die Strahlgeometrien nicht rotationssymmetrisch sind und diese mit dem genutzten Versuchsaufbau nicht gedreht und entsprechend zur Scanrichtung ausgerichtet werden können, wird eine unidirektionale Scanstrategie genutzt.

maximal $P_L=1000$ W zunächst einen möglichst großen Variationsbereich für die Strahlgeometrie zu ermöglichen.

7.3 Einzelspur

7.3.1 Spurform

Zunächst wird der Einfluss einer linienförmigen Strahlgeometrie auf die Spurform und die Umschmelzzone untersucht. Dabei wird die Linienbreite a senkrecht zur Scanrichtung mit $1500 \mu\text{m}$ entsprechend dem Durchmesser der kreisförmigen Strahlgeometrie in Kapitel 5.4 konstant gehalten, die Linienbreite b in Vorschubrichtung wird zwischen 200 und $600 \mu\text{m}$ variiert (Bild 53, links).

In Bild 52 ist die mittlere Form der Einzelspur (vgl. Kapitel 4.2.2) senkrecht zur Vorschubrichtung für zwei verschiedene linienförmige Strahlgeometrien mit unterschiedlicher Linienbreite b unter Variation der Intensität dargestellt.

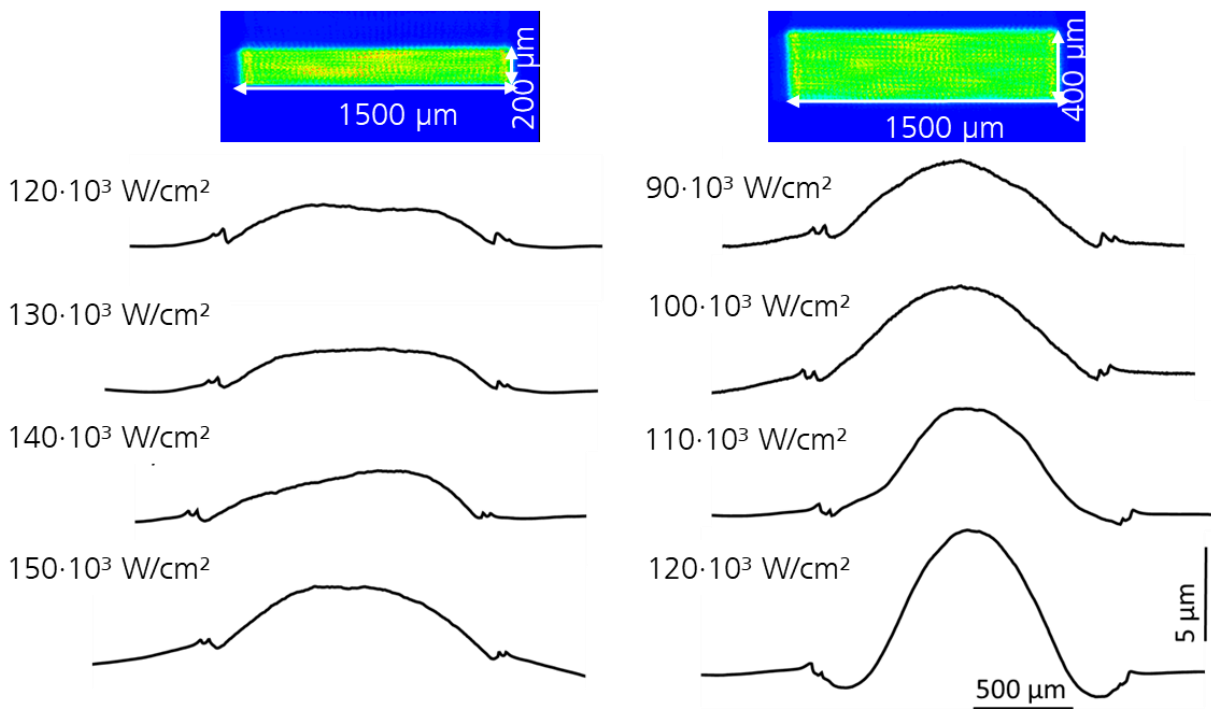


Bild 52: Einzelspurformen für 2 linienförmige Strahlgeometrien (links: Linie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$, rechts: Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$) unterschiedlicher Breite und Intensitäten (konstant: $v=50$ mm/s)

Die Spurformen variieren sowohl in Abhängigkeit der Linienbreite b als auch in Abhängigkeit der Intensität I . Bei konstanter Intensität $I=120 \cdot 10^3$ W/cm² ist ein signifikanter Unterschied sowohl in der Aufwölbungshöhe, der Aufwölbungsform als auch bei den Kerben im Randbereich der Spur in

Abhängigkeit der Linienbreite b erkennbar. Diese Charakteristika der Spurform werden in den folgenden vier Kapiteln detailliert in Abhängigkeit der Verfahrensparameter, insbesondere der Strahlgeometrie untersucht.

7.3.1.1 Spurform - Aufwölbungshöhe

In Bild 53 rechts ist die Aufwölbungshöhe in Abhängigkeit der Intensität für drei unterschiedliche Linienbreiten dargestellt.

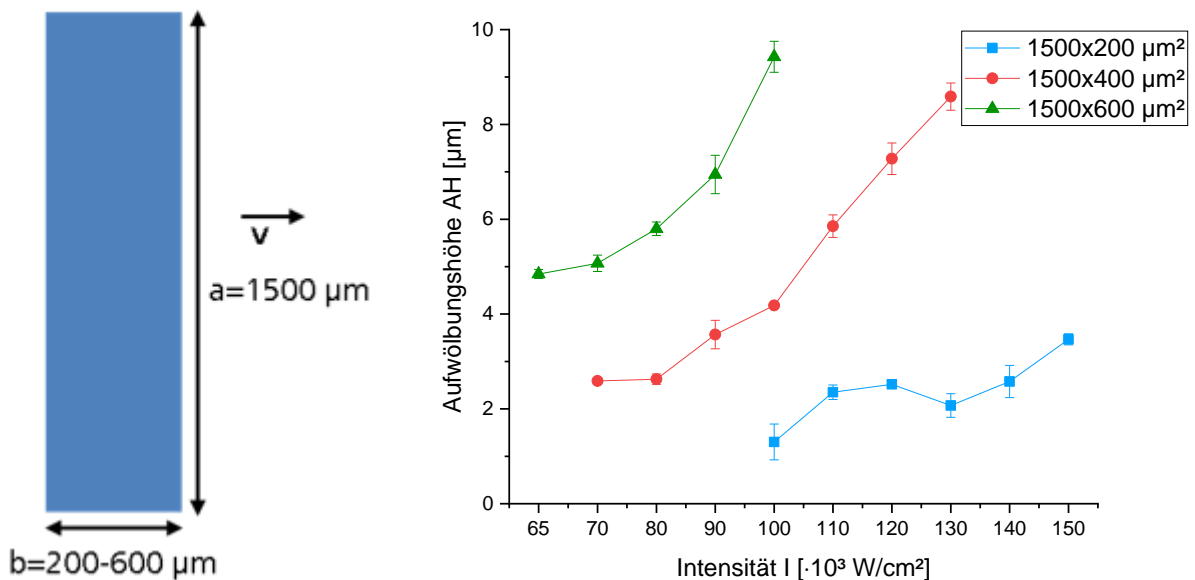


Bild 53: links: schematische Darstellung der linienförmigen Strahlgeometrie, rechts: Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit der Intensität I für unterschiedliche Linienbreiten b in Vorschubrichtung

Bei einer konstanten Linienbreite nimmt die Aufwölbungshöhe AH mit der Intensität I zu. Zusätzlich führt bei konstanter Intensität eine größere Linienbreite b zu einer größeren Aufwölbungshöhe AH. D.h. entscheidend für die Aufwölbungshöhe ist die Leistung P_L , die in das Material eingestrahlt wird bzw. die Bestrahlungsdauer $t_B = b/v \sim b^{29}$.

In Bild 54, links ist die Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit der in das Material eingestrahltene Leistung P_L dargestellt. Der Zusammenhang ist hierbei allerdings nicht ganz eindeutig. Teilweise liegen gleiche Aufwölbungshöhen AH bei gleichen Laserleistungen P_L unabhängig von der Strahlbreite b in Vorschubrichtung, d.h. von der Bestrahlungsdauer vor. Teilweise ist die

²⁹ da v bei dieser Versuchsreihe mit $v=50$ mm/s konstant

Aufwölbungshöhe AH bei gleicher Laserleistung P_L umso größer je kürzer die Strahlbreite b in Vorschubrichtung, d.h. die Bestrahlungsdauer ist.

Mit zunehmender Laserleistung P_L steigt auch die Umschmelztiefe UT. Demnach vergrößert sich die Aufwölbungshöhe AH mit zunehmender Umschmelztiefe UT (Bild 54, rechts). Die Aufwölbung ist nach Kiedrowski eine Überlagerung von plastischen Verformungen und Dichteänderungen aufgrund von Phasenänderungen (Kapitel 2.1.1). Bei einem tieferen Schmelzbad erfährt somit bei phasenumwandelnden Werkstoffen, wie dem hier untersuchten 1.2343, ein größerer Volumenanteil die Phasenumwandlung, woraus eine höhere Aufwölbungshöhe resultiert. Des Weiteren nimmt auch die plastische Verformung mit vergrößerter Laserleistung P_L zu.

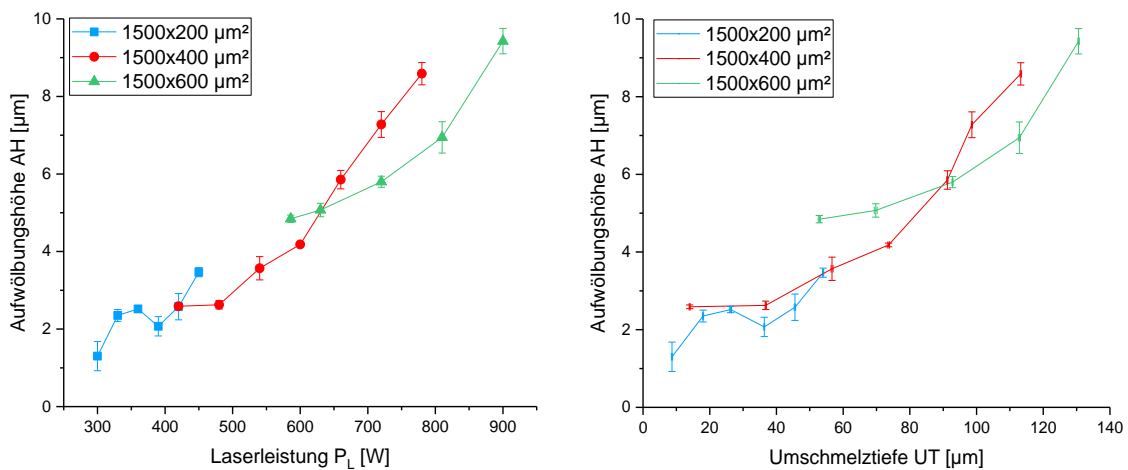


Bild 54: links: Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit der Laserleistung P_L für unterschiedliche Linienbreite b in Vorschubrichtung, rechts: Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit der Umschmelztiefe UT für unterschiedliche Linienbreite b in Vorschubrichtung³⁰

Für eine möglichst kleine Aufwölbung AH, die insbesondere für die industrielle Anwendung der Laserpolitur von Vorteil ist, da sonst z.B. Ansatzkanten zwischen laserpoliertem und unbearbeitetem Bereich von bis zu 10 µm entstehen können, ist somit die Linie mit der kleinsten Breite in Scanrichtung 1500x200 µm² am geeignetsten. Allerdings ist die Aufwölbungshöhe neben der Aufwölbungsform und den Einbrandkerben nur eins von drei Kriterien zur Auffindung von Strahlgeometrien zur Steigerung der Flächenrate beim Laserpolieren.

³⁰ Die Symbole der einzelnen Messpunkte wurden in dieser Darstellung weggelassen, um die Fehlerbalken zu erkennen.

7.3.1.2 Spurform – Untersuchung auf Korrelation zwischen Aufwölbungsform und Form der Erstarrungsfront

Das zweite Kriterium zur Auffindung von Strahlgeometrien zur Steigerung der Flächenrate beim Laserpolieren ist eine möglichst plateauförmige Aufwölbung der Einzelspur.

Vermutlich korrelieren der Schuppenradius r_{SF} (vgl. Kapitel 4.2.4) und der Aufwölbungsradius r_{AW} (vgl. Kapitel 4.2.2) miteinander, so dass bei größerem Schuppenradius r_{SF} auch ein größerer Aufwölbungsradius r_{AW} vorliegt. Demnach entsteht bei einer geraden Schuppe, d.h. einer geraden Erstarrungsfront auch eine plateauförmige Aufwölbung.

Um diese Hypothese zu überprüfen, muss ein quantitatives Maß zur Vergleichbarkeit der Form der Aufwölbung und der Erstarrungsfront gefunden werden. Eine Möglichkeit zum quantitativen Vergleich der Aufwölbungsform und der Form der Erstarrungsfront ist die Bestimmung der Radien (vgl. Kapitel 4.2.2 & 4.2.4). Die Schuppenform entspricht dabei der Form der Erstarrungsfront (vgl. Kapitel 2.1.3). Die Ränder der Spurform werden in die Radienbestimmung nicht mit einbezogen.

In Bild 55 ist für die linienförmigen Strahlgeometrien $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$, $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ und $1500 \times 600 \mu\text{m}^2$ der Zusammenhang von Aufwölbungsradius r_{AW} und Schuppenradius r_{SF} für unterschiedliche Intensitäten dargestellt (die einzelnen Intensitäten sind Bild 125-Bild 127 im Anhang zu entnehmen).

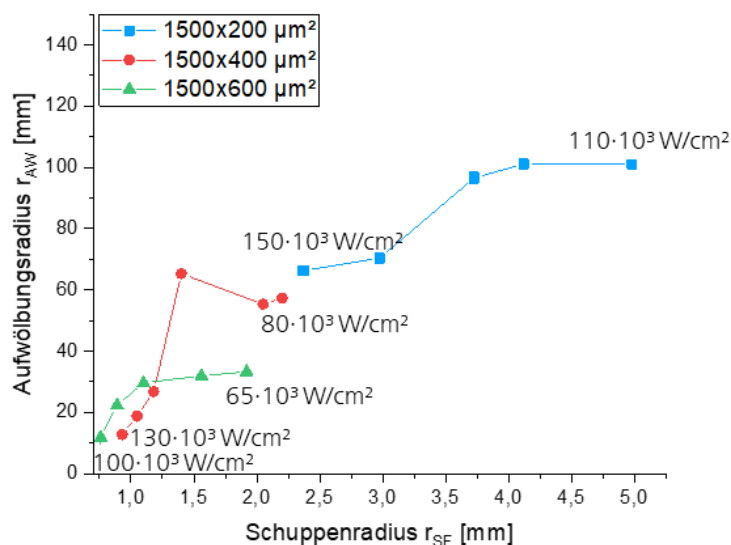


Bild 55: Zusammenhang zwischen Aufwölbungsradius r_{AW} und Schuppenradius r_{SF} für linienförmige Strahlgeometrien mit unterschiedlichen Linienbreiten b (die Graphen für die einzelnen Strahlgeometrien inklusive Intensitäten sind Bild 125-Bild 127 im Anhang zu entnehmen)

Nahezu für alle betrachteten Verfahrensparameter geht ein größerer Schuppenradius r_{SF} mit einem größeren Auswölbungsradius r_{AW} einher. Für alle Linienbreiten b vergrößert sich der Schuppenradius r_{SF} als auch der Aufwölbungsradius r_{AW} mit kleinerer Intensität I . Kleinere Intensitäten als die hier dargestellten können allerdings nicht genutzt werden, da damit keine durchgehend umgeschmolzenen Spuren erzeugt werden, so dass mit den hier untersuchten linienförmigen Strahlgeometrien keine noch größeren Aufwölbungsradien r_{AW} erzielbar sind. Mit der Linienbreite $b=600 \mu\text{m}$ resultieren zudem deutlich kleinere Aufwölbungsradien r_{AW} als mit $b=200$ bzw. $400 \mu\text{m}$. Auch eine naheliegende weitere Verkleinerung der Strahlbreite b in Vorschubrichtung zur weiteren Vergrößerung des Aufwölbungsradius r_{AW} ist aufgrund der Limitierungen durch den genutzten Blendenaufbau nicht möglich.

In Bild 56 ist die Spurform, die mit einer linienförmigen Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$ und einer Intensität von $I=130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ erzielt wird und zu einem Aufwölbungsradius $r_{AW}=100 \text{ mm}$ führt, den Spurformen gegenübergestellt, die mit kreisförmigen Strahlgeometrien mit Strahldurchmessern $d_L=1500 \mu\text{m}$ sowie $d_L=250 \mu\text{m}$ mit dem Standardparameter resultieren. Die Aufwölbungsradien der Spurformen, die mit kreisförmigen Strahlgeometrien erzielt werden betragen $r_{AW}=1,2 \text{ mm}$ (für $d_L=1500 \mu\text{m}$) sowie $r_{AW}=3,5 \text{ mm}$ (für $d_L=250 \mu\text{m}$).

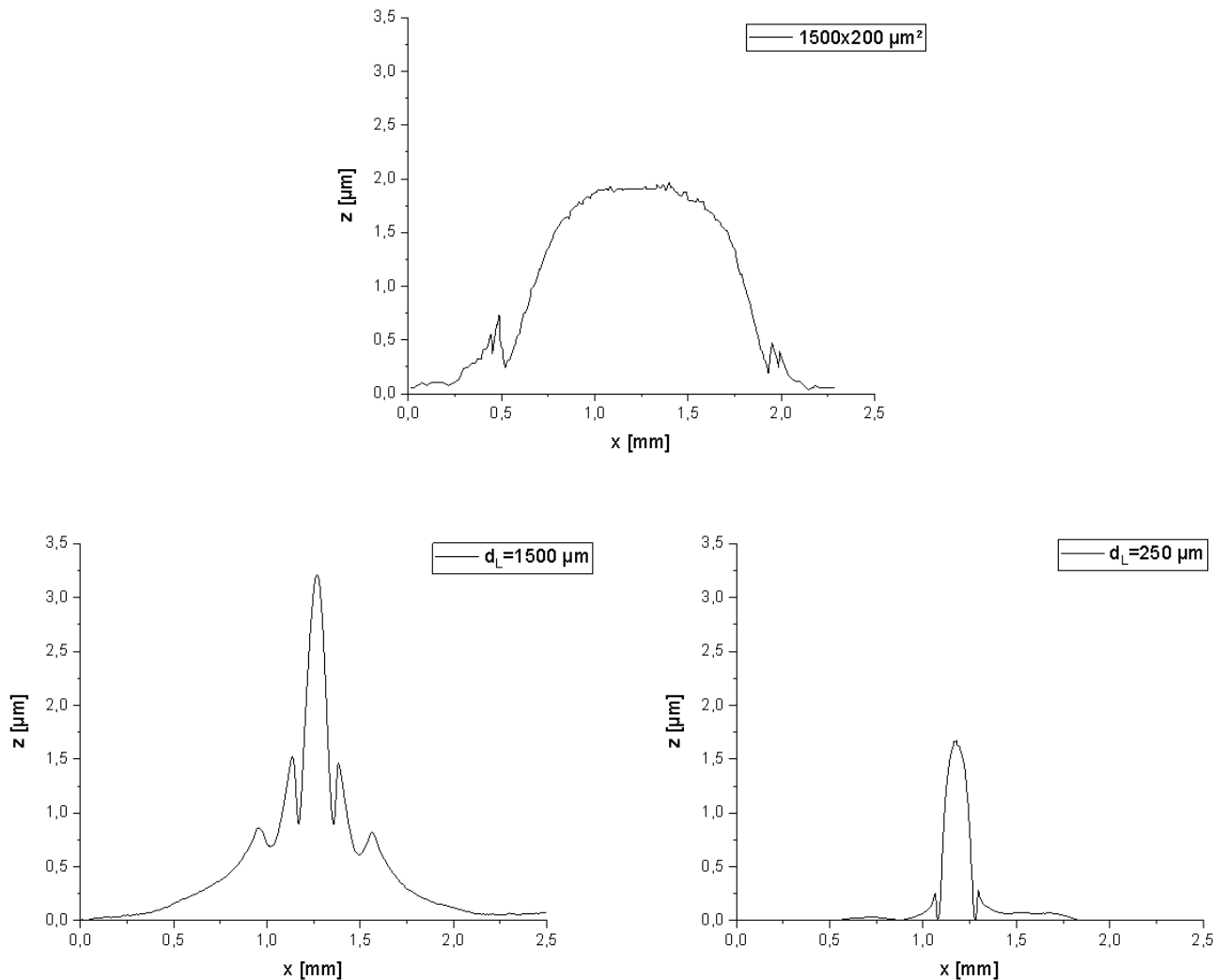


Bild 56: Vergleich der mit linienförmigen Strahlgeometrien erzielbaren Spurformen mit denen bei kreisförmigen Strahlgeometrien und dem Standardparameter resultierenden Spurformen (oben: Linie 1500x200 μm^2 , $P_L=390$ W, $I=130 \cdot 10^3$ W/cm 2 , unten links: Kreis $d_L=1500$ μm , $P_L=600$ W, $I=33,5 \cdot 10^3$ W/cm 2 , unten rechts: Kreis $d_L=250$ μm , $P_L=100$ W, $I=201 \cdot 10^3$ W/cm 2)

D.h. durch den Übergang von der kreisförmigen Strahlgeometrie zur linienförmigen Strahlgeometrie kann der Aufwölbungsradius r_{AW} signifikant um nahezu 100% vergrößert werden.

Ein annähernd plateauförmiger Bereich der Aufwölbung mit einer Breite von 0,6-0,8 mm ist möglich. Allerdings ist der Randbereich der Spurform, die mit linienförmigen Strahlgeometrien erzielt wird noch nicht ausreichend, die Flankensteilheit der Aufwölbung ist noch zu gering, außerdem entstehen Kerben im Randbereich der Spur.

Der Schuppenradius r_{SF} und der Aufwölbungsradius r_{AW} korrelieren für den hier untersuchten Verfahrensparameterraum miteinander, so dass bei größerem Schuppenradius r_{SF} auch ein größerer Aufwölbungsradius r_{AW} vorliegt. Somit liegt vermutlich bei einer geraden Erstarrungsfront auch eine plateauförmige Aufwölbung vor.

Somit kann sich im Folgenden an der leicht zugänglichen und schnell auswertbaren Schuppenform orientiert werden, um Verfahrensparameter zu identifizieren, die zu plateauförmigen Aufwölbungen führen.

Weitere Untersuchungen bzgl. der resultierenden Spurformen bzw. Aufwölbungsradien bei größeren Linienbreiten a senkrecht zur Vorschubrichtung unter Beibehaltung des Aspektverhältnis a/b bzw. kleineren Linienbreiten b in Vorschubrichtung wären an dieser Stelle sehr interessant im Hinblick auf eine weitere Vergrößerung des Plateaus, können aber aufgrund der Limitierung durch den genutzten Blendenaufbau und die zur Verfügung stehende maximale Laserleistung von $P_L=1000$ W nicht durchgeführt werden.

7.3.1.3 Spurform - Kerben

Zusätzlich zur Aufwölbung bilden sich für linienförmige Strahlgeometrien im Randbereich der Spur 2 Kerben (vgl. Bild 52). Wird das Spurprofil maßstabsgetreu über einen metallographischen Querschliff der Einzelspur gelegt, ist ersichtlich, dass die inneren Kerben innerhalb des umgeschmolzenen Bereichs liegen und die Äußeren außerhalb des umgeschmolzenen Bereichs, in der Wärmeeinflusszone lokalisiert sind (Bild 58, links).

Die Einbrandkerbentiefe und -breite, d.h. die Kerben im umgeschmolzenen Bereich, werden an allen Einzelspurformen auf der linken und der rechten Seite bestimmt (vgl. Kapitel 4.2.2). Das Ergebnis ist exemplarisch für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}$ in Bild 57 dargestellt.

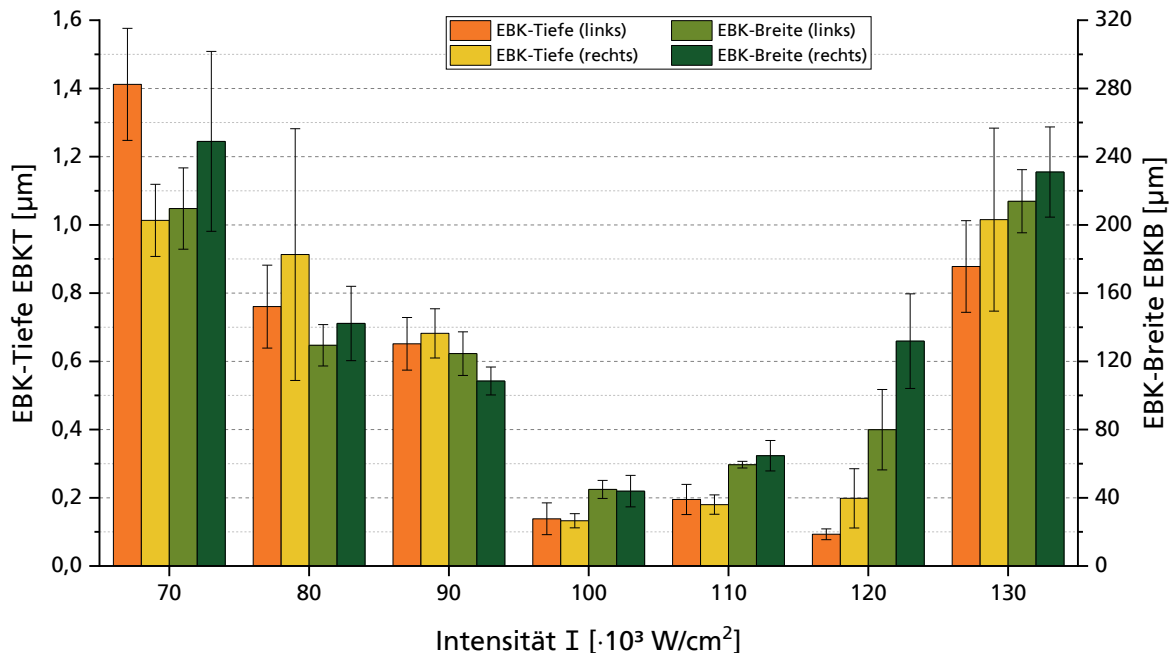


Bild 57: Einbrandkerbtiefe EBKT und –breite EBKB an der linken und rechten Seite der Einzelspur (Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2)

Die Einbrandkerbtiefe und –breite korrelieren miteinander, wird die Einbrandkerbe tiefer wird sie auch gleichzeitig breiter.

Dieser Zusammenhang gilt für alle untersuchten linienförmigen Strahlgeometrien und Intensitäten. Die Einbrandkerbtiefen und –breiten unterscheiden sich zum Teil signifikant auf den beiden Seiten der Einzelspur. Daher werden diese im Folgenden stets getrennt voneinander betrachtet. Wenn nicht anders erwähnt wird immer die linke Seite der Einzelspur untersucht, da diese bei der unidirektionalen flächigen Politur nicht von der folgenden Spur wieder aufgeschmolzen wird und somit bestehen bleibt und zur Rauheit des laserpolierten Feldes beiträgt.

Im Allgemeinen verkleinert sich für die untersuchten linienförmigen Strahlgeometrien mit unterschiedlicher Linienbreite b in Vorschubrichtung die Einbrandkerbtiefe mit Zunahme der Intensitäten (Bild 58, rechts). Bei zu großer Intensität wird die Einbrandkerbe jedoch wieder größer.

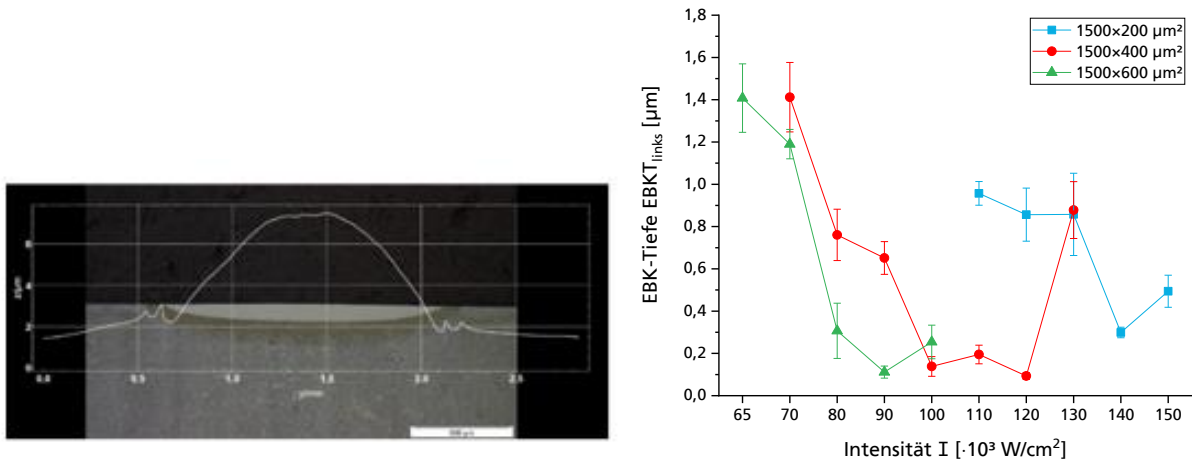


Bild 58: links: „übereinander gelegtes“ Spurrprofil und Umschmelzgeometrie zur Lokalisierung der Lage der Kerben (Strahlgeometrie: Linie $1500 \times 600 \mu\text{m}$, $I = 90 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$), rechts: Einbrandkerbtiefe EBK in Abhängigkeit der Intensität für verschiedene Linienbreiten

Kiedrowski nahm als Ursache der Einbrandkerbenbildung einen Neigungswinkel des Schmelzbades an der Schmelzfront, der kleiner als der Benetzungswinkel ist, an (vgl. Kapitel 2.1.2). In diesem Fall gleitet die Schmelze unter der Wirkung von Kapillarkräften ab, bis der Neigungswinkel des Schmelzbades größer oder gleich dem Benetzungswinkel ist. D.h. zur Vermeidung der Einbrandkerbenbildung muss der Neigungswinkel des Schmelzbades vergrößert werden. Der Neigungswinkel des Schmelzbades an der Schmelzfront α_{front} ist experimentell nicht bestimmbar, so dass dieser exemplarisch für die Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}$ theoretisch bestimmt wird (vgl. Kapitel 4.2.3) (Bild 59, links).

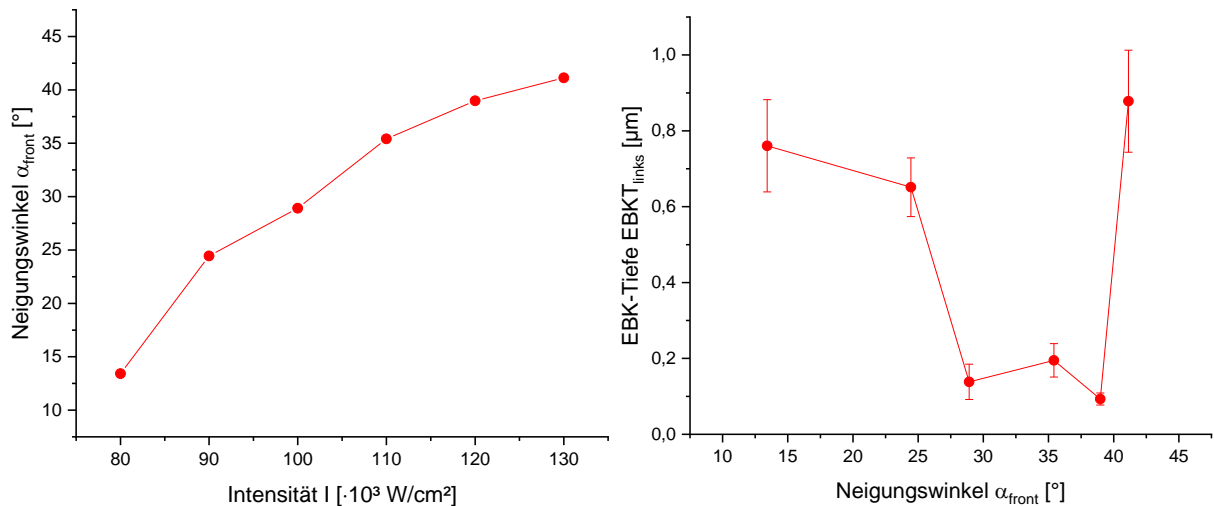


Bild 59: links: Neigungswinkel des Schmelzbades an der Schmelzfront α_{front} in Abhängigkeit der Intensität I , rechts: Einbrandkerbtiefe EBK in Abhängigkeit des Neigungswinkels des Schmelzbades an der Schmelzfront α_{front} (Strahlgeometrie: Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}$)

Mit zunehmender Intensität I vergrößert sich der Neigungswinkel α_{front} . Entsprechend der Theorie verkleinert sich zunächst die Einbrandkerbentiefe EBK-Tiefe mit zunehmender Intensität I bzw. zunehmendem Neigungswinkel α_{front} .

Eine Vergrößerung der Einbrandkerbentiefe EBKT für große Intensitäten kann nicht durch den Neigungswinkel des Schmelzbades an der Schmelzfront α_{front} begründet werden, da sich dieser entsprechend der Erwartung für große Intensitäten auch weiter vergrößert.

Daher wird zusätzlich zum Neigungswinkel an der Schmelzfront α_{front} experimentell für die Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ der Neigungswinkel am Schmelzrand α_{rand} bestimmt (vgl. Kapitel 4.2.3) und in Korrelation zur Einbrandkerbentiefe gesetzt (Bild 60).

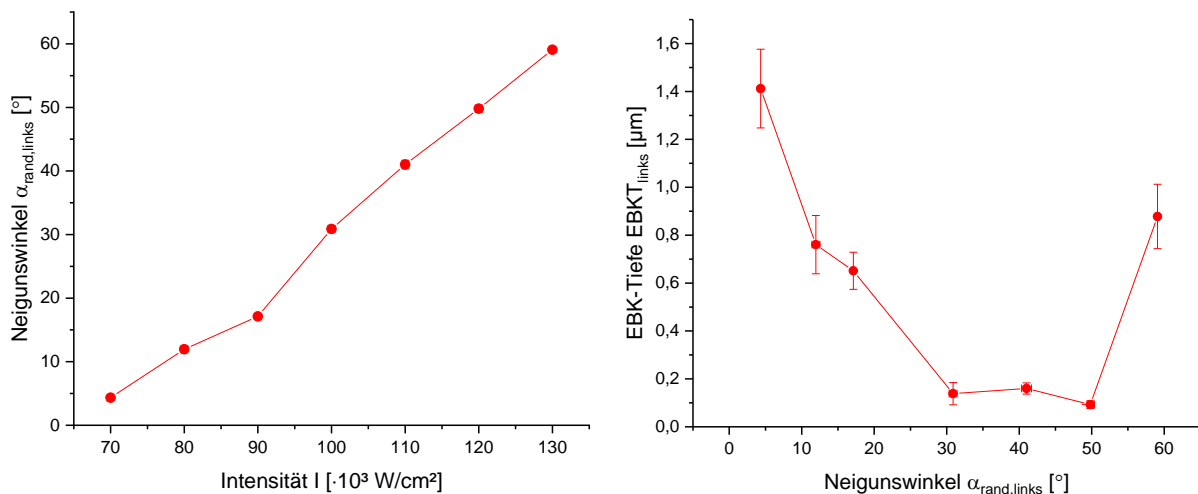


Bild 60: links: Neigungswinkel $\alpha_{\text{rand,links}}$ in Abhängigkeit der Intensität, rechts: Einbrandkerbentiefe EBKT in Abhängigkeit des Neigungswinkels (Strahlgeometrie: Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$)

Aber auch für den Neigungswinkel am Schmelzrand α_{rand} gilt der Zusammenhang: Je größer die Intensität ist, desto größer ist auch der Neigungswinkel α_{rand} am Rand der Umschmelzzone. Demzufolge gilt mit Ausnahme der höchsten Intensität I der folgende Zusammenhang:

Je kleiner der Neigungswinkel des Schmelzbades sowohl am Schmelzrand α_{rand} als auch an der Schmelzfront α_{front} , desto tiefer ist die Einbrandkerbe.

Eine Erklärung für die Vergrößerung der Einbrandkerbentiefe EBKT bei großen Intensitäten kann im Rahmen dieser Arbeit nicht gegeben werden.

Eine Vergrößerung des Schmelzbades im Randbereich kann neben einer Verkleinerung der Scangeschwindigkeit v , die mit einer Verkleinerung der

Flächenrate einhergeht, durch einer Vergrößerung der Laserleistung P_L realisiert werden.

Demnach besteht ein Zielkonflikt zwischen kleinen Aufwölbungshöhen und kleinen Einbrandkerben: Kleine Aufwölbungshöhen resultieren bei kleinen Umschmelztiefen, d.h. bei kleinen Laserleistungen P_L , wohingegen für kleine Einbrandkerben große Laserleistungen erforderlich sind.

Zusammenfassend sind in Tabelle 14 für die linienförmigen Strahlgeometrien mit unterschiedlicher Linienbreite b in Scanrichtung die resultierenden Spurformcharakteristika dargestellt. Die Intensitätsbereiche werden dabei hinsichtlich der am Anfang des Kapitels 7 definierten Ziele ausgewählt.

Strahlgeometrie (Intensitätsbereich)	Spurformcharakteristika		
	r_{AW} [mm]	EBKT _{links} [μm]	AH [μm]
1500x200 μm^2 (110·10 ³ -130·10 ³ W/cm ²)	~100	~0,9-1	~2
1500x400 μm^2 (80·10 ³ -100·10 ³ W/cm ²)	~60	0,8-0,2	1,5-4
1500x600 μm^2 (65·10 ³ -80·10 ³ W/cm ²)	~30	1,4-0,3	5-6

Tabelle 14: Resultierende Spurformcharakteristika Aufwölbungsradius r_{AW} , Einbrandkerbentiefe EBKT_{links} sowie Aufwölbungshöhe AH für linienförmige Strahlgeometrien mit unterschiedlicher Linienbreite b (Intensitätsbereich ausgewählt hinsichtlich der Erreichung der Ziele für die Spurformcharakteristika)

Eine Vergrößerung des Schmelzbades im Randbereich zur Reduzierung der Einbrandkerben kann neben einer Vergrößerung der Laserleistung auch durch eine Veränderung der Strahlgeometrie realisiert werden. Dazu werden Seitenstege im Randbereich der Linie mit einer Linienbreite $b=200 \mu\text{m}$ hinzugefügt (Bild 61). Die Linienbreite in Vorschubrichtung wird mit $b=200 \mu\text{m}$ gewählt, da mit dieser Strahlgeometrie über einen Intensitätsbereich $I=110 \cdot 10^3$ - $130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ Aufwölbungen mit Aufwölbungsradien $r_{AW} \sim 100 \text{ mm}$, d.h. einem Plateau von 0,6-0,8 mm resultieren (Bild 55). Des Weiteren führt die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$ zur geringsten Aufwölbungshöhe AH. Somit sollte der Zielkonflikt zwischen kleiner Aufwölbungshöhe AH und kleiner Einbrandkerbe durch die Seitenstege beseitigt werden.

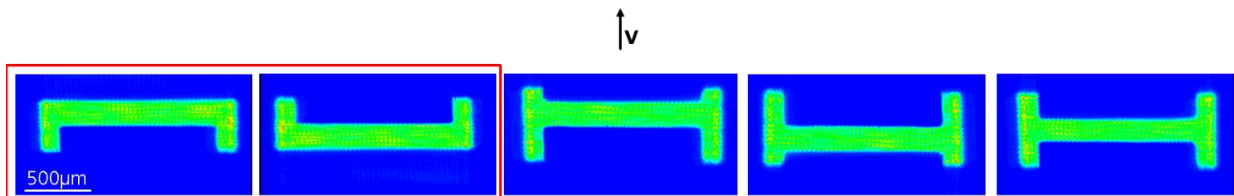


Bild 61: Übersicht der unterschiedlichen Anordnungen der Seitenstege (vgl. Anhang Bild 120 & Bild 121)

Der Einfluss der Position der Seitenstege auf die Spurform, die Einbrandkerben und die Form der Umschmelzgeometrie wird exemplarisch für die beiden rot markierten Strahlgeometrien diskutiert. Beide haben die gleiche Form, nur die Orientierung zur Scanrichtung ist um 180° gedreht, d.h. im ersten Fall sind die Seitenstege vor der Hauptlinie positioniert (Strahlgeometrie 1500x200_VL³¹) und im zweiten Fall dahinter (Strahlgeometrie 1500x200_NL³²). In Bild 62 sind die Umschmelzgeometrien im Querschliff und die Spurformen für diese zwei Strahlgeometrien und eine Intensität $I=130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ dargestellt.

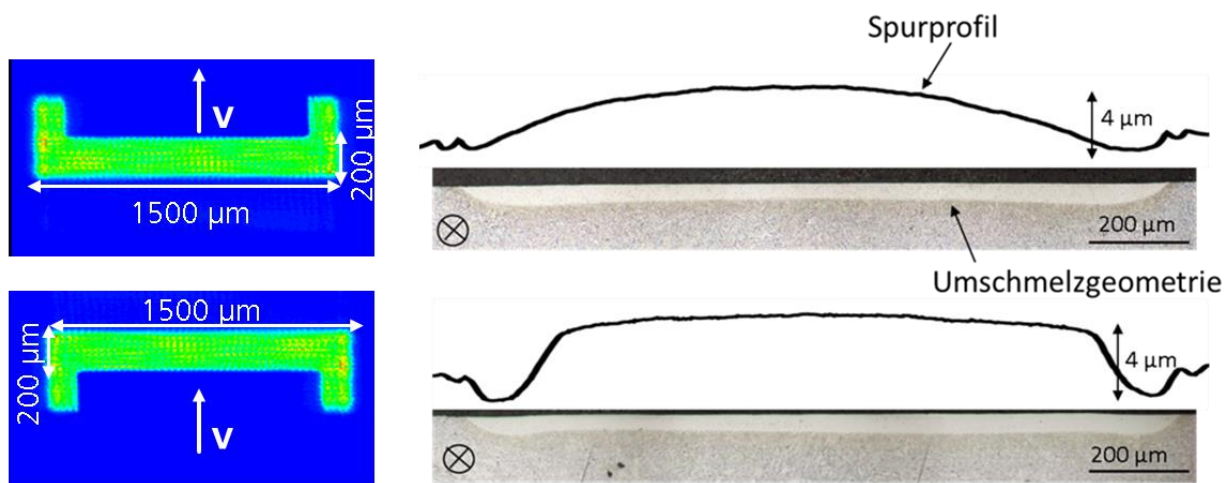


Bild 62: Spurform und Umschmelzgeometrie für unterschiedliche Positionierungen der Seitenstege ($v=50 \text{ mm/s}$, $I=130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, Strahlgeometrie oben: 1500x200_VL, unten: 1500x200_NL)

Vorlaufende Seitenstege führen zu einer Reduzierung der Einbrandkerben, die Spurform ist gewölbt, weist aber mit $r_{AW}=155 \text{ mm}$ einen größeren Aufwölbungsradius auf als die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$ ohne Seitenstege bei gleicher Intensität ($r_{AW}=95 \text{ mm}$). Für nachlaufende Seitenstege ist die Spurform über einen großen Bereich plateauförmig, allerdings

³¹ vorlaufend

³² nachlaufend

entstehen tiefe Einbrandkerben im Randbereich der Spur. Die Umschmelzgeometrien sind jedoch für beide Strahlgeometrien gleich.

In Bild 63 links ist die Einbrandkerbentiefe in Abhängigkeit der Intensität für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$ sowie die linienähnlichen Strahlgeometrien mit Seitenstegen $1500 \times 200_{\text{VL}}$ und $1500 \times 200_{\text{NL}}$ dargestellt. Für vorlaufende Seitenstege ist die Einbrandkerbentiefe im Vergleich zur Linie reduziert, für nachlaufende Seitenstege ist die Einbrandkerbentiefe hingegen vergrößert. Demnach herrscht auch hier ein Konflikt zwischen Erzielung einer möglichst plateauartigen Aufwölbung und Randbereichen ohne Einbrandkerben, denn die nachlaufenden Seitenstege begünstigen sowohl eine Begradigung der Aufwölbung als auch vergrößerte Einbrandkerben.

In Bild 63, rechts ist der Zusammenhang zwischen Einbrandkerbentiefe und dem Neigungswinkel am Schmelzrand α_{rand} dargestellt. Sowohl die linienähnliche Strahlgeometrie mit vorlaufenden Seitenstegen $1500 \times 200_{\text{VL}}$ als auch die Strahlgeometrie mit nachlaufenden Seitenstegen $1500 \times 200_{\text{NL}}$ führen, wie vermutet, zu einer Vergrößerung des Neigungswinkels α_{rand} verglichen mit der linienförmigen Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$.

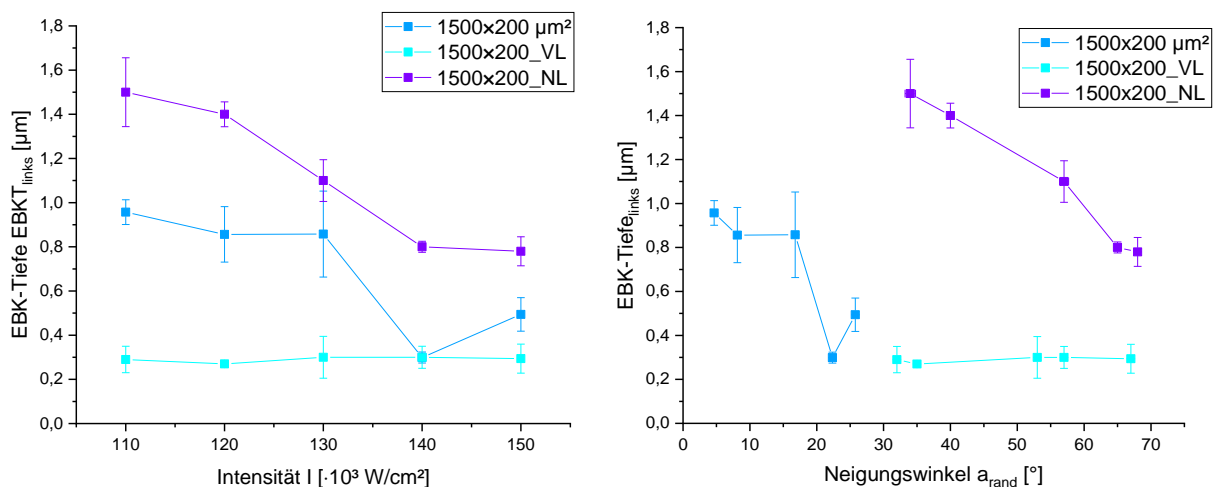


Bild 63: links: Einbrandkerbentiefe EBK_{Tlinks} in Abhängigkeit der Intensität I für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$ sowie die linienähnlichen Strahlgeometrien mit Seitenstegen $1500 \times 200_{\text{VL}}$ und $1500 \times 200_{\text{NL}}$, rechts: Zusammenhang zwischen Einbrandkerbentiefe EBK_{Tlinks} und Neigungswinkel α_{rand} für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$ sowie die linienähnlichen Strahlgeometrien mit Seitenstegen $1500 \times 200_{\text{VL}}$ und $1500 \times 200_{\text{NL}}$

Allerdings führen, wie auch schon in Bild 62 ersichtlich, gleiche Neigungswinkel α_{rand} zu signifikant unterschiedlich tiefen Einbrandkerben.

Das lässt darauf schließen, dass die Umschmelzgeometrie im Querschnitt, d.h. der Neigungswinkel am Schmelzrand α_{rand} , keine notwendige Bedingung für die Bildung von Einbrandkerben und die Form der Einzelspur darstellt.

Möglicherweise sind unterschiedliche Schmelzbadströmungen aufgrund räumlich unterschiedlicher Temperaturgradienten mit resultierenden lokal unterschiedlichen Druckverteilungen die Ursache für die unterschiedlich ausgeprägten Einbrandkerben.

Im Gegensatz zur Umschmelzgeometrie im Querschliff ändert sich die Form der Erstarrungsfront³³ signifikant in Abhängigkeit der Positionierung der Seitenstege (Bild 64).

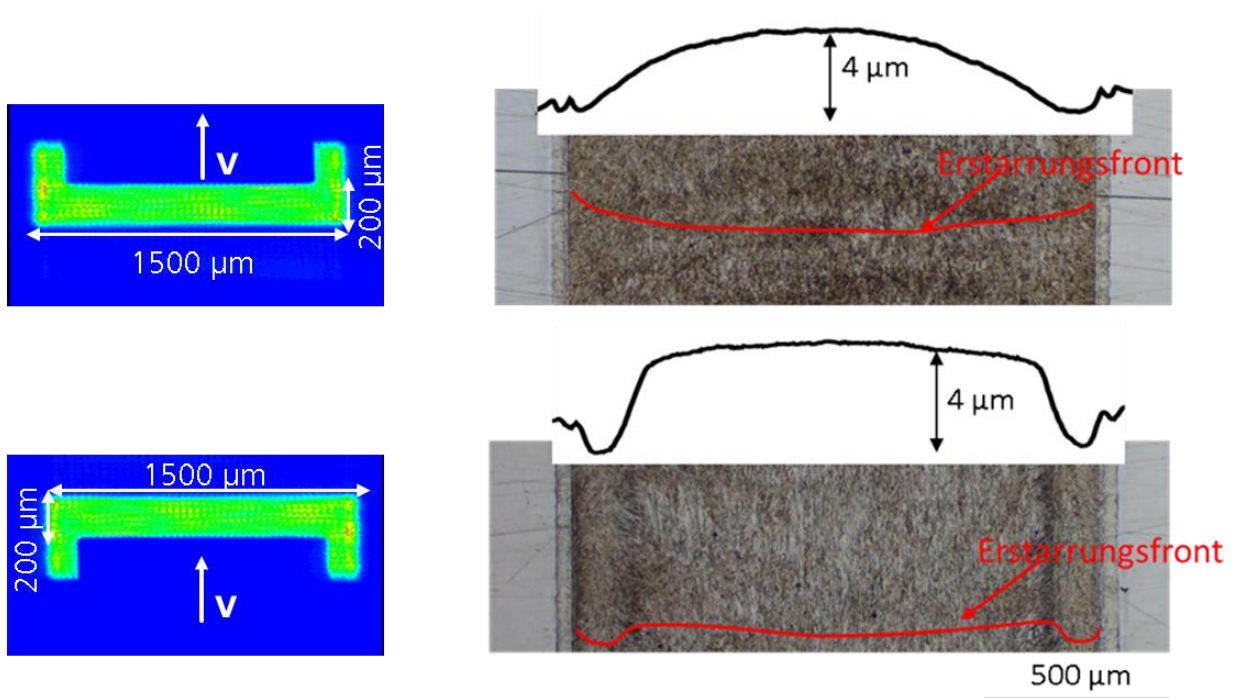


Bild 64: Spurform und lichtmikroskopische Aufnahmen der Einzelspuren mit markierten Schuppen ($v=50 \text{ mm/s}$, $I=130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Zusammenfassend sind in Tabelle 15 für die linienförmigen Strahlgeometrien mit Seitenstegen die resultierenden Spurformcharakteristika dargestellt. Die Intensitätsbereiche werden dabei hinsichtlich der am Anfang des Kapitels 7 definierten Ziele ausgewählt.

³³ Form der Erstarrungsfront entspricht der nachgezeichneten Schuppenform aus der Lichtmikroskopieaufnahme.

Strahlgeometrie (Intensitätsbereich)	Spurformcharakteristika		
	r_{AW} [mm]	EBKT _{links} [μm]	AH [μm]
1500x200_VL ($130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)	~150	0,3	2
1500x200_NL ($130 \cdot 10^3$ - $150 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)	250-350	1	3-3,5

Tabelle 15: Resultierende Spurformcharakteristika Aufwölbungsradius r_{AW} , Einbrandkerbtiefe EBKT_{links} sowie Aufwölbungshöhe AH für linienförmige Strahlgeometrien mit Seitenstegen (Intensitätsbereich ausgewählt hinsichtlich der Erreichung der Ziele für die Spurformcharakteristika)

Zwischenfazit: Nach Betrachtung der Spurform, d.h. der Aufwölbungshöhe und -form, sowie der Randbereiche der Spuren erfüllt die Strahlgeometrie mit Seitenstegen und einer Stegbreite von 200 μm „1500x200_VL“ die Kriterien einer Strahlgeometrie zur Flächenratensteigerung (siehe Anfang Kapitel 7) am besten. Eine weitere Vergrößerung des Aufwölbungsradius r_{AW} wird jedoch hinsichtlich einer möglichst großen Flächenrate angestrebt.

7.3.2 Spurform – weitere Anpassung der Strahlgeometrie

Um bei der Realisierung der Strahlgeometrie mit dem Blendenaufbau geringere Energieverluste an der Blende zu erhalten, wird der mittlere Ausschnitt der linienähnlichen Strahlgeometrie mit Seitenstegen 1500x200_VL vergrößert (Bild 74, 2. Strahlgeometrie von rechts).

Diese im Folgenden als Verjüngung bezeichnete Einkerbung der linienförmigen Strahlgeometrie 1500x400_200_VL zeigt zudem Potential zur weiteren Verkleinerung der Einbrandkerbtiefe verglichen mit der Strahlgeometrie 1500x200_VL. Mit Hilfe von modelltheoretischen Berechnungen werden für die hier diskutierten Strahlgeometrien die Temperaturverteilungen im Werkstück durch Lösung der Wärmeleitungsgleichung berechnet. Die Geometrie der fest/flüssigen Phasengrenze ist für die verjüngte Strahlgeometrie 1500x400_200_VL entlang der Dreiphasenlinie insbesondere im Randbereich etwas steiler als für die Strahlgeometrie 1500x200_VL (Bild 65). Für diese zieht sich die Neigung der Schmelzwanne kontinuierlich von der Schmelzfront bis zur Erstarrungsfront. Für die verjüngte Strahlgeometrie 1500x400_200_VL ist die Orientierung der Schmelzwanne in diesem Bereich approximativ senkrecht zur Oberfläche und somit robust gegenüber einem Abrutschen der Schmelze (vgl. Kapitel 2.1.2).

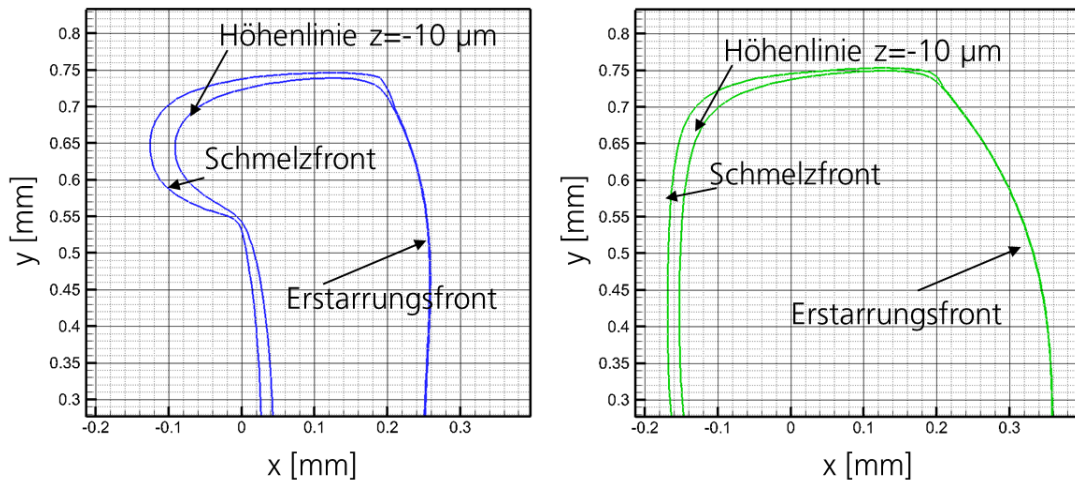


Bild 65: Fest/flüssig Phasengrenze an der Schmelzbadoberfläche sowie 10 μm unterhalb der Oberfläche für die linienähnliche Strahlgeometrie 1500x200_VL, $I=130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ (links) und eine in der Mitte um 200 μm verjüngte linienähnliche Strahlgeometrie 1500x400_200_VL, $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ (rechts)

Somit sollte die Einbrandkerbenbildung für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL weiter reduziert werden. Ob auch eine weitere Vergrößerung des Aufwölbungsradius r_{AW} mit dieser Strahlgeometrie möglich ist, wird im Rahmen dieses Kapitels untersucht.

Mit der Strahlgeometrie 1500x400_200_VL werden Einzelspurversuche unter Variation der Intensität I durchgeführt und die Spurform mittels Weißlichtinterferometrie analysiert. Bei einer Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ resultiert ein Aufwölbungsradius $r_{AW}=200 \text{ mm}$, d.h. verglichen mit der linienähnlichen Strahlgeometrie mit Randstegen 1500x200_VL wird mit der Strahlgeometrie 1500x400_200_VL der Aufwölbungsradius r_{AW} um 50 mm vergrößert (Bild 66, links). Für Intensitäten $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ bis $130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ ist die Einbrandkerbentiefe $EBKT_{links} \leq 0,3 \mu\text{m}$, für $I=110 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ bis $120 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ ist die Einbrandkerbentiefe sogar $\leq 0,1 \mu\text{m}$ (Bild 66, rechts).

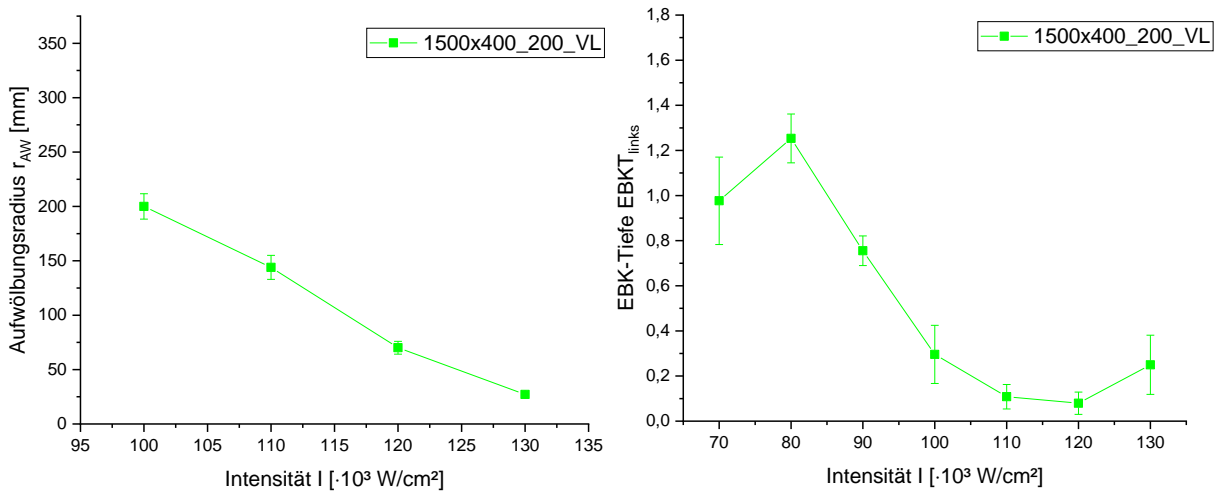


Bild 66: Aufwölbungsradius r_{AW} (links) und Einbrandkerbtiefe $EBKT_{links}$ (rechts) in Abhängigkeit der Intensität I für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL

Zwischenfazit: Nach Betrachtung der Spurform, d.h. der Aufwölbungshöhe und -form, sowie der Randbereiche der Spuren erfüllt die linienähnliche Strahlgeometrie mit Einschnürung „1500x400_200_VL“ bei einer Intensität $I=100 \cdot 10^3$ W/cm 2 die Kriterien einer Strahlgeometrie zur Flächenratensteigerung (siehe Anfang Kapitel 7) am besten (Bild 67, Tabelle 16).

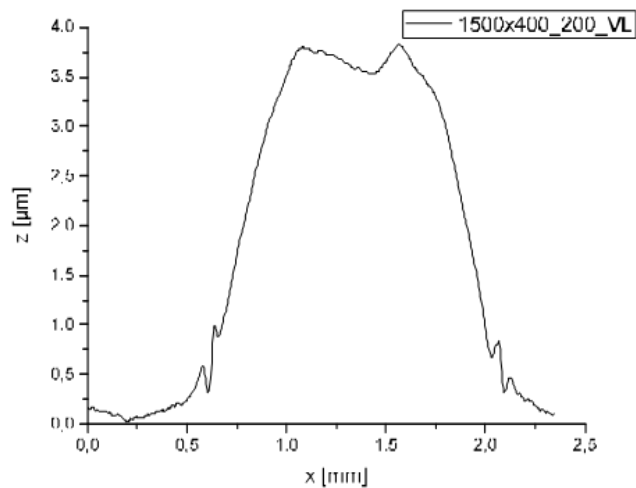


Bild 67: Spurform (Strahlgeometrie 1500x400_200_VL, $I=100 \cdot 10^3$ W/cm 2)

Strahlgeometrie (Intensitätsbereich)	Spurformcharakteristika		
	r_{AW} [mm]	EBKT _{links} [μm]	AH [μm]
1500x400_200_VL ($100 \cdot 10^3$ W/cm ²)	~200	0,3	3,7

Tabelle 16: Resultierende Spurformcharakteristika Aufwölbungsradius r_{AW} , Einbrandkerbtiefe EBKT_{links} sowie Aufwölbungshöhe AH für linienähnliche Strahlgeometrie 1500x400_200_VL (Intensitätsbereich ausgewählt hinsichtlich der Erreichung der Ziele für die Spurformcharakteristika)

7.3.3 Untersuchungen zur Schmelzbaddynamik

Eine Berechnung der Temperaturverteilung, der Oberflächentemperaturgradienten sowie der Geschwindigkeit der Marangoniströmung für die diskutierten Strahlgeometrien zeigt, dass die Verjüngung der linienförmigen Strahlgeometrie in der Mitte zu einer Abschirmung bzw. Reduzierung von Strömungen an der Schmelzbadoberfläche senkrecht zur Scanrichtung führt und somit neben der Spurform noch einen weiteren Vorteil im Hinblick auf das Laserpolieren von inhomogenen Werkstoffen mit sich bringen könnte. In Bild 68 ist der Betrag des Oberflächentemperaturgradienten

Formel 9

$$GB = \sqrt{(\partial_x T)^2 + (\partial_y T)^2}$$

für die Strahlgeometrien 1500x400 μm², 1500x200_VL sowie 1500x400_200_VL dargestellt.

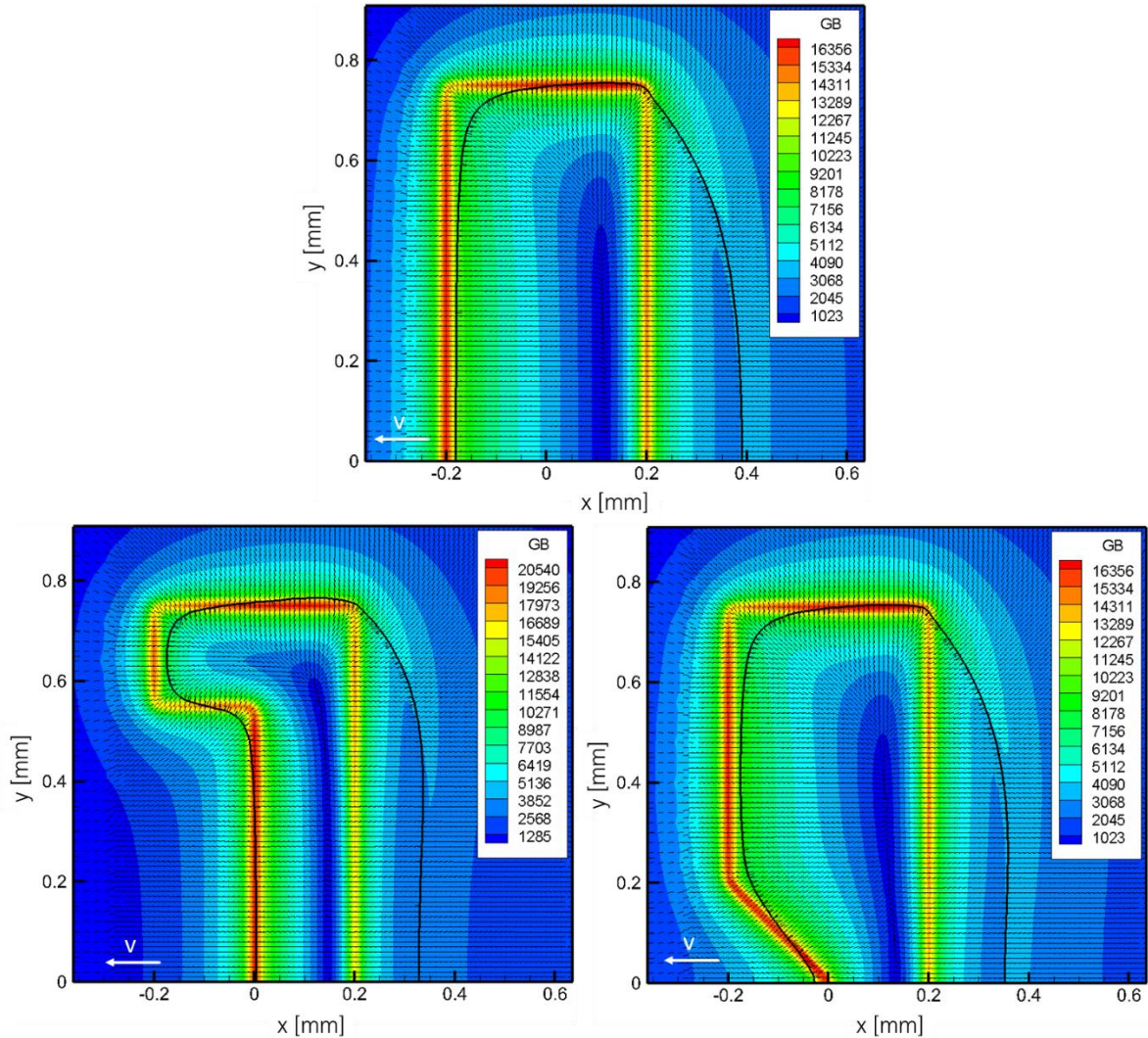


Bild 68: Oberflächentemperaturgradient für die Strahlgeometrien 1500x400 μm^2 (oben, $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$), 1500x200_VL (unten links, $I=130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$) und 1500x400_200_VL (unten rechts, $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Im Bereich der Verjüngung resultiert für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL ein Oberflächentemperaturgradient von der Mitte der Spur in Richtung des Randbereichs. Dieser Oberflächentemperaturgradient könnte Schmelzbadströmungen senkrecht zur Scanrichtung (Querströmungen) abschirmen bzw. reduzieren, da eine Marangoniströmung³⁴ von der Schmelzbadmitte zum Schmelzbadrand resultiert (Bild 69). Für die linienförmige Strahlgeometrie 1500x400 μm^2 sowie die linienähnliche Strahlgeometrie mit Randstegen

³⁴ Als Marangoniströmung bezeichnet man eine Strömung, die durch den Gradienten der Oberflächenspannung entsteht. Ursache für unterschiedliche Oberflächenspannungen können Temperaturgradienten oder Konzentrationsgradienten gelöster Stoffe entlang der Grenzfläche sein.

1500x200_VL zeigt der Oberflächentemperaturgradient in diesem Bereich parallel zur Scanrichtung in Richtung der Erstarrungsfront. Auch eine von der Schmelzbadmitte zum Schmelzbadrand gerichtete Marangoniströmung ist für diese Strahlgeometrien nicht vorhanden.

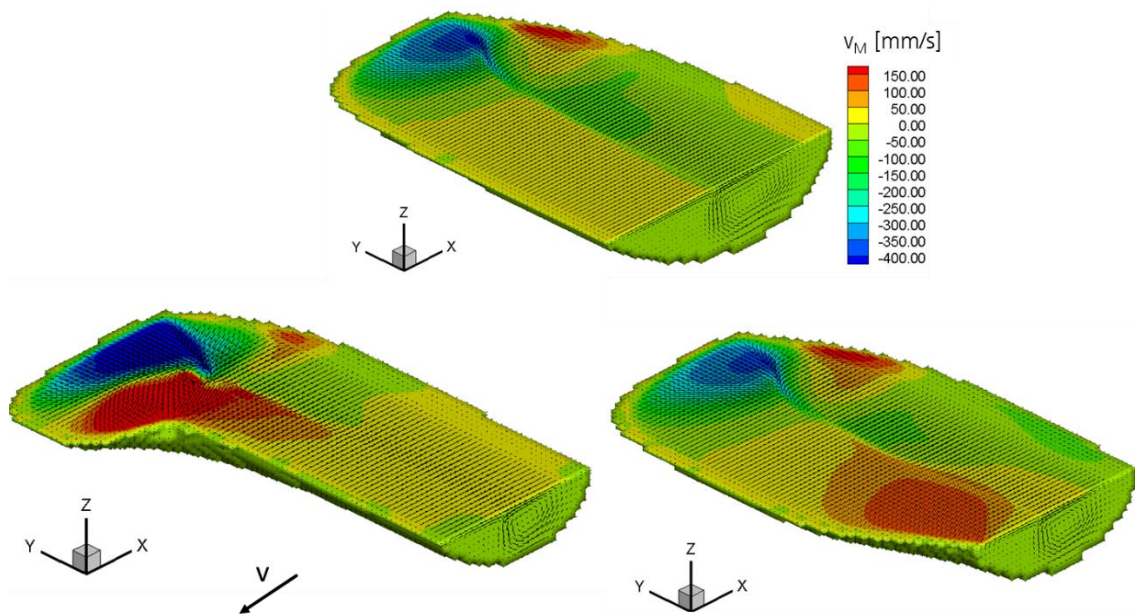


Bild 69: Geschwindigkeit der Marangoniströmung in y-Richtung für die Strahlgeometrien 1500x400 μm^2 (oben, $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$), 1500x200_VL (unten links, $I=130 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$) und 1500x400_200_VL (unten rechts, $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Inhomogenitäten im Werkstoff, wie Seigerungen und Einschlüsse, führen beim Laserpolieren mit kreisförmiger Strahlgeometrie zu einer signifikanten Vergrößerung der Rauheit der laserpolierten Oberfläche. Die Inhomogenitäten führen zu einer Änderung der Schmelztemperatur und des Absorptionsgrades, so dass die Schmelzrate sich ändert, während die Erstarrungsrate zunächst konstant bleibt, so dass eine Änderung des Schmelzvolumens resultiert. Je größer das Ausmaß der Störung, desto größer ist die Fluktuation des Schmelzvolumens. [4]

Anhand eines abstrahierten Versuches, wird in diesem Kapitel betrachtet, ob eine Verjüngung der linienförmigen Strahlgeometrie die Auswirkungen³⁵ einer teilweise umgeschmolzenen Inhomogenität auf das Polierergebnis reduzieren kann. Dazu werden definierte und reproduzierbare Defekte in die Probenoberfläche des homogenen Werkstoffes 1.2343 eingearbeitet. Als definierte Defekte werden vom Grundwerkstoff abweichende Edelstahl-drähte (Werkstoff: 1.4301) senkrecht in das Probenmaterial eingebettet (Bild 70). Dazu wird zunächst eine Bohrung zur Aufnahme der Drähte ausgefräst. Anschließend

³⁵ Vergrößerung der Rauheit

werden die runden Drähte mit einem Durchmesser von 1,5 mm in den Bohrungen platziert und eingeschlagen.³⁶

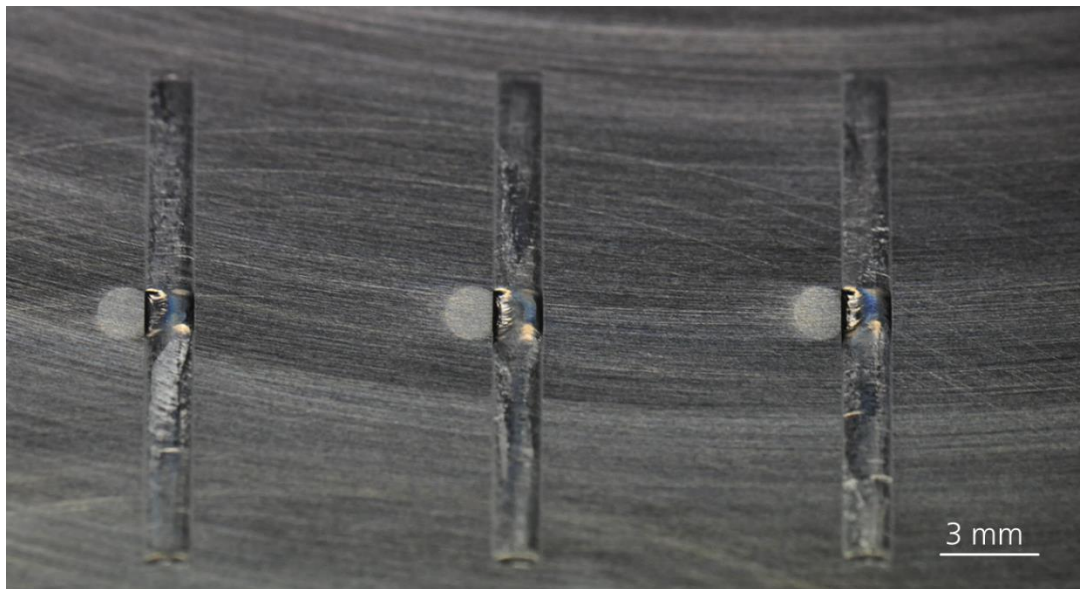


Bild 70: In die Oberfläche eingearbeitete Drähte, die teilweise umgeschmolzen werden (Scanrichtung von oben nach unten)

Abschließend werden die Probenoberflächen geschliffen, damit die Ausgangsoberfläche möglichst glatt ist und nicht als zusätzliche Störgröße zu Schmelzbadbewegungen führt.

Sowohl die Erstellung von Einzelspuren als auch die von Feldern werden für verschiedene Strahlgeometrien mit der Hochgeschwindigkeitskamera koaxial aufgenommen (Versuchsaufbau siehe Kapitel 7.1). Dadurch lassen sich sowohl die Dreiphasenlinie als auch die Schmelzbadoberfläche sowie deren Dynamik beobachten. In Bild 71 ist beispielhaft ein Einzelbild einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme für eine linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ mit einer Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ dargestellt. Die Dreiphasenlinie als Teil der Schmelz- sowie der Erstarrungsfront ist farblich markiert.

³⁶ Der genutzte Edelstahl draht entspricht dabei nicht einer gewöhnlichen Makroblockseigerung, die sich typischerweise aus Verunreinigungselementen wie Kohlenstoff, Phosphor oder Schwefel zusammensetzt.

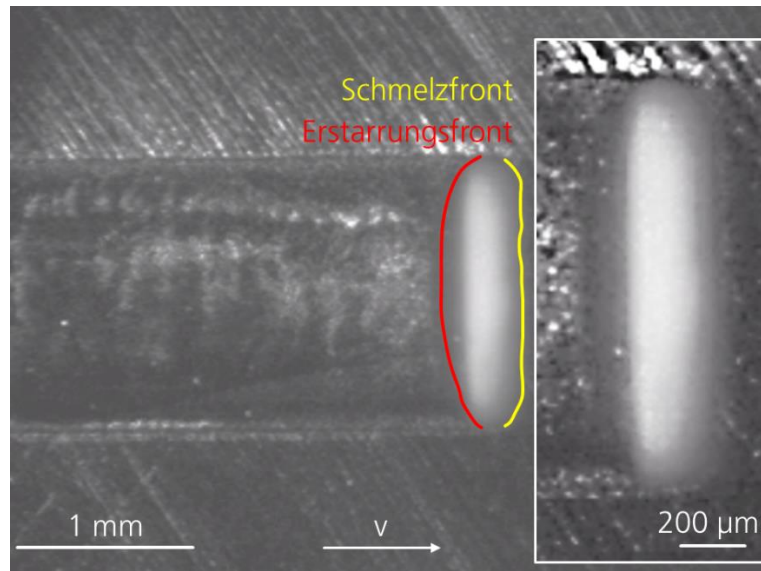


Bild 71: Einzelbild einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ mit einer Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ (in gelb markiert: Schmelzfront, in rot markiert: Erstarrungsfront)

Auf der Schmelzbadoberfläche ist die Bewegung hochschmelzender Partikel ersichtlich. Eine definierte Strömungsrichtung kann jedoch nicht ausgemacht werden.

Zunächst werden Einzelspuren mit der linienförmigen Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ und einer Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ erzeugt, wobei die Störstelle stets mit einem Überlapp von $300 \mu\text{m}$ getroffen wird. Auf den Hochgeschwindigkeitsaufnahmen ist beim Aufschmelzen der Störstelle eine Querströmung an der Schmelzbadoberfläche von der Störstelle weg zu beobachten (Bild 72).

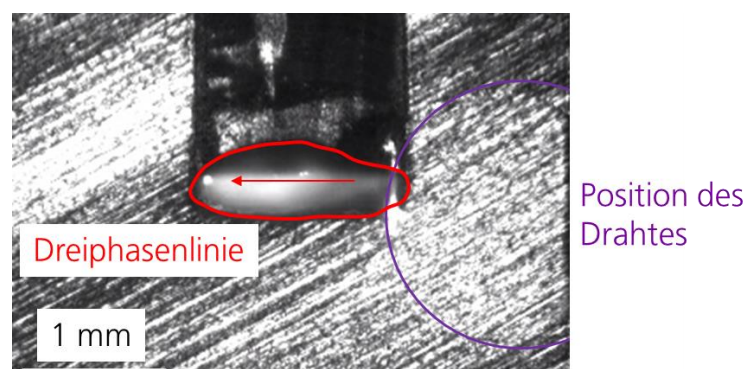


Bild 72: Einzelbild einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ mit einer Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ zum Zeitpunkt des Aufschmelzens des Drahtes (Scanrichtung von oben nach unten)

Diese Querströmungen sind vermutlich auf einen Unterschied der Oberflächenspannungen des Werkstoffes 1.2343 (Grundwerkstoff) und des Werkstoffes 1.4301 (Defekt) zurückzuführen. Vermutlich dominiert die chemische Marangonikonvektion in diesem Bereich und sorgt für einen Ausgleich der chemischen Komponenten. In der erstarrten Einzelspur resultiert eine Senke im Bereich der Störstelle sowie eine Materialanhäufung auf der gegenüberliegenden Seite (Bild 73).

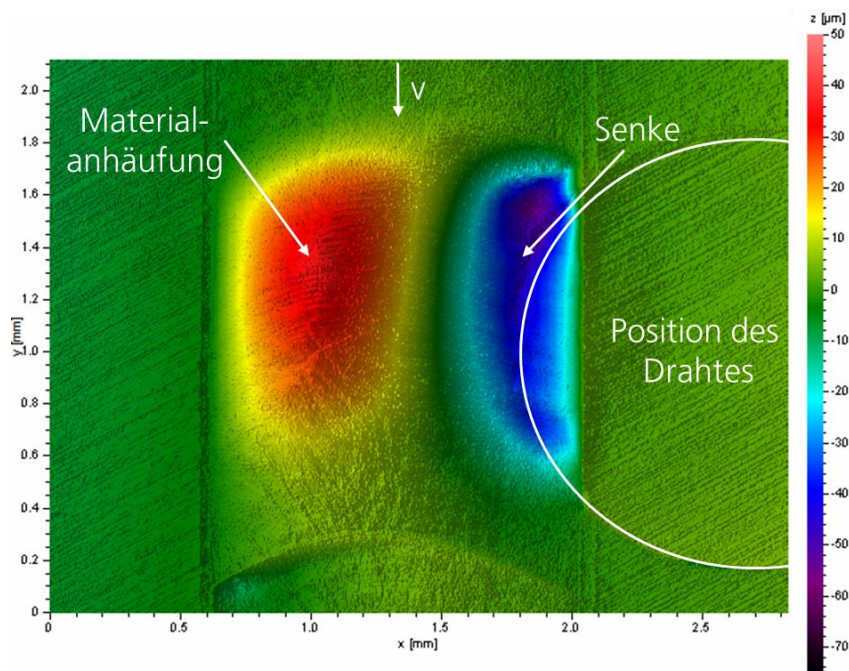


Bild 73: Weißlichtinterferometer-Aufnahme einer Einzelspur im Bereich der Störstelle (linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$, Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Zur Reduzierung der Querströmung wird wie oben diskutiert die linienförmige Strahlgeometrie in der Mitte verjüngt (Bild 74). Neben einer Verjüngung um $200 \mu\text{m}$ wird in dieser Versuchsreihe zusätzlich die linienförmige Strahlgeometrie um $100 \mu\text{m}$ sowie $300 \mu\text{m}$ verjüngt.

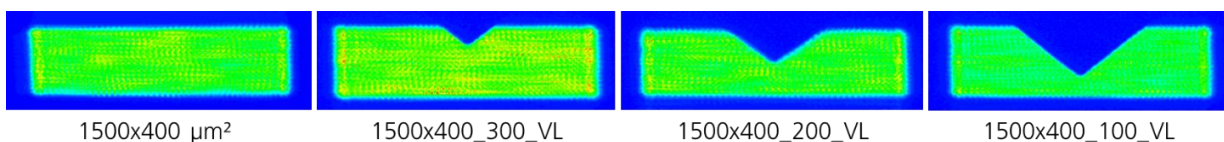


Bild 74: Übersicht, der in dieser Versuchsreihe untersuchten Strahlgeometrien (vgl. Anhang Bild 119 & Bild 122)

Anschließend werden mit diesen Strahlgeometrien jeweils drei Einzelspuren mit einer Intensität von $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ erstellt und die Topographie der

Einzelspuren mit dem Weißlichtinterferometer bestimmt. Um quantitative Vergleichswerte für die Oberflächenstrukturbildung zu ermitteln, werden verschiedene Charakteristika der Spur im Bereich der Störstelle anhand der Daten der Weißlichtinterferometrie bestimmt:

- Maximale Höhendifferenz zwischen Materialanhäufung und Senke Δh [μm]
- Summe des umverteilten Materialvolumens UV [10^{-2} mm^3]
- Länge der Materialanhäufung LE bzw. der Senke LS in Scanrichtung [mm].

Das detaillierte Vorgehen zur Bestimmung der Charakteristika Δh , UV, LE und LS ist im Anhang Bild 128 und Bild 129 zu finden.

In Bild 75 sind diese Charakteristika für die verschiedenen Strahlgeometrien dargestellt.

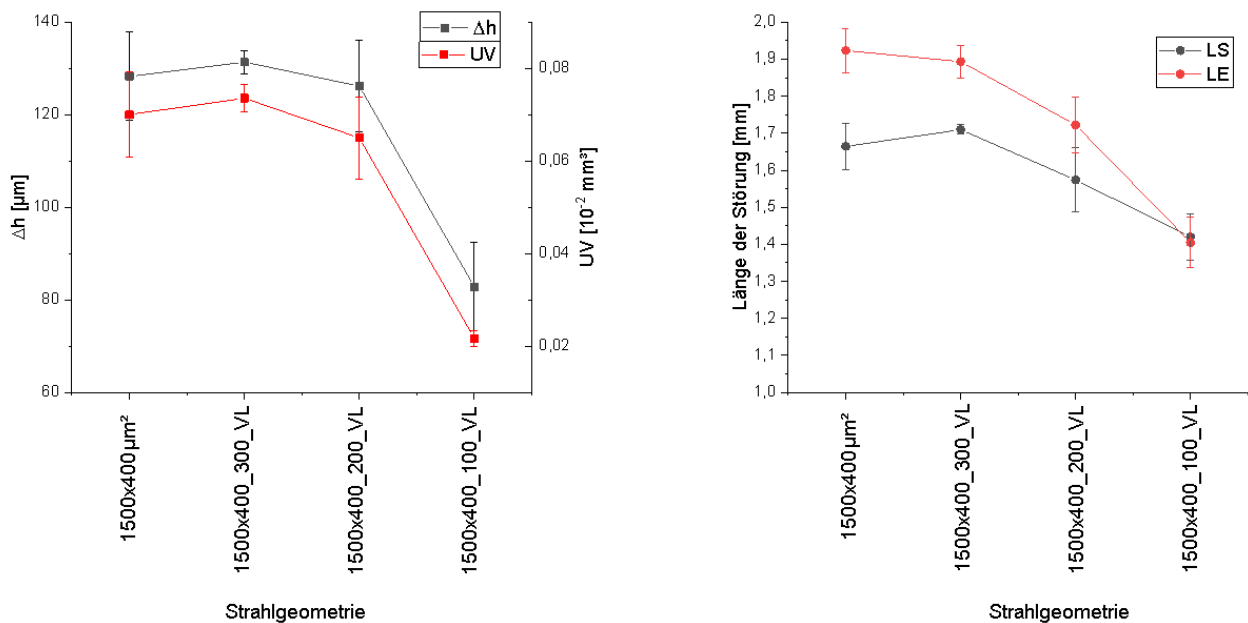


Bild 75: Charakteristika der Einzelspur für eine Störstelle aus Edelstahl und unterschiedliche Strahlgeometrien (Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Bei einer Verjüngung um 100 μm (Strahlgeometrie 1500x400_300_VL) werden keine Unterschiede in den Spurcharakteristika im Vergleich zur linienförmigen Strahlgeometrie 1500x400 μm^2 ersichtlich. Ab einer Verjüngung um 200 μm tritt eine Veränderung der Charakteristika im Vergleich zur linienförmigen Strahlgeometrie auf, die sich bei einer Verjüngung von 300 μm weiter verstärkt:

Die maximale Höhendifferenz zwischen Erhöhung und Senke Δh sowie die Summe des umverteilten Materialvolumens UV nimmt ab. Auch die Länge der Struktur sowohl im abgesenkten als auch im erhöhten Spurbereich wird verkleinert. Demnach nimmt die Oberflächenstrukturbildung mit zunehmender Verjüngung ab.

Die Strahlgeometrie 1500x400_100_VL bietet sich zwar unter dem Gesichtspunkt einer möglichst kleinen Oberflächenstrukturbildung zum Laserpolieren an, allerdings resultiert bei dieser Strahlgeometrie keine homogen aufgewölbte Spur: Die Randbereiche der Spur sind stark aufgewölbt während die Mitte der Spur aufgrund der geringen Laserleistung in diesem Bereich kaum umgeschmolzen wird und somit auch kaum aufgewölbt ist (Bild 76, links). Bei der Strahlgeometrie 1500x400_200_VL ist die Stegbreite in der Mitte groß genug, so dass ein über die gesamte Spurbreite nahezu homogenes Schmelzbad und demzufolge auch eine homogene Aufwölbung der Spur resultiert (Bild 67).

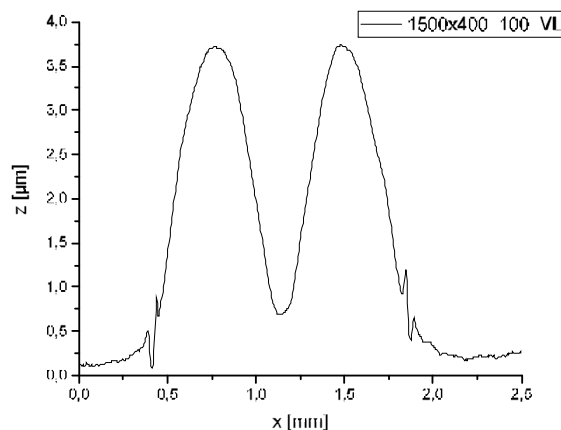


Bild 76: Spurform (Strahlgeometrie 1500x400_100_VL, $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Zwischenfazit: Durch eine Verjüngung der linienförmigen Strahlgeometrie können Querströmungen an der Schmelzbadoberfläche sowie eine Oberflächenstrukturbildung im Vergleich zu einer linienförmigen Strahlgeometrie reduziert werden. Diese Untersuchungen zeigen somit eine erste Perspektive, dass mit der in der Mitte verjüngten linienförmigen Strahlgeometrie 1500x400_200_VL auch inhomogenere Werkstoffen laserpolierbar sein könnten.

Da im Rahmen dieser Arbeit nur ein abstrahierter Prinzipversuch durchgeführt wurde, besteht weiterer Forschungsbedarf bzgl. der folgenden Punkte:

- Der in dieser Arbeit eingebrachte Defekt entspricht sowohl in der Größe als auch in der Zusammensetzung keiner typischen Seigerung in

Stahlwerkstoffen. Demnach sollte die Versuchsdurchführung realen Werkstoffzusammensetzungen weiter angenähert werden, z.B. durch Reduzierung der in den Werkstoff eingebrachten Defektgröße.

- Der Übertrag auf reale, inhomogene Stahlwerkstoffe sollte untersucht werden, um zu überprüfen, ob der hier durchgeführte abstrahierte Versuch die auftretenden Effekte beim teilweisen Aufschmelzen einer Seigerung abbildet.

7.3.4 Werkstofftechnischer Einfluss auf die Spurform

In der Dissertation von T. Kiedrowski werden umfangreiche Untersuchungen zur resultierenden Spurformaufwölbung mit kreisförmiger Strahlgeometrie durchgeführt (vgl. Kapitel 2.1.1). Nach Kiedrowski hat die Spurformaufwölbung zwei Ursachen:

- Entstehung durch (volumenerhaltende) plastische Fließvorgänge aufgrund behinderter thermischer Ausdehnung,
- Volumenänderung aufgrund einer mit einer werkstoffspezifischen Gefügeumwandlung einhergehenden Dichteänderung.

Diese Annahmen basieren auf einer einfachen thermoelastoplastischen Modellrechnung, in der das Materialverhalten als elastisch – ideal plastisch angenommen wird, sowie auf Parameterstudien. Eine tiefere Analyse gerade im Hinblick auf die Separierung der einzelnen Mechanismen und dessen Quantifizierung bleibt aus. [4]

Ein tiefgehendes Verständnis, der für die Spuraufwölbung verantwortlichen Mechanismen ist gerade für die in dieser Dissertation untersuchte neue Prozessvariante, bei der die Spurform durch eine Änderung der Strahlform eingestellt werden soll, essentiell. Zur Quantifizierung einzelner Mechanismen auf die Spurformaufwölbung wird in diesem Kapitel eine Glühbehandlung von laserpolierten Einzelspuren auf dem phasenumwandelnden Warmarbeitsstahl 1.2343 und dem austenitischen Stahl 1.4435 durchgeführt. Durch die Glühbehandlung sollen die Auswirkungen der Gefügeumwandlung und der Spannungen mit einhergehenden elastischen Verformungen beseitigt werden, so dass die Spurform nach der Glühbehandlung nur noch aus plastischen, volumenerhaltenden Verformungen besteht.

Das Vorgehen zur Separierung und zur Quantifizierung der einzelnen Mechanismen auf die Spuraufwölbung ist in Bild 77 dargestellt.

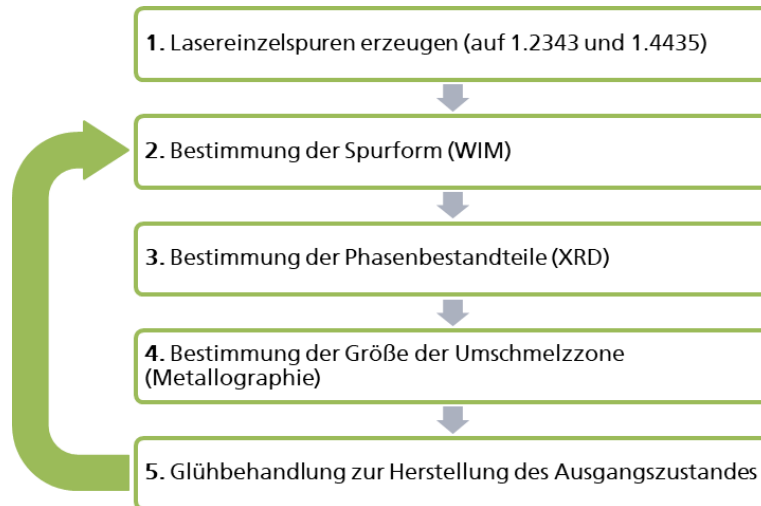


Bild 77: Vorgehen zur Separierung der einzelnen Mechanismen auf die Spurformaufwölbung

1. Schritt:

Zunächst werden Einzelspuren auf dem Werkstoff 1.2343 auf mechanisch vorpolierter Ausgangsoberfläche³⁷ mit zwei verschiedenen Strahlgeometrien und Intensitäten erzeugt. Die Scangeschwindigkeit wird mit $v=50$ mm/s konstant gehalten (Tabelle 17). Für jeden Verfahrensparameter werden mindestens 7 Einzelspuren für die Statistik erstellt. Um den werkstoffabhängigen Unterschied zu untersuchen, werden die Einzelspuren mit der linienförmigen Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ (F01-F08) auch auf dem austenitischen Werkstoff 1.4435 erzeugt.

Spur-Nr.	Strahlgeometrie	Laserleistung am Werkstück [W]	Intensität [W/mm ²]
F01- F08	Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$	600	1000
F09 – F15	Kreis $d=250 \mu\text{m}^2$	200	1000
F16 – F23		100	500

Tabelle 17: Verfahrensparameter zur Erzeugung der Einzelspuren

³⁷ In diesem Kapitel werden auf Hochglanz mechanisch polierte Ausgangsoberflächen verwendet, da die Ausgangsoberfläche als Referenzfläche vor und nach der Laser- und Glühbehandlung genutzt wird. So können auch sehr kleinere Änderungen der Oberflächentopographie nicht in der Ausgangsrauheit untergehen.

Die mechanisch vorgepolierte Oberfläche dient als Referenzfläche, die vor und nach der Laser- und Glühbehandlung als unverändert angenommen wird.

2. Schritt:

Die Topographie jeder Einzelspur wird mittels Weißlichtinterferometrie bestimmt sowie anschließend die mittlere Spurform berechnet (vgl. Kapitel 4.2.2) (Bild 78). Die blauen Linien markieren die umgeschmolzene Zone.

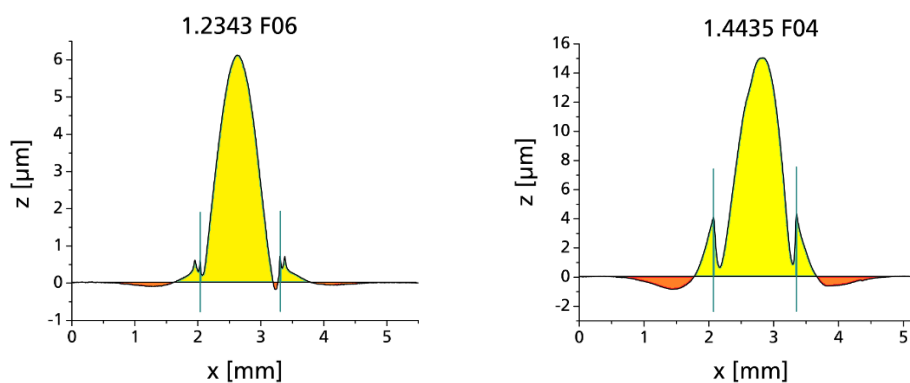


Bild 78: Spurform, links: 1.2343, rechts: 1.4435 (Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2 , $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Die Flächeninhalte oberhalb (im Folgenden „X“ genannt) und unterhalb (im Folgenden „Y“ genannt) der Referenzlinie³⁸ werden jeweils mittels eines Bildverarbeitungsprogrammes (ImageJ) bestimmt. In Bild 79 sind für die verschiedenen Verfahrensparameter und Werkstoffe die mittleren Flächeninhalte X oberhalb der Referenzlinie dargestellt (gelbe Fläche).

³⁸ Nullniveau

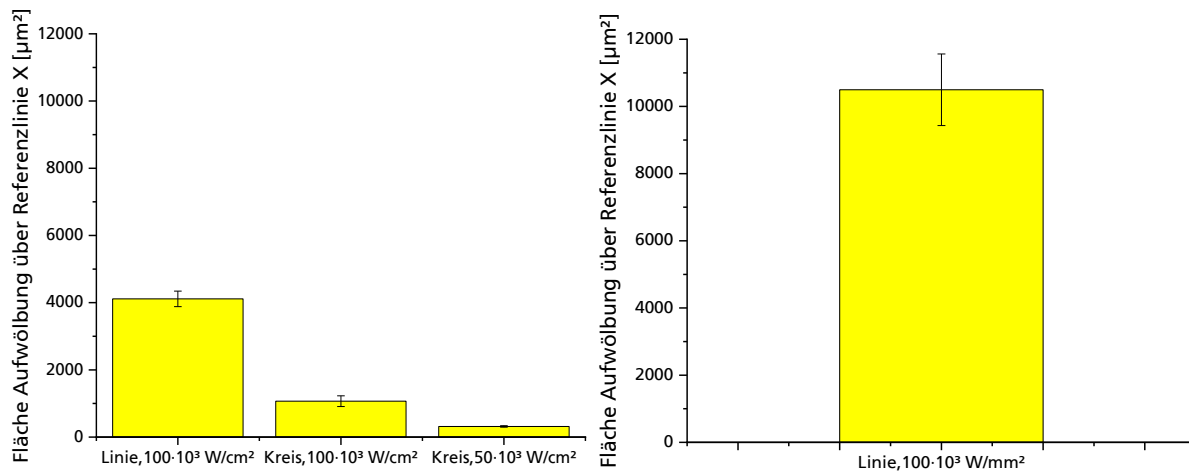


Bild 79: Fläche der Spurformaufwölbung für die verschiedenen Verfahrensparameter, links: 1.2343, rechts: 1.4435

Die Spur ist bei gleichem Verfahrensparameter auf dem 1.4435 um einen Faktor 2,5 stärker aufgewölbt als auf dem 1.2343. Dies ist vermutlich auf die größere Wärmeausdehnung und die kleinere Dehngrenze des 1.4435 im Vergleich zum 1.2343 zurückzuführen, wodurch plastische Fließvorgänge bei kleineren Spannungen einsetzen (vgl. Tabelle 3). Zusätzlich hängt die Fläche der Aufwölbung von der verwendeten Strahlgeometrie ab, die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$ führt beim 1.2343 und einer Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ zu einer 4-fach größeren Aufwölbungsfläche als die kreisförmige Strahlgeometrie mit einem Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$.

3. Schritt:

Um die Phasenbestandteile und die Gitterparameter in der Spur sowie im Grundwerkstoff zu ermitteln, wird eine XRD-Messung³⁹ (Röntgenspektroskopie) durchgeführt. Aufgrund der Messfleckgröße von 0,2-0,5 mm können die XRD-Messungen des laserumgeschmolzenen Bereiches nur aus Normalenrichtung, d.h. an der Oberfläche und nur für die linienförmige Strahlgeometrie durchgeführt werden. Bei einer Eindringtiefe von 10-20 μm wird durch diese Messungen somit nur das oberflächennahe Gefüge repräsentiert.

In Tabelle 18 und Tabelle 19 sind die Volumenanteile der Phasen und die Gitterparameter für die beiden Werkstoffe 1.2343 und 1.4435 sowohl für das Grundgefüge als auch für die umgeschmolzene Einzelspur dargestellt.

³⁹ Für die Messung wird ein Röntgendiffraktometer „D8 Advance“ der Firma Brucker Corporation verwendet. Als Röntgenstrahlung wird Eisen-K α -Strahlung genutzt.

	Messstelle	Ferrit V_{Ferrit} [%]	Martensit $V_{\text{Martensit}}$ [%]	Austenit V_{Austenit} [%]
1.2343	Grundwerkstoff	100	---	---
	Einzelspur	80,68	19,32	---
1.4435	Grundwerkstoff	---	---	100
	Einzelspur	---	---	100

Tabelle 18: Mittels XRD bestimmte Volumenanteile der Phasen im Grundgefüge und jeweils einer laserumgeschmolzenen Einzelspur (F07 beim 1.2343, F02 beim 1.4435)

	Messstelle	α_{Ferrit} [nm]	$\alpha_{\text{Martensit}}$ [nm]	$C_{\text{Martensit}}$ [nm]	α_{Austenit} [nm]
1.2343	Grundwerkstoff	0,2863	---	---	---
	Einzelspur	0,2867	0,2880	0,2911	---
1.4435	Grundwerkstoff	---	---	---	0,3592
	Einzelspur	---	---	---	0,3591

Tabelle 19: Mittels XRD bestimmte Gitterparameter im Grundgefüge und jeweils einer laserumgeschmolzenen Einzelspur (F07 beim 1.2343, F02 beim 1.4435)

Für den 1.2343 entsprechen die mittels XRD bestimmten Phasenanteile nicht den Erwartungen:

- Für den Grundwerkstoff wird ein Phasengemisch⁴⁰ aus Ferrit (~94 %) und Zementit (~6 %) erwartet, da die Proben in weichgeglühtem Ausgangszustand vorliegen und der Kohlenstoffgehalt des Werkstoffes 0,38 % beträgt (vgl. Tabelle 4).
- In der Einzelspur wird aufgrund der schnellen Erstarrung des aufgeschmolzenen Materials mit Abkühlraten von 10^5 - 10^8 K/s ein Gefüge aus Restaustenit und Martensit erwartet [4][9].

⁴⁰ Phasenanteile mittels Hebelgesetz am Eisen-Kohlenstoff-Diagramm bestimmt

Außerdem repräsentieren die XRD-Messungen, wie oben beschrieben, nur das oberflächennahe Gefüge. Daher wird für den 1.2343 die Härte⁴¹ in der Umschmelzzone, der Wärmeeinflusszone sowie dem Grundmaterial feinverteilt gemessen (Bild 80). Aus der Härte lassen sich Rückschlüsse auf das vorliegende Gefüge ziehen, das aufgrund unterschiedlicher Erstarrungsgeschwindigkeiten in der Umschmelzzone variieren könnte.

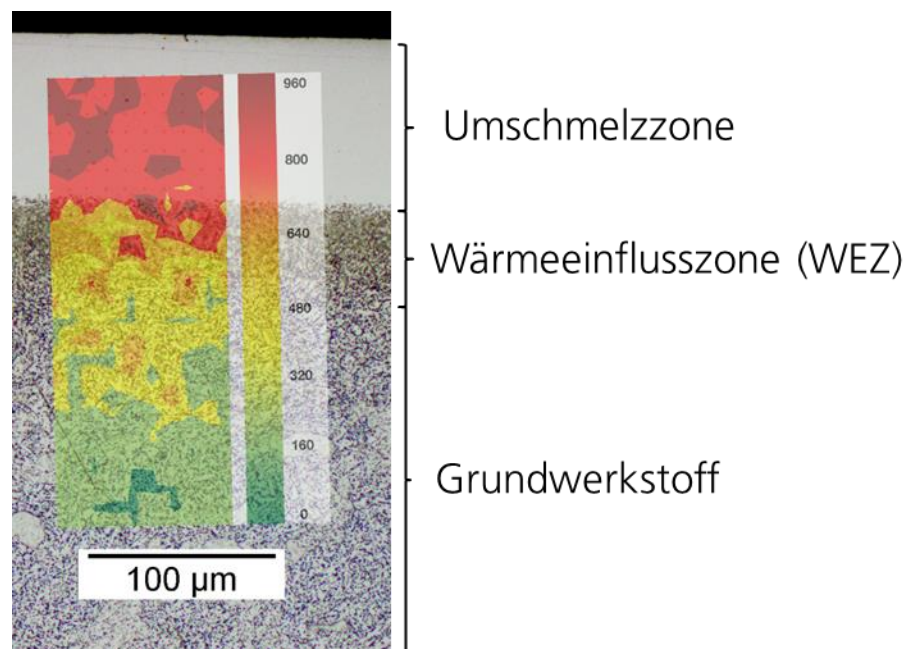


Bild 80: Härtemessung im Querschliff, Einheit: HV0.01 (Werkstoff: 1.2343, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 µm², I=100·10³ W/cm²)

Die Härte im Grundmaterial liegt zwischen 150 und 250 HV, in der Umschmelzzone variiert die Härte zwischen 750 und 900 HV ohne Vorzugsrichtung. Diese Härtewerte sind nur mit einem martensitischen Gefüge in der Umschmelzzone zu erklären, was den Ergebnissen der XRD-Messung (vgl. Tabelle 18) widerspricht. In Bild 81 (oben) ist ein Querschliff der Einzelspur F02 abgebildet. Die Umschmelzzone zeichnet sich durch ein seigerungsarmes Gefüge aus, dessen dendritische Struktur erst sichtbar wird, wenn der Grundwerkstoff überätzt wird (Bild 81, unten).

⁴¹ Härtemessung mit einem Nanoindenter „Picodentor HM500“ (Helmut Fischer GmbH)

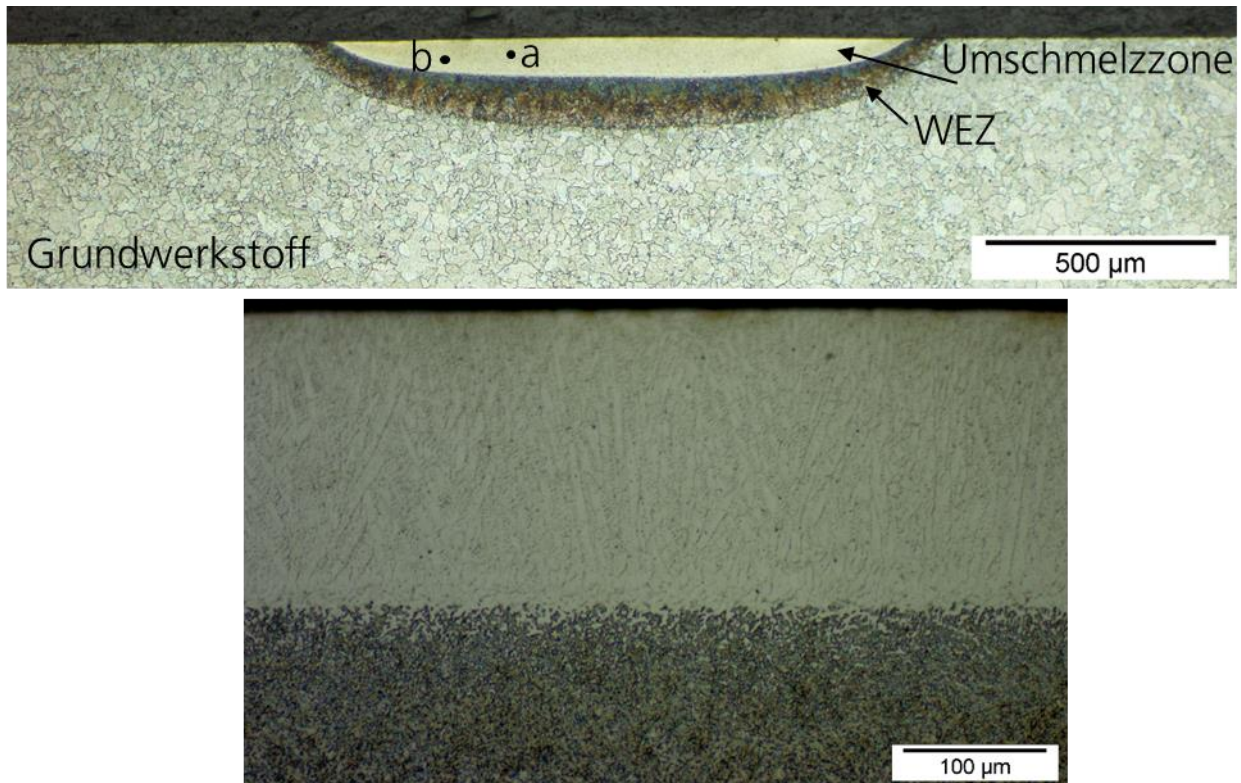


Bild 81: Querschliff der Einzelspur F02, lichtmikroskopische Aufnahme der gesamten Einzelspur (oben), Struktur in der Spurmitte (unten), (Werkstoff: 1.2343, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 µm², I=100·10³ W/cm²)

In der Wärmeeinflusszone (WEZ) ist das Korn im Gegensatz zum Grundwerkstoff verfeinert. Im Grundwerkstoff liegt ein weichgeglühter, grobkörniger Zustand (ferritische Matrix mit Zementit an den Korngrenzen) vor. Die durchschnittliche Korngröße beträgt 50 µm. An den Punkten a und b der Umschmelzzone (Bild 81, oben) wird die dendritische Struktur hochaufgelöster mit dem Rasterelektronenmikroskop dargestellt (Bild 82).

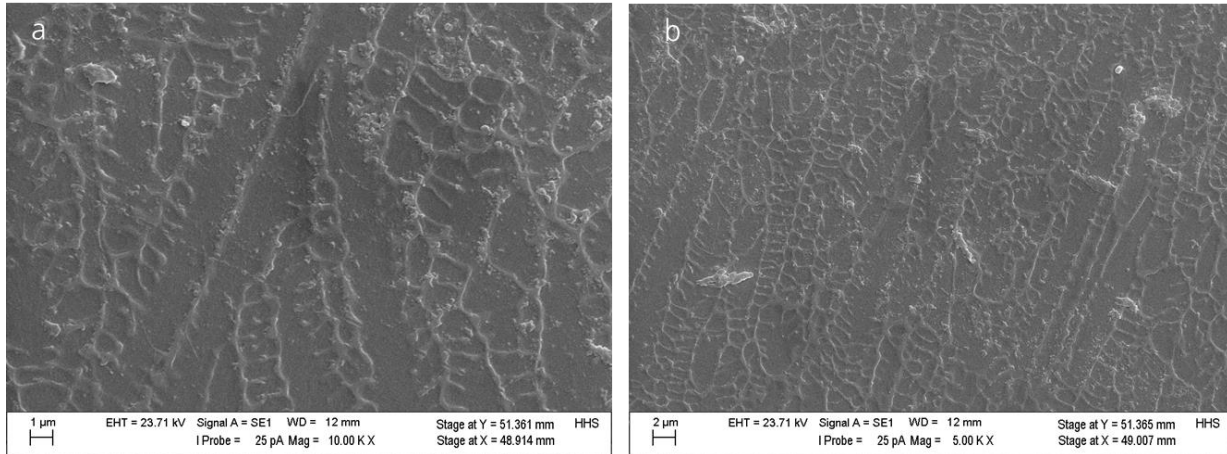


Bild 82: Aufnahmen der Umschmelzzone an 2 verschiedenen Punkten mittels Rasterelektronenmikroskopie (unterschiedliche Maßstäbe), (Werkstoff: 1.2343, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 µm², I=100·10³ W/cm²)

Auch die Vermessung der Dendritenarmabstände DAS an diesen verschiedenen Punkten der Umschmelzzone, die auch Auskunft über die zugrundeliegende Erstarrungsgeschwindigkeit liefern, ergibt mit $DAS=0,84\pm0,14\ \mu\text{m}^{42}$ nahezu konstante Werte. Somit kann von einer nahezu gleichen Abkühlrate über die gesamte Umschmelzzone und damit auch von einer vollständigen Umwandlung in Martensit ausgegangen werden. Im Weiteren dieser Arbeit wird daher entgegen der XRD-Messungen ein Volumenanteil von 100% Martensit in der Umschmelzzone angenommen. Vermutlich war die XRD-Messung an der Oberfläche fehlerhaft und wird daher für den 1.2343 im Folgenden nicht weiter berücksichtigt.

Auch für den nicht umwandelnden Stahl 1.4435 werden metallographische Querschliffe (Bild 83, Bild 84) der laserumgeschmolzenen Spur sowie des Grundmaterials angefertigt sowie die Härte (Bild 85) in beiden Bereichen bestimmt.

⁴² Mittelwert aus jeweils 5 Messwerten an Position a und 5 Messwerten an Position b mit jeweils mindestens 5 nebeneinander liegenden Dendritenarmen

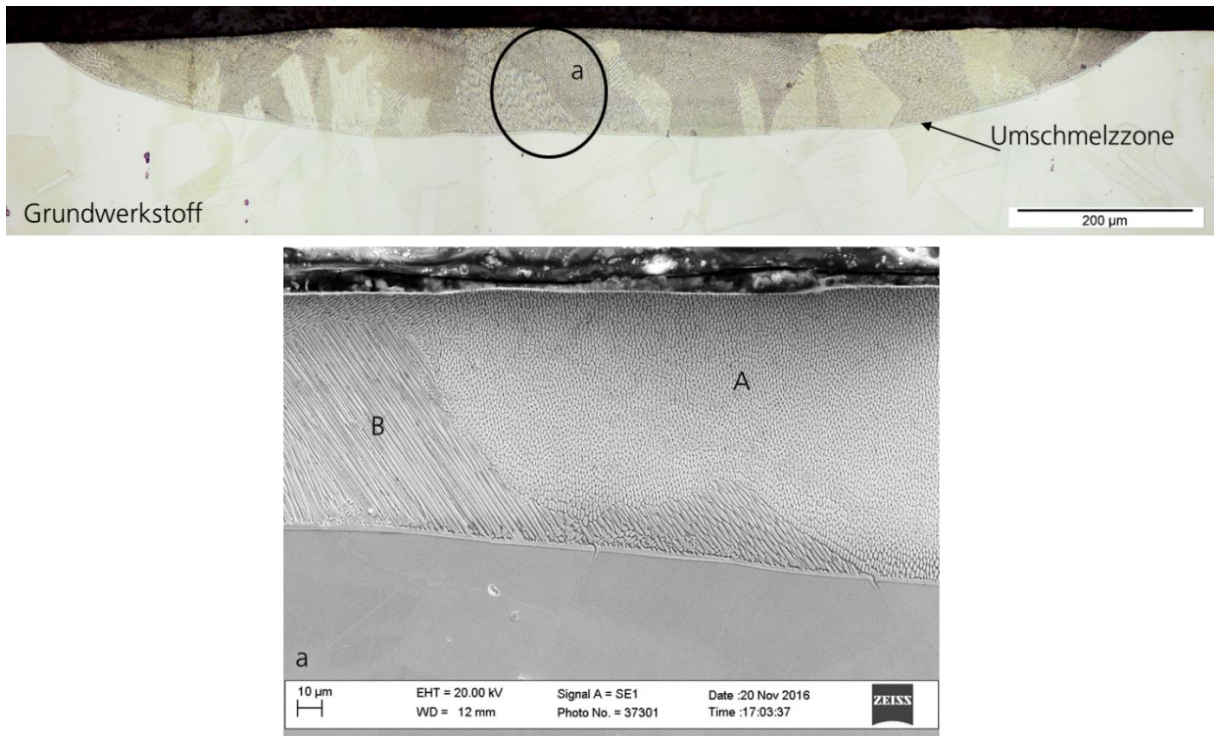


Bild 83: Querschliff der Einzelspur F02, lichtmikroskopische Aufnahme (oben), Aufnahme des Bereiches a mittels Rasterelektronenmikroskop (unten), (Werkstoff: 1.4435, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 µm², I=100·10³ W/cm²)

Das Erstarrungsgefüge in der Umschmelzzone ist meist zellular, an einigen Stellen lassen sich jedoch auch Dendriten mit rudimentären Sekundärarmen finden. In Bild 83, unten ist im Bereich A ein Schnitt senkrecht zur Zellenrichtung, im Bereich B ein Schnitt nahezu parallel dazu dargestellt. Mehrere Korngrenzen gehen über die Schmelzgrenze in die umgeschmolzene Zone über (Bild 84): Der obere Bereich A wird umgeschmolzen und erstarrt danach in einem zellularen Gefüge, der untere Bereich B, der sich im Grundwerkstoff befindet, weist keine charakteristische Struktur auf⁴³. Die ursprüngliche Kornstruktur bleibt in der Umschmelzzone erhalten, da die Erstarrung epitaktisch auf den Körnern des Grundwerkstoffes erfolgt. Die Wachstumsrichtung der Körner ändert sich aber entsprechend der Fest-Flüssig-Phasengrenze. Die WEZ ist nicht erkennbar, da sich in dieser Zone keine Gefügeänderungen einstellen. Der Stahl ist unterhalb der Solidustemperatur umwandlungsfrei.

⁴³ Die Erstarrungsstruktur ist über die Fertigungskette (Umformung, Glühen) verschwunden.

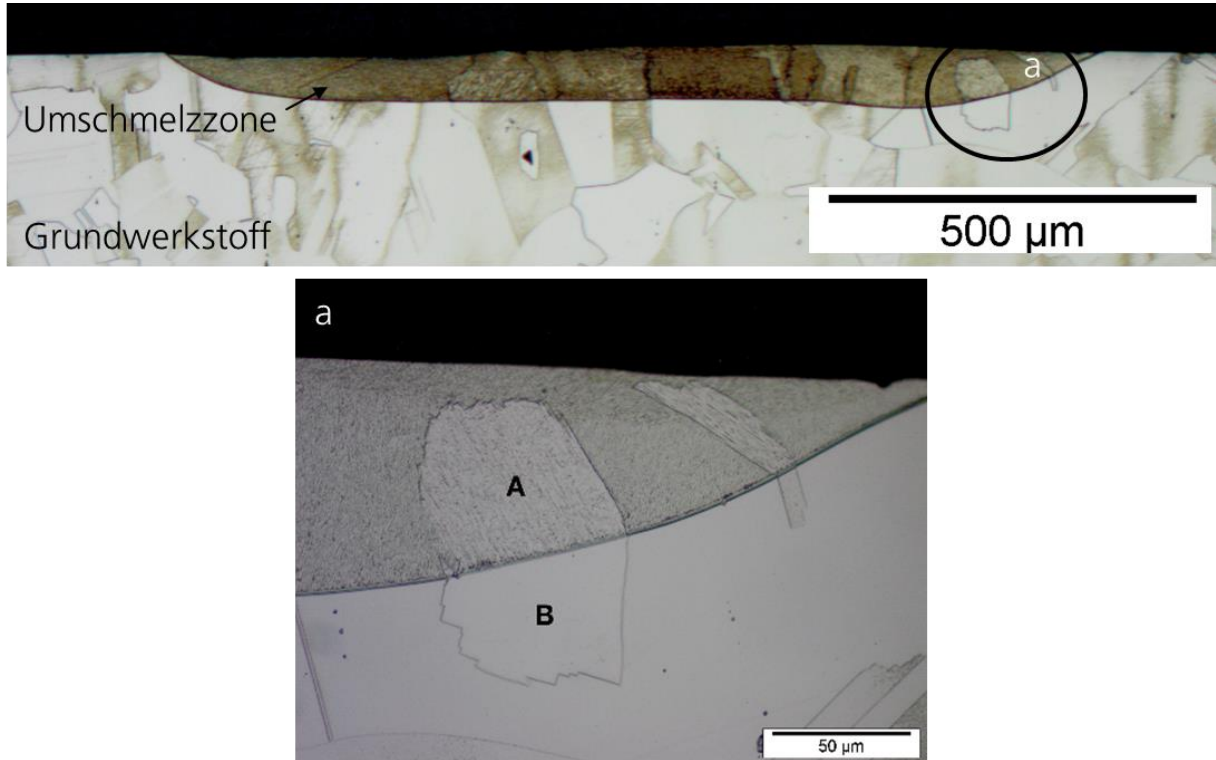


Bild 84: Querschliff der Einzelspur F04, lichtmikroskopische Aufnahme der gesamten Einzelspur (oben), Struktur im Bereich a (unten), (Werkstoff: 1.4435, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 µm², I=100·10³ W/cm²)

In Bild 85 ist die Härteverteilung im Grundmaterial und der Umschmelzzone für den 1.4435 mit dem Querschliff überlagert dargestellt. Die Härte im Grundmaterial (C) liegt zwischen 230 und 250 HV und ist homogen, in der Umschmelzzone variiert die Härte zwischen 150 und 350 HV. Da nur eine Phase vorliegt, müssen diese Unterschiede auf signifikant unterschiedlichen kristallographischen Orientierungen innerhalb der Körner basieren. Die einzelnen Körner sind dabei als Einkristall anzusehen, deren mechanische Eigenschaften anisotrop sind. Im vorliegenden Fall lässt sich die Härteverteilung in der Umschmelzzone in zwei unterschiedliche Zonen einteilen: In der Zone A ist die Härte niedriger als in Zone B. In der Zone B liegt demnach eine Kristallorientierung vor, die dem Eindringen des Prüfdiamanten einen größeren Widerstand entgegen bringt als in Zone A.

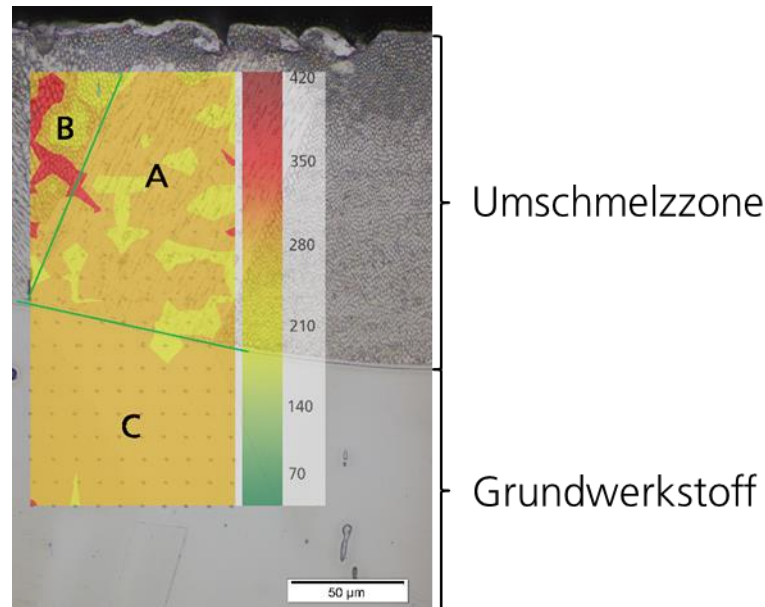


Bild 85: Härtemessung im Querschliff, Einheit: HV0.01 (Werkstoff: 1.4435, Strahlgeometrie: Linie 1500x400 µm², I=100·10³ W/cm²)

Bei nicht umwandelnden Werkstoffen, wie dem 1.4435 liegen in der Laserspür stets Zugeigenspannungen nach dem Temperatúrausgleich vor [47] [48]. Bei phasenumwandelnden Werkstoffen, wie dem 1.2343 können Druckspannungen auftreten, wenn die Phasenumwandlung mit einer Volumenzunahme verknüpft ist [10].

4. Schritt:

Zur Vermessung der Größe der Umschmelzzone werden die Einzelspuren mittig getrennt und metallographische Schliffbilder erstellt. Die Fläche der Umschmelzzone wird mit dem Bildverarbeitungsprogramm ImageJ bestimmt und der Mittelwert für Einzelspuren gleicher Verfahrensparameter gebildet (vgl. 4.2.3) (Bild 86).

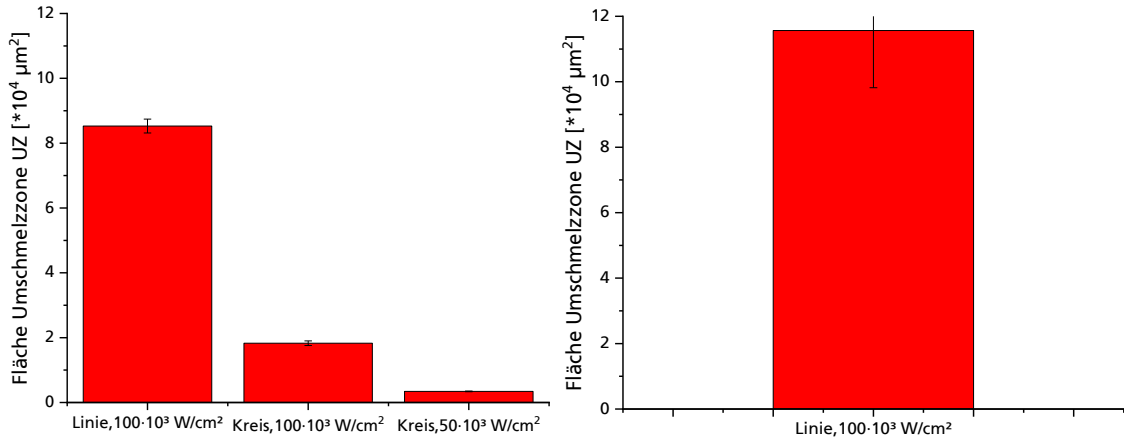


Bild 86: Fläche der Umschmelzzone für die verschiedenen Verfahrensparameter, links: 1.2343, rechts: 1.4435

Bei gleichem Verfahrensparameter ist die Umschmelzzone beim 1.4435 um den Faktor 1,35 größer als beim 1.2343, was auf die um einen Faktor 2 geringere Wärmeleitfähigkeit des 1.4435 zurückzuführen ist (vgl. Tabelle 3). Auch die Standardabweichung ist im Vergleich zum 1.2343 größer, d.h. beim 1.4435 variiert die Größe der Umschmelzzone stärker als beim 1.2343 (vgl. Bild 83 und Bild 84).

Auf Basis der Flächen der Spuraufwölbung (Bild 79) und der Größen der Umschmelzzone (Bild 86) wird der prozentuale Volumenanteil der Aufwölbung an der Umschmelzzone bestimmt (Bild 87).

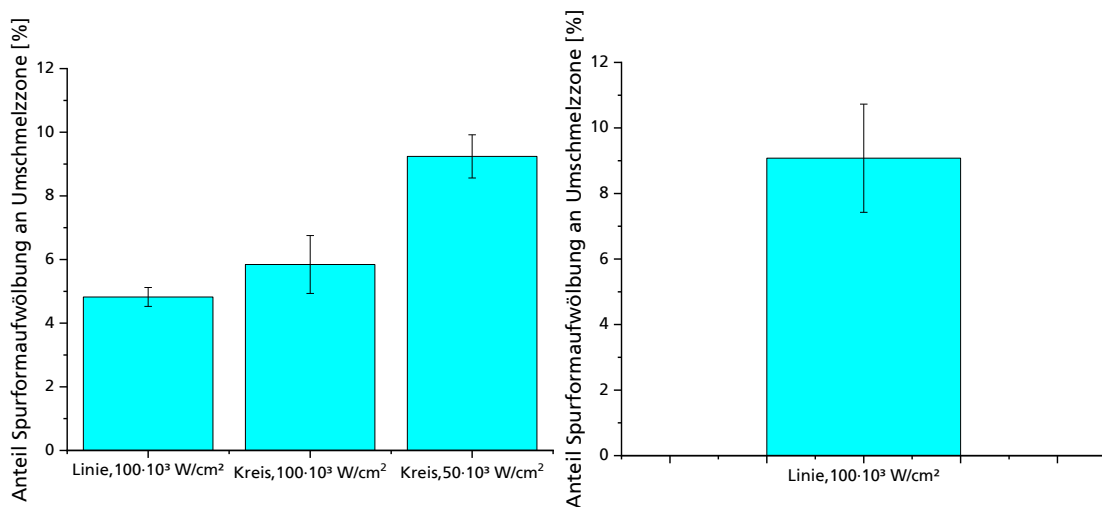


Bild 87: Anteil der Spuraufwölbung an der gesamten umgeschmolzenen Fläche, links: 1.2343, rechts: 1.4435

D.h. die Spurformaufwölbung macht für den 1.2343 einen Anteil von 5-9 %, abhängig vom Verfahrensparameter, an der Gesamtfläche der Umschmelzzone aus. Der Anteil der Spurformaufwölbung an der gesamten Umschmelzzone ist bei gleichem Verfahrensparameter für den 1.4435 fast doppelt so groß wie für den 1.2343.

5. Schritt:

Die Einzelspuren auf dem 1.2343 werden gemäß Herstellerangabe⁴⁴ einer Weichglühung unterzogen, um den Ausgangszustand im Gefüge wiederherzustellen. Der Glühzyklus ist Bild 88 zu entnehmen⁴⁵. Der Vakuumofen wird auf die Glühtemperatur von $T=850^{\circ}\text{C}$ vorgewärmt. Im Anschluss wird die Probe bei 850°C für 6,5 Stunden geglüht. Danach wird der Ofen ausgeschaltet und die Probe wird innerhalb von elf Stunden auf Raumtemperatur abgekühlt.

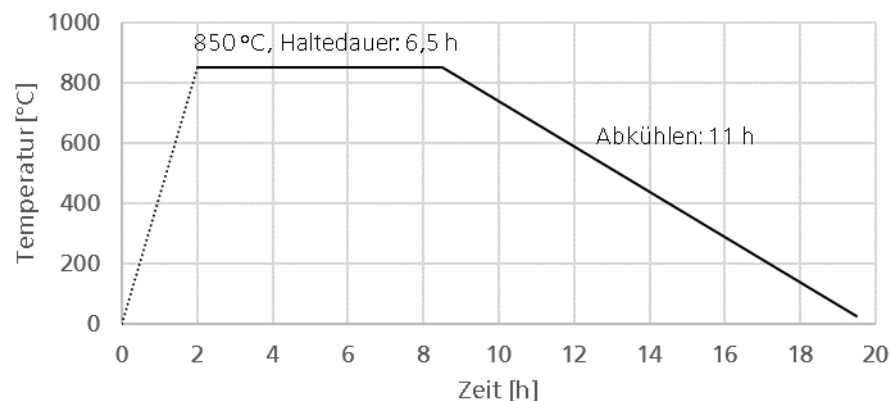


Bild 88: Glühbehandlungszyklus für den Werkstoff 1.2343

Beim 1.4435 wird ein Spannungsarmglühen durchgeführt (Bild 89). Die durch die Laserbearbeitung induzierten Spannungen und damit einhergehenden elastischen Verformungen werden dabei durch Erholungsvorgänge eliminiert, die Temperatur liegt aber unterhalb der Schwelle für die Rekristallisation.

⁴⁴ Deutsche Edelstahlwerke

⁴⁵ Glühbehandlung durchgeführt bei Härtereier „Palm Härtetechnik“ in Stolberg

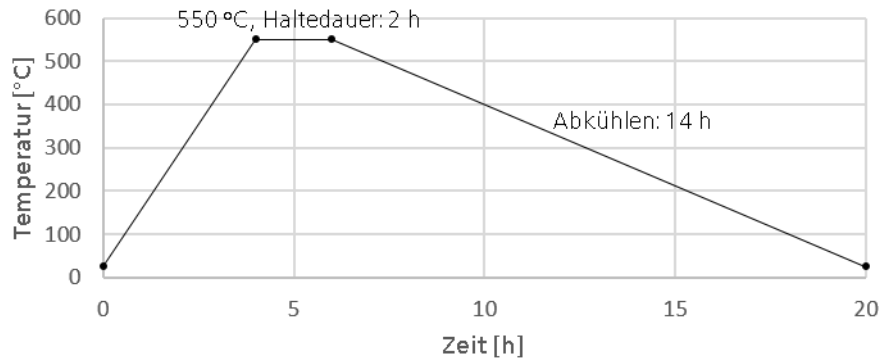


Bild 89: Glühbehandlungszyklus für den Werkstoff 1.4435⁴⁶

6. Schritt (zurück zum 2. Schritt):

Die Spurformen der glühbehandelten Laserspuren werden noch einmal mittels WIM wie in Schritt 2 bestimmt und anschließend mit den Spurformen vor der Glühbehandlung verglichen. Als Referenz zum Vergleich der Spurformen dient die mechanisch polierte Ausgangsoberfläche.

Beim 1.2343 sollte eine Aufwölbungsabnahme ΔA (Bild 90) resultieren, da der Martensit zu dichterem Ferrit umgewandelt wird sowie elastische Verformungen abgebaut werden⁴⁷. Beim 1.4435 ist keine signifikante Änderung der Spurformaufwölbung zu erwarten, da keine Gefügeumwandlung stattfindet.

Die relative Volumenänderung ε wird als Kennzahl eingeführt, um das Ausmaß der durch Gefügeumwandlung verursachten Aufwölbungsänderung quantitativ zu beschreiben. Sie ergibt sich aus dem Verhältnis zwischen der Aufwölbungsabnahme ΔA (grüne Fläche, Bild 90) und der ursprünglichen Größe der Umschmelzzone UZ, d.h. vor der Glühbehandlung (die Summe aus grüner und roter Fläche, Bild 90).

Formel 10

$$\varepsilon = \frac{\Delta A}{UZ}$$

⁴⁶ Leppe-Edelstahl

⁴⁷ Für den 1.2343 wird der Erfolg der Weichglühung, d.h. ein gleiches Gefüge über die gesamte Probe (einschließlich des Bereichs der Einzelspur) anhand eines metallographischen Querschliffs bestätigt.

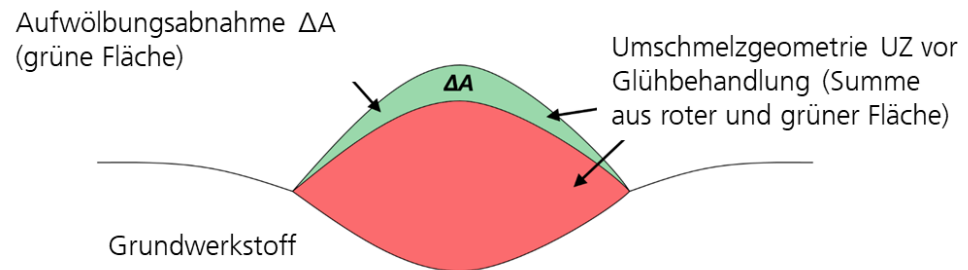


Bild 90: Schemadarstellung der Aufwölbungsabnahme

Die Größe der Umschmelzzone UZ wird im Querschliffbild bestimmt (siehe Bild 86). ΔA wird aus der Differenz der Spuraufwölbung im umgeschmolzenen Bereich vor und nach der Glühbehandlung ermittelt (Bild 91).

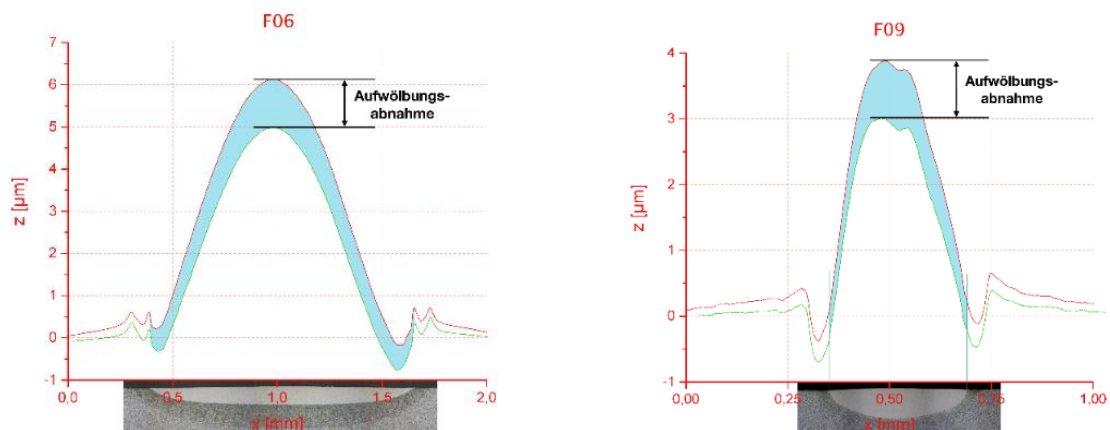


Bild 91: Bestimmung ΔA am Beispiel des 1.2343, links: Strahlgeometrie: Linie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$, rechts: Strahlgeometrie: Kreis ($I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$) (unterschiedliche Skalierung der Achsen beachten)

Für die beiden Werkstoffe 1.2343 und 1.4435 ist in Bild 92 die Aufwölbungsabnahme ΔA für die verschiedenen Verfahrensparameter dargestellt.

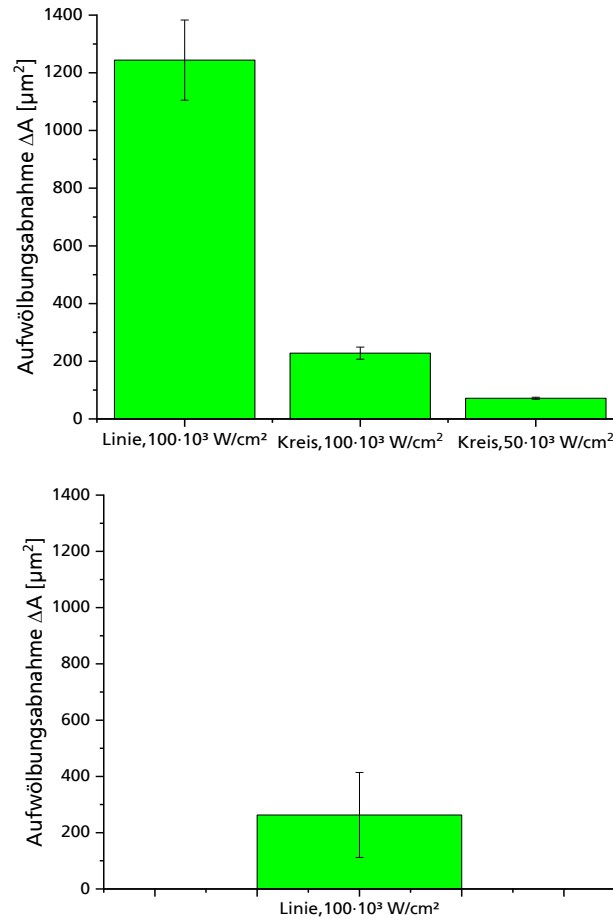


Bild 92: Aufwölbungsabnahme ΔA , links: 1.2343, rechts: 1.4435

Die Aufwölbungsabnahme ist beim 1.2343 für die linienförmige Strahlgeometrie am größten und nimmt bei der kreisförmigen Strahlgeometrie mit der Intensität I zu. Eine Aufwölbungsabnahme ΔA für den 1.4435 ist vermutlich auf die durch die Spannungsarmglühung eliminierten Spannungen und elastische Verformung zurückzuführen.

Verglichen mit dem Gesamtanteil der Spurformaufwölbung an der Fläche der Umschmelzzone (vgl. Bild 87) ist der Anteil der Gefügeänderung bzw. Spannungen mit einhergehenden elastischen Verformungen auf die Spurformaufwölbung beim 1.2343 ca. 25 %⁴⁸. Beim austenitischen Stahl 1.4435 ist dieser Anteil mit 2,5 % signifikant kleiner.

⁴⁸ Ergibt sich aus $\Delta A/\text{Fläche Umschmelzzone UZ}/\text{Anteil Spurformaufwölbung an der Umschmelzzone}$

Nach Formel 10 ergibt sich die experimentelle, relative Volumenänderung ϵ_{exp} (Bild 93). Der Fehler auf ϵ_{exp} wird unter Berücksichtigung der Fehler auf A und ΔA nach Gaußscher Fehlerfortpflanzung berechnet.

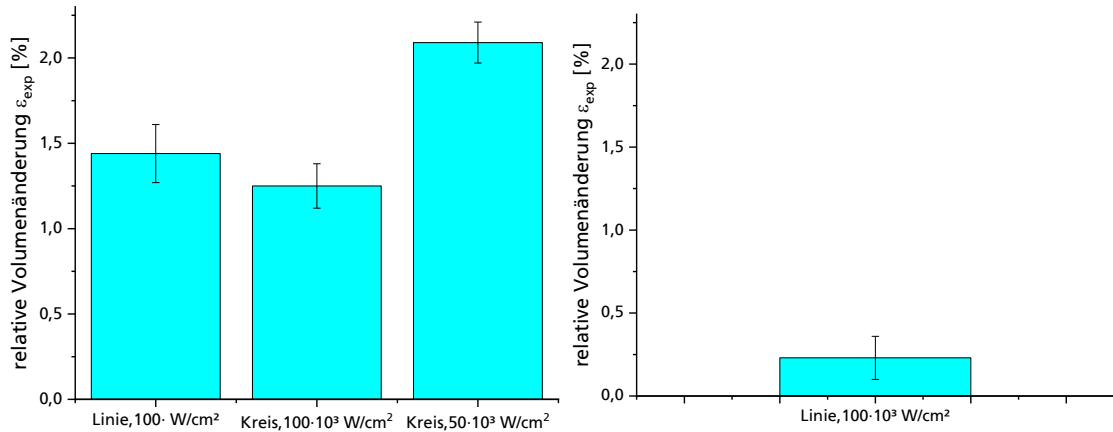


Bild 93: Experimentelle, relative Volumenänderung ϵ_{exp} , links: 1.2343, rechts: 1.4435

Nach der Glühbehandlung sollte, nach ersten Annahmen und basierend auf Kiedrowski [4], die Spurform nur noch aus plastischen, volumenerhaltenden Verformungen bestehen. Demnach sollten in der gemittelten Spurform nach der Glühbehandlung, wie in Schritt 2 beschrieben, die Flächeninhalte oberhalb (X) und unterhalb (Y) der Referenzlinie in Summe ($G=X+Y$) Null ergeben. Dies ist jedoch nicht der Fall. Die Fläche G nimmt zwar durch die Glühbehandlung wie erwartet ab, jedoch bleibt G stets größer als 0 (Bild 94).

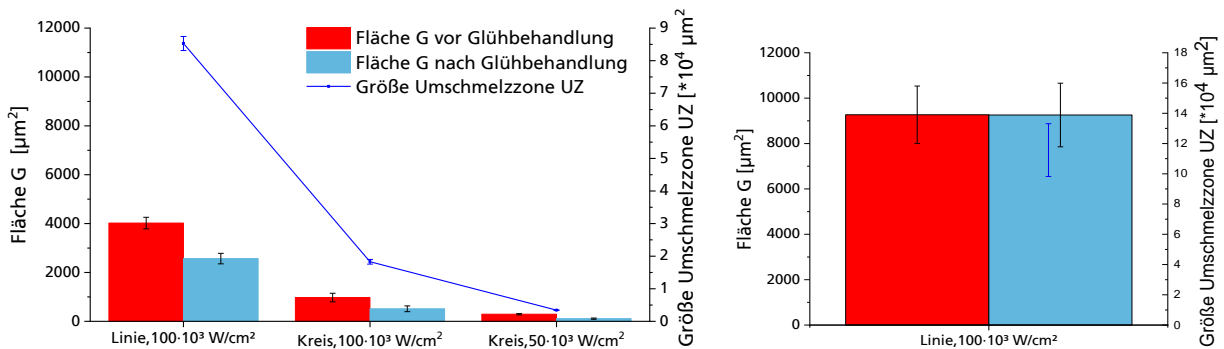


Bild 94: Summe der Flächeninhalte G oberhalb und unterhalb der Referenzlinie, (rot: vor der Glühbehandlung, blau: nach der Glühbehandlung), die Schmelzbadgrößen werden als blaue Linie eingezeichnet, links: 1.2343, rechts: 1.4435 (unterschiedliche Skalierung der y2-Achse berücksichtigen)

Da die plastische Verformung volumenerhaltend ist, müssen weitere Faktoren signifikante Einflüsse auf die Spurform haben, die durch die nachfolgende Glühbehandlung im Schutzgasofen nicht beeinflusst werden. Vermutlich ist auch dafür der Werkstoff verantwortlich. Imperfektionen und Gitterstörungen wie z.B. Mikrorisse und -poren, Mikrolunker, Versetzungen und sogar Leerstellen in der Umschmelzzone können durch den Umschmelzvorgang entstehen und zur Aufwölbung beitragen (Bild 95).

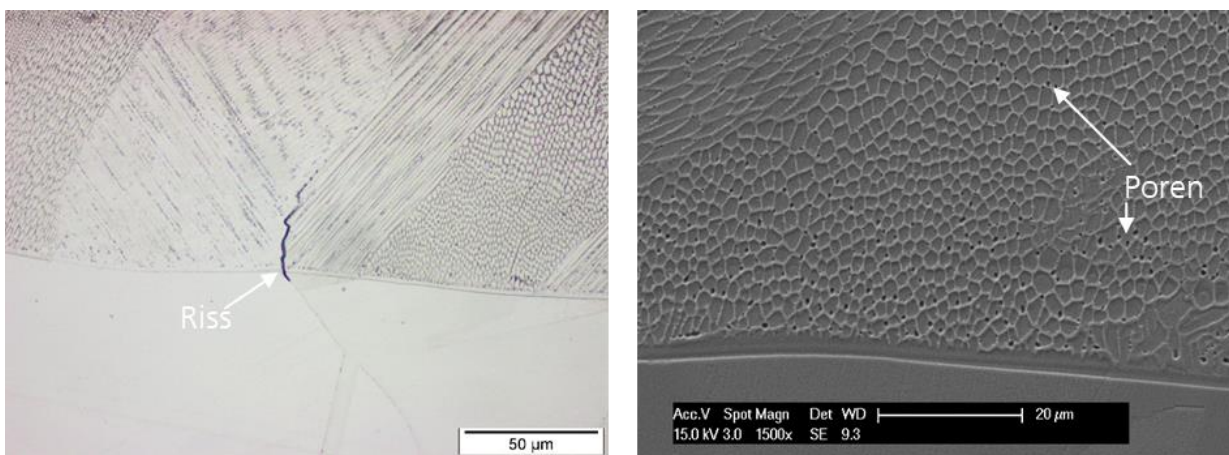


Bild 95: Querschliff einer Einzelspur auf dem Werkstoff 1.4435 mit einem Riss und Mikroporen, links: Aufnahme mittels Lichtmikroskop, rechts: Aufnahme mittels Rasterelektronenmikroskop (Strahlgeometrie: Linie 1500x400 μm^2 , $v=50$ mm/s, $I=100 \cdot 10^3$ W/cm², Feld: F03)

Inwieweit diese die großen Aufwölbungen nach der Glühbehandlung erklären, wird im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht untersucht. Des Weiteren könnte eine Gasaufnahme im Schmelzbad sowie eine damit einhergehende Oxidation ein möglicher Erklärungsansatz sein, der geprüft werden müsste.

7.3.5 Auswahl geeigneter Strahlgeometrien zur Steigerung der Flächenrate auf Basis der Einzelspurexperimente

Basierend auf den zu Beginn des Kapitels definierten Kriterien zur Auffindung von Strahlgeometrien zur Flächenratensteigerung sowie dem ergänzten Kriterium der Reduzierung der Oberflächenstrukturbildung werden die folgenden Strahlgeometrien und Verfahrensparameter aus den Einzelspurexperimenten ausgewählt:

Strahlgeometrie (Intensität W/cm ²)	Aufwölbungs- radius r _{AW} [mm]	Einbrandkerben- tiefe EBKT _{links} [μm]	Aufwölbungs- höhe AH [μm]	Dämpfung
1500x200 μm ² (110·10 ³ -130·10 ³)	~100	0,9-1	~2	n.a. ⁴⁹
1500x200_VL (130·10 ³)	~150	0,3	2	n.a.
1500x200_NL (130·10 ³ -150·10 ³)	250-350	1	3-3,5	n.a.
1500x400 μm ² (100·10 ³ -120·10 ³)	<70	<0,2	4-7	
1500x400_200_VL (100·10 ³ -110·10 ³)	150-200	≤0,3	3,5-4	

Tabelle 20: Ausgewählte Strahlgeometrien zur Steigerung der Flächenrate auf Basis verschiedener Kriterien der Einzelspurexperimente (Farbgebung: grün – gut geeignet, gelb – geeignet, rot – weniger geeignet)

Die Eigenschaften der mit den ausgewählten Strahlgeometrien resultierenden Spurformen sind in Bild 96-Bild 98 zusammenfassend und nach Kriterien sortiert dargestellt.

⁴⁹ n.a.= nicht analysiert, Für die Bewertung der Dämpfung wurden 4 Charakteristika ausgewertet (vgl. Kapitel 7.3.3), deren Werte hier nicht einzeln aufgeführt werden, sondern in Summe bewertet werden.

- Form der Aufwölbung

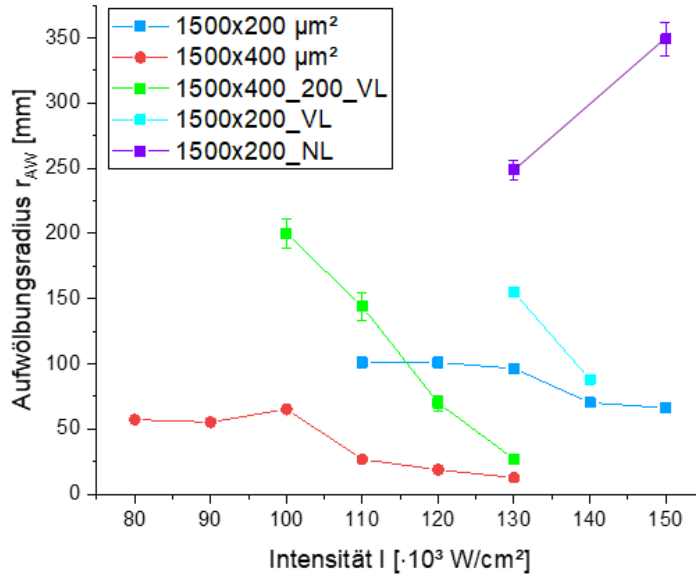


Bild 96: Aufwölbungsradius r_{AW} in Abhängigkeit der Intensität I für die linienförmige Strahlgeometrie 1500x200 μm^2 und 1500x400 μm^2 sowie die linienähnlichen Strahlgeometrien 1500x200_NL, 1500x200_VL und 1500x400_200_VL

- Einbrandkerben

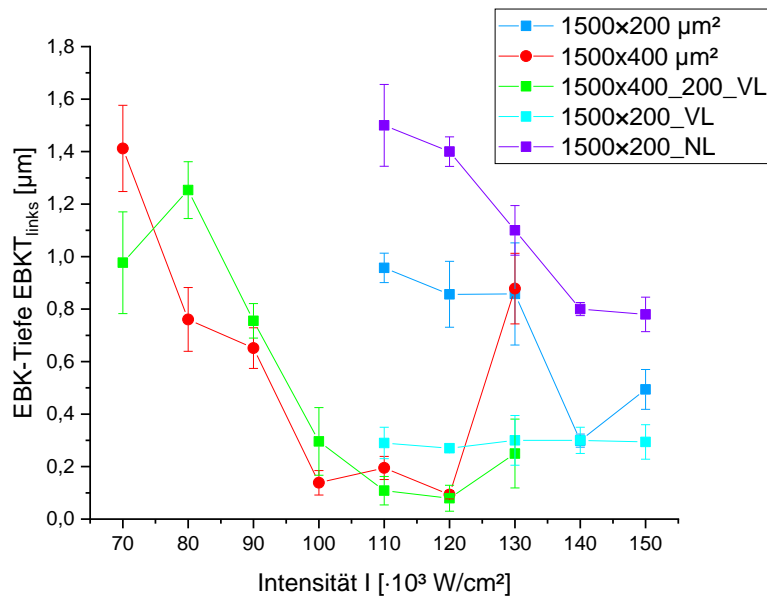


Bild 97: Einbrandkerbentiefe $EBKT_{links}$ in Abhängigkeit der Intensität I für die linienförmigen Strahlgeometrien 1500x200 μm^2 und 1500x400 μm^2 sowie die linienähnlichen Strahlgeometrien 1500x200_NL, 1500x200_VL und 1500x400_200_VL

- Aufwölbungshöhe

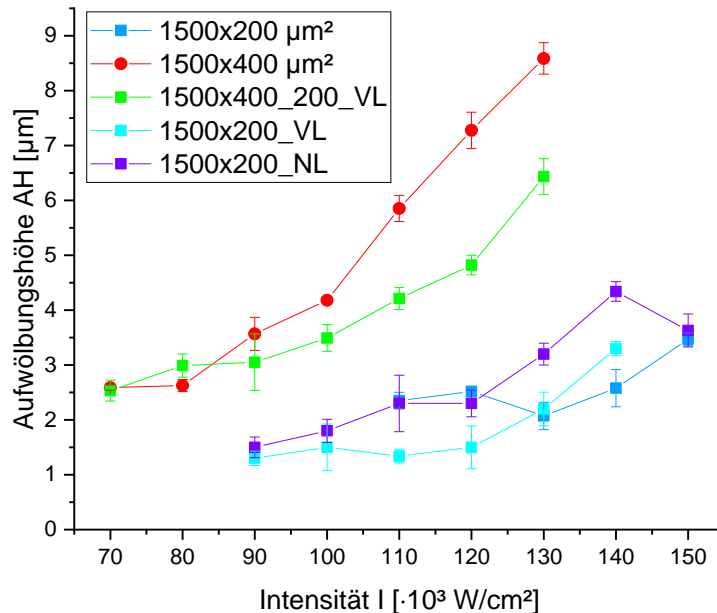


Bild 98: Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit der Intensität I für die linienförmige Strahlgeometrie 1500x200 μm^2 und 1500x400 μm^2 sowie die linienähnlichen Strahlgeometrien 1500x200_NL, 1500x200_VL und 1500x400_200_VL

Nicht alle Kriterien werden von einer Strahlgeometrie bei einem Verfahrensparameter erfüllt, so dass für die flächige Laserpolitur in Kapitel 7.4 mehrere Strahlgeometrien untersucht werden:

- 1500x200_VL
- 1500x200_NL
- 1500x400_200_VL.

7.4 Von der Einzelspur zur Fläche

In diesem Kapitel wird untersucht, wie für die in Kapitel 7.3.5 anhand von Einzelspurversuchen festgelegten linienähnlichen Strahlgeometrien laserpolierte Felder aus dem Zusammensetzen bzw. der Überlagerung der Einzelspuren entstehen. Das Prozessfenster wird dabei mittels statistischer Versuchsplanung ermittelt. Auf Basis der Ergebnisse an Einzelspuren werden für die ausgewählten Strahlgeometrien (Kapitel 7.3.5, Tabelle 20) Flächen unter Variation der flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter v , dy und n laserpoliert. Zusätzlich wird die Intensität I im Hinblick auf eine minimale Oberflächenrauheit R_a angepasst. Ziel ist es eine minimale Rauheit R_a bei möglichst großer

Flächenrate FR zu erreichen. Die Ausgangsoberfläche ist gedreht (vgl. Kapitel 4.1).

Des Weiteren wird untersucht, ob die Spurform der Einzelspur, die das Hauptkriterium zur Eingrenzung und Auswahl der linienähnlichen Strahlgeometrien in Kapitel 7.3 darstellt, eine essentielle Rolle für das resultierende Gesamtprofil des laserpolierten Feldes spielt.

7.4.1 Experimentelle Ermittlung eines Prozessfensters

Im bisherigen Teil dieser Dissertation wurde zumeist die klassische Versuchsmethodik (Sensitivitätsanalyse) angewandt, d.h. der Einfluss eines Verfahrensparameters bei ansonsten konstanten übrigen Verfahrensparametern auf die Rauheit Ra analysiert, da alle Untersuchungen auf Basis von Voruntersuchungen mit der kreisförmigen Strahlgeometrie durchgeführt wurden und somit der Verfahrensparameterraum schon eingeschränkt war. Eine mögliche Wechselwirkung zwischen einzelnen Verfahrensparametern kann bei diesem Vorgehen nicht identifiziert werden. Für die Laserpolitur mit linienähnlichen Strahlgeometrien gibt es, bis auf die Einzelspurversuche (vgl. Kapitel 7.3.5), keine Voruntersuchungen, so dass ein größerer Bereich in die Verfahrensparameterfindung mit einbezogen werden muss. Zur Identifizierung der Verfahrensparameter sowie der Haupteffekte auf die Rauheit Ra als auch der Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Verfahrensparametern wird die statistische Versuchsplanung angewandt. Die Grundlagen und Begrifflichkeiten der statistischen Versuchsplanung sind der Literatur zu entnehmen [49, 50].

In der Terminologie der statistischen Versuchsplanung ausgedrückt werden die Rauheit Ra und die Flächenrate FR als Zielgröße definiert. Die wesentlichen Einflussgrößen, die die Zielgrößen beeinflussen, werden Faktoren genannt und entsprechen den Verfahrensparametern Intensität I, Scangeschwindigkeit v, Spurversatz dy sowie der Anzahl der Überfahrten n. Dabei wird aufgrund der Ergebnisse in Kapitel 7.3.5 (vgl. Tabelle 20) zunächst die Strahlgeometrie mit 1500x400_200_VL gewählt und konstant gehalten und nicht mit als Faktor betrachtet. Da die Anzahl der Überfahrten n im Gegensatz zur Intensität I, der Scangeschwindigkeit v sowie dem Spurversatz dy ein diskreter Faktor ist, wird diese zunächst im Versuchsplan mit n=1 konstant gehalten. D.h. der Versuchsplan berücksichtigt 2 Zielgrößen und 3 Faktoren. Um die Haupteffekte sowie alle Wechselwirkungen zwischen den 3 Faktoren auf die Zielgrößen zu erfassen, wird ein **vollfaktorieller 3-stufiger Versuchsplan** erstellt. Pro Überfahrt und Strahlgeometrie ergeben sich somit N=27 Kombinationen der Faktoren, d.h. 27 Einzelversuche. Da jede Faktorkombination dreimal wiederholt wird, resultieren 81 laserpolierte Felder.

In Tabelle 21 sind die verwendeten Faktorstufen dargestellt.

Faktor	Faktorstufen		
	100	115	130
Intensität I [$\cdot 10^3$ W/cm ²]	100	115	130
Scangeschwindigkeit v [mm/s]	50	100	150
Spurversatz dy [μ m]	100	500	900

Tabelle 21:Verfahrensparameter (Faktoren) und Faktorstufen des DoE-Versuchsplans für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL sowie eine Überfahrt n=1

Die Faktorstufen ergeben sich dabei immer aus Vorerfahrungen, in diesem Fall durch die Ergebnisse der Einzelspurversuche (Kapitel 7.3). Zudem wird die maximale Intensität I begrenzt durch die maximale Laserleistung des TruDisk 1000 mit $P_L=1000$ W sowie den genutzten Versuchsaufbau, bei dem die Strahlgeometrien teilweise über Blenden erzeugt werden (vgl. Kapitel 7.1)⁵⁰. Die obere Faktorstufe für die Scangeschwindigkeit v wird durch die maximal zur Verfügung stehende Laserleistung von 1000 W sowie die benötigte Energie pro Fläche E/A begrenzt. Diese beträgt für den Standardparameter bei der kreisförmigen Strahlgeometrie $E/A=5,1$ J/mm². Unter der Annahme, dass sich die Energie pro Fläche E/A auch für linienförmige Strahlgeometrien in dieser Größenordnung befindet, ergibt sich als obere Faktorstufe für die Scangeschwindigkeit $v=150$ mm/s. Als untere Faktorstufe wird für die Scangeschwindigkeit $v=50$ mm/s gewählt, da mit dieser Scangeschwindigkeit alle Einzelspurversuche durchgeführt wurden. Die obere Faktorstufe für den Spurversatz dy entspricht der maximalen Breite der in Kapitel 7.3 gemessenen Plateaus.

Der komplette Versuchsplan sowie die Ergebnisse für die linienähnliche Strahlgeometrie 1500x400_200_VL sind dem Anhang Tabelle 31 zu entnehmen. Die Rauheit Ra wird taktil vermessen. Die Zielgröße der Flächenrate FR wird nach Formel 2 aus den drei Faktoren Scangeschwindigkeit v, Spurversatz dy und Anzahl der Überfahrten n berechnet.

Für die linienähnliche Strahlgeometrie 1500x400_200_VL ist in Bild 99, links ein 4D-Isoplethendiagramm der resultierenden Rauheit Ra als Funktion der drei Faktoren dargestellt.

⁵⁰ Die maximal mögliche Intensität für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL beträgt $I=135 \cdot 10^3$ W/cm².

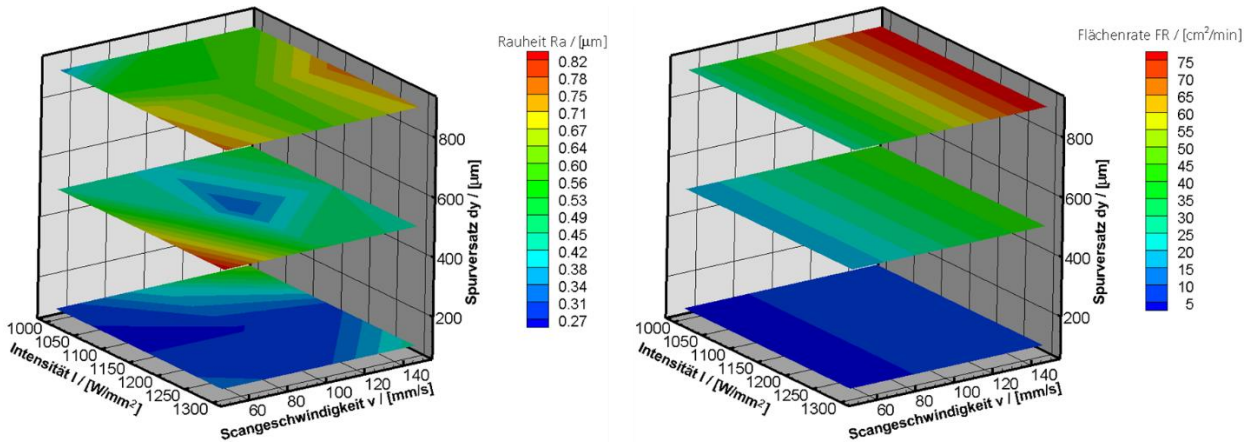


Bild 99: links: 4D-Isoplethendarstellung der Rauheit Ra als Funktion der Faktoren Intensität I und Scangeschwindigkeit v für die Spurversätze $dy=100 \mu\text{m}$, $500 \mu\text{m}$ und $900 \mu\text{m}$, rechts: 4D-Isoplethendarstellung der Flächenrate FR als Funktion der Faktoren Intensität I und Scangeschwindigkeit v für die Spurversätze $dy=100 \mu\text{m}$, $500 \mu\text{m}$ und $900 \mu\text{m}$ (Strahlgeometrie: $1500 \times 400_{200_VL}$, $n=1$)

Die kleinsten Rauheiten Ra mit Werten $Ra=0,26-0,3 \mu\text{m}$ werden beim kleinsten betrachteten Spurversatz $dy=100 \mu\text{m}$ erzielt. Ein Einfluss der Scangeschwindigkeit v als auch der Intensität I auf die Rauheit Ra ist bei diesem Spurversatz nur schwach ausgeprägt. Bei größeren Spurversätzen $dy=500$ bzw. $900 \mu\text{m}$ haben die Faktoren Scangeschwindigkeit v und Intensität I einen größeren Einfluss auf die Rauheit Ra . Für eine Scangeschwindigkeit $v=100 \text{ mm}/\text{s}$ und eine Intensität $I=115 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{cm}^2$ liegt für den Spurversatz $dy=500 \mu\text{m}$ ein lokales Minimum der Rauheit mit $Ra=0,32 \mu\text{m}$ vor. Dieses lokale Rauheitsminimum bei $dy=500 \mu\text{m}$ ist auch hinsichtlich der Maximierung der zweiten Zielgröße der Flächenrate FR vielversprechend, da eine Flächenrate $FR=30 \text{ cm}^2/\text{min}$ resultiert, d.h. eine fünfmal größere Flächenrate FR als bei einem Spurversatz $dy=100 \mu\text{m}$ (Bild 99, rechts). Der Fehler auf die Rauheit Ra ist zufällig verteilt, d.h. es liegt kein systematischer Fehler vor.

Der Spurversatz dy hat als einziger Faktor im hier untersuchten Verfahrensparameterraum einen signifikanten Einfluss auf die Zielgröße der Rauheit Ra . Dieses geht aus den Haupteffektdiagrammen in Bild 100 hervor. Allerdings ist auch der betrachtete Verfahrensparameterraum beim Spurversatz dy signifikant größer als bei der Scangeschwindigkeit v und der Intensität I , was bei der Bewertung des Haupteffektdiagramms berücksichtigt werden muss. Die Haupteffektdiagramme berechnen sich aus den Mittelwerten für jeden Wert eines Faktors, d.h. die Faktorstufe des betrachteten Faktors wird konstant gehalten während die Faktorstufen aller anderen Faktoren an diesem Punkt durchlaufen werden. Die Mittelwerte der einzelnen Faktorstufen des betrachteten Faktors werden durch eine Linie miteinander verbunden. Wenn die Linie im Rahmen der Standardabweichung nicht horizontal verläuft, ist ein Haupteffekt vorhanden. [51] D.h. nur der Spurversatz hat einen Haupteffekt auf die Rauheit Ra .

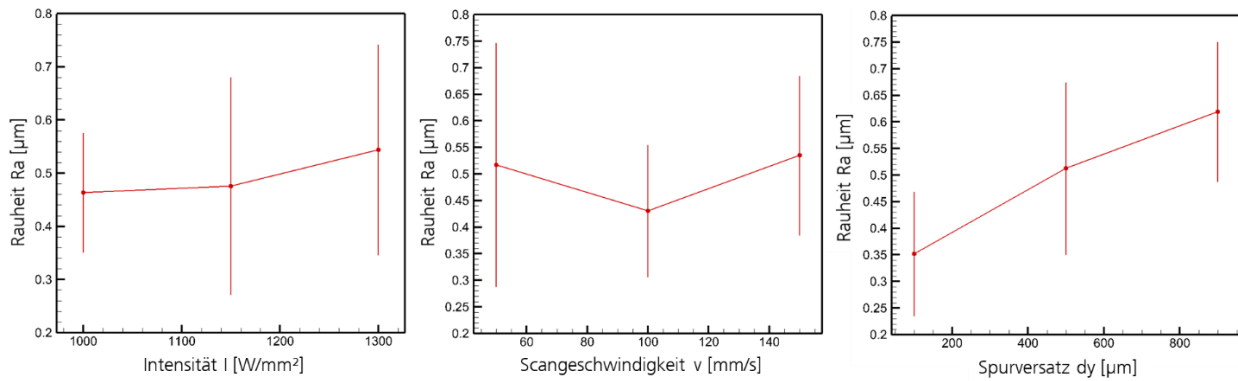


Bild 100: Darstellung der Haupteffekte auf die Rauheit Ra (Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, n=1)

Zur Feinanpassung der Verfahrensparameter wird im Weiteren zu **vollfaktoriellen 2-stufigen Versuchsplänen** übergegangen, wobei die Scangeschwindigkeit mit $v=100$ mm/s konstant gehalten wird⁵¹. Zusätzlich wird an dieser Stelle auch der dritte flächenratenbestimmende Verfahrensparameter, die Anzahl der Überfahrten n , mit in die Betrachtung einbezogen. D.h. jeweils ein flächenratenbestimmender Verfahrensparameter (v , dy , n) wird zusammen mit der Intensität I variiert. Dadurch bleiben Wechselwirkungen zwischen den flächenratenbestimmenden Verfahrensparametern unberücksichtigt.

Die Versuchsmatrix aus Tabelle 21 wird dazu im Bereich der oberen und unteren Faktorstufe feinschrittiger aufgespannt (Tabelle 22).

Spurversatz dy [µm]	100-900 in 150 µm Schritten
Anzahl Überfahrten n []	1, 2, 4
Intensität I [$\cdot 10^3$ W/cm²]	85-135 in $5 \cdot 10^3$ W/cm² Schritten

Tabelle 22: Variierte Verfahrensparameter für alle drei Strahlgeometrien

Zunächst wird für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL bei konstanter Scangeschwindigkeit $v=100$ mm/s und einer Überfahrt $n=1$ der Einfluss des Haupteffektes auf die Rauheit Ra, d.h. des Spurversatzes dy , bei gleichzeitiger Anpassung der Intensität I untersucht.

⁵¹ Auf Basis der Ergebnisse des 3-stufigen vollfaktoriellen Versuchsplans (vgl. Bild 99)

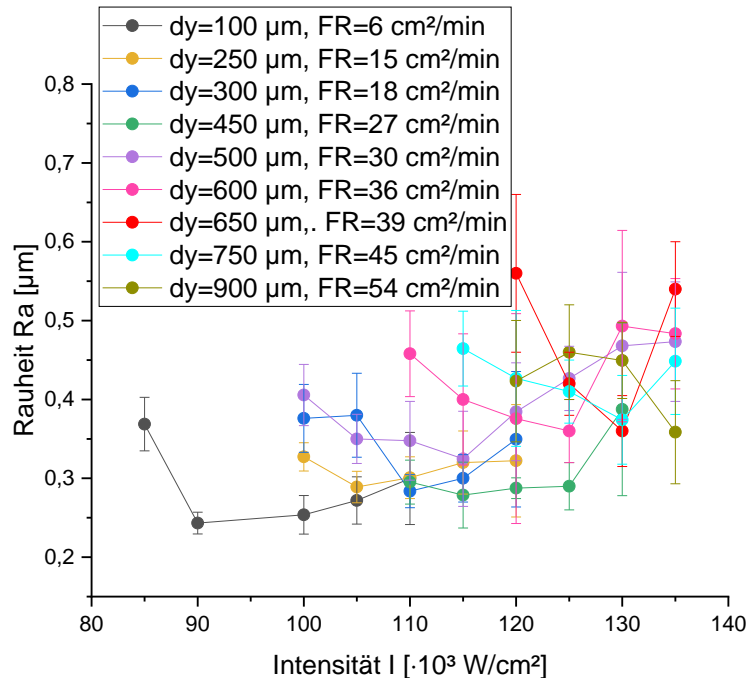


Bild 101: Rauheit Ra in Abhängigkeit der Intensität I für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL für verschiedene Spurversätze dy (konstant: v=100 mm/s, n=1)

Bis zu einem Spurversatz $dy=450\ \mu\text{m}$ sind Rauheiten $Ra=0,26\text{-}0,3\ \mu\text{m}$ erzielbar, wobei für die Erzielung dieser Rauheiten die Intensität I bei größer werdendem Spurversatz auch vergrößert werden muss. Je größer der Spurversatz dy , desto größer wird auch die minimal erzielbare Rauheit Ra. Für $dy=900\ \mu\text{m}$ wird das Rauheitsminimum aufgrund der maximal zur Verfügung stehenden Laserleistung der genutzten Laserstrahlquelle (vgl. Kapitel 7.1) vermutlich nicht mehr erreicht. Für einen Spurversatz $dy=750\ \mu\text{m}$ liegt die kleinste erzielbare Rauheit bei $Ra\approx 0,37\ \mu\text{m}$.

Für einen Spurversatz $dy=750\ \mu\text{m}$, eine Scangeschwindigkeit $v=100\ \text{mm/s}$ sowie eine Überfahrt $n=1$ werden für die weiteren in Kapitel 7.3.5 qualifizierten Strahlgeometrien Felder unter Variation der Intensität I laserpoliert (Bild 102). Verglichen mit der Strahlgeometrie 1500x400_200_VL sind die Rauheiten Ra, die mit den anderen Strahlgeometrien erzielt werden, vergrößert. Vermutlich liegt das an der durch die Einschnürung in der Mitte der Strahlgeometrie 1500x400_200_VL reduzierten Oberflächenstrukturbildung in der Einzelspur (vgl. Kapitel 7.3.3). Insbesondere mit den Strahlgeometrien, die in den Einzelspurversuchen zu größeren Einbrandkerbentiefen $EBKT_{\text{links}}$ führen, ist die Rauheit vergrößert (vgl. Kapitel 7.3.5).

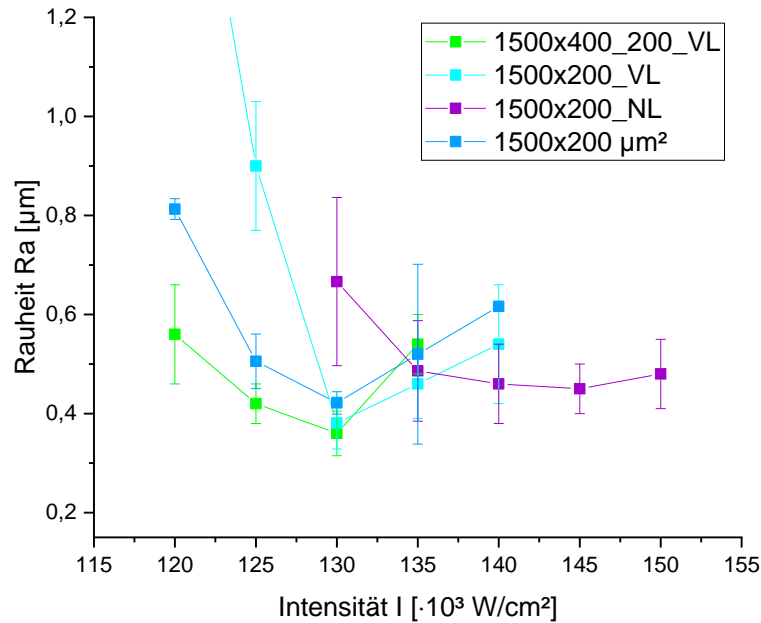


Bild 102: Rauheit Ra in Abhängigkeit der Intensität I für vier verschiedene Strahlgeometrien (konstant: $v=100$ mm/s, $dy=750$ µm, $n=1$)

Für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL und die Spurversätze $dy=250$ µm und $dy=750$ µm wird der Einfluss mehrerer Überfahrten auf die Rauheit Ra untersucht. Eine Vergrößerung der Anzahl an Überfahrten mit gleichen Verfahrensparametern führt nur zu einer marginalen Verkleinerung der Rauheit Ra (Bild 103). Die Flächenrate hingegen wird durch mehrere Überfahrten signifikant verkleinert.

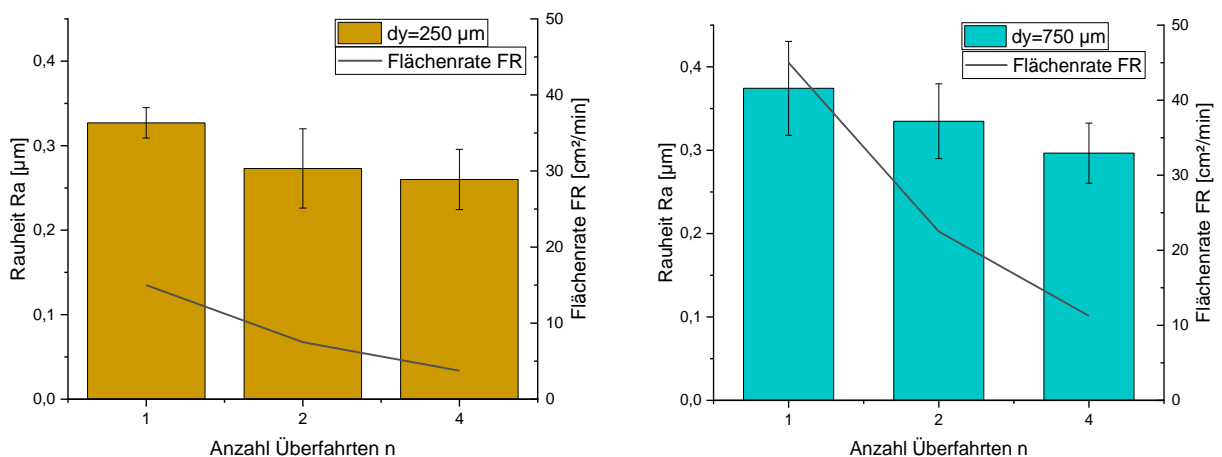


Bild 103: Rauheit Ra in Abhängigkeit der Intensität I für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL für verschieden viele Überfahrten n, links: $dy=250$ µm ($I=110 \cdot 10^3$ W/cm 2), rechts: $dy=750$ µm ($I=130 \cdot 10^3$ W/cm 2), (konstant: $v=100$ mm/s)

Zusammenfassend können mit den hier untersuchten Verfahrensparametern, keine niedrigen Rauheitswerte im Bereich von $R_a=0,1-0,25\ \mu\text{m}$ bei vergrößerter Flächenrate $FR>5\ \text{cm}^2/\text{min}$ erzielt werden. Die Ausgangsrauheit wird zwar beseitigt, allerdings entsteht durch den größeren Spurversatz eine prozessinduzierte Riefenstruktur auf der Oberfläche, die sich aus Teilen der Spurform der Einzelspur ergibt (Bild 104).

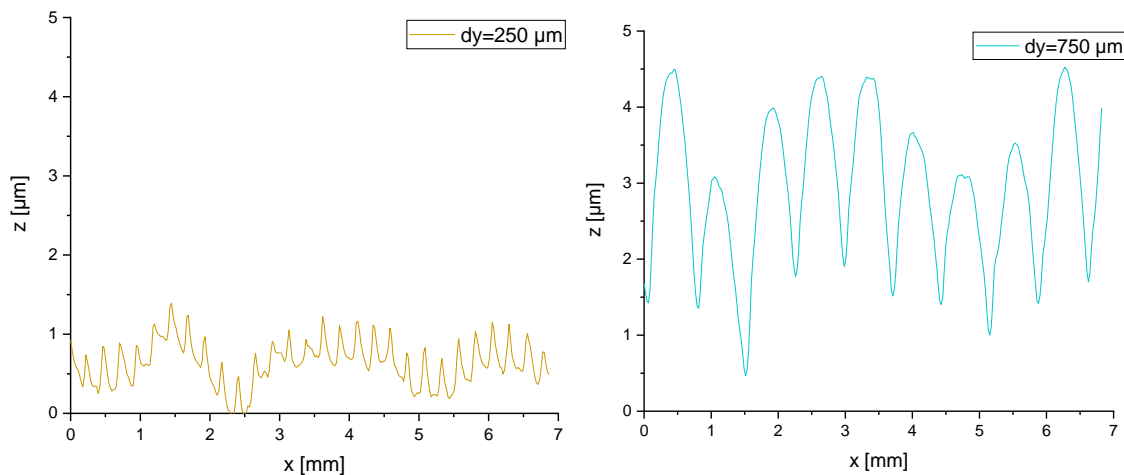


Bild 104: Mittleres Querschnittsprofil für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL, links: Spurversatz $dy=250\ \mu\text{m}$ ($I=110\cdot 10^3\ \text{W}/\text{cm}^2$), rechts: Spurversatz $dy=750\ \mu\text{m}$ ($I=130\cdot 10^3\ \text{W}/\text{cm}^2$), (konstant: $v=100\ \text{mm}/\text{s}$, $n=1$)

Kombinierte Bearbeitung mit unterschiedlichen Verfahrensparametern

Um kleinere Rauheiten R_a zu erreichen, wird im nächsten Schritt für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL ähnlich wie für die kreisförmige Strahlgeometrie in Kapitel 5.5 eine kombinierte Bearbeitung mit unterschiedlichen Verfahrensparametern für die einzelnen Bearbeitungsschritte untersucht. Die Strahlgröße wird für alle Bearbeitungsschritte im Gegensatz zu Kapitel 5.5 konstant gehalten. Die erste Überfahrt zur Homogenisierung des Werkstoffes sowie zur Reduzierung oder vollständigen Entfernung der Ausgangsrauheit soll mit einer möglichst großen Flächenrate durchgeführt werden. Anders als bei der Betrachtung in Kapitel 5.5 sollte die nach der ersten Überfahrt resultierende prozessinduzierte langwellige Rauheit durch die darauffolgende Polierüberfahrt zu glätten sein, da die Strahlgeometrie sowie deren Größe beibehalten wird. Aus diesem Grund wird für den Bearbeitungsschritt der Vorpolitur der folgende Verfahrensparameter mit einem Spurversatz $dy=750\ \mu\text{m}$ verwendet (vgl. auch Bild 104, rechts).

Scangeschwindigkeit v [mm/s]	100
Spurversatz dy [μm]	750
Anzahl Überfahrten n []	1
Intensität I [$\cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$]	130

Tabelle 23: Verfahrensparameter zur Vorpolitur für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL

Die Flächenrate der Vorpolitur liegt somit bei $FR=45 \text{ cm}^2/\text{min}$. Anschließend werden analog zur Findung der Verfahrensparameter für die Vorpolitur, die Verfahrensparameter für die Politur ermittelt. Dabei muss der Spurversatz nach bisherigen Erkenntnissen signifikant kleiner als die Plateaubreite von $900 \mu\text{m}$ sein, da alle in dieser Arbeit untersuchten Strahlgeometrie Spurformen mit Randstörungen aufweisen, so dass sich diese Randstörungen als eine sichtbare Riefenstruktur auf der Oberfläche abbilden. In Bild 105, links ist die Rauheit R_a in Abhängigkeit der Intensität I für unterschiedliche Spurversätze nach der Polierüberfahrt aufgetragen. Die Scangeschwindigkeit v wird dabei zunächst mit $v=100 \text{ mm/s}$ konstant auf dem Wert der Vorpolitur gehalten.

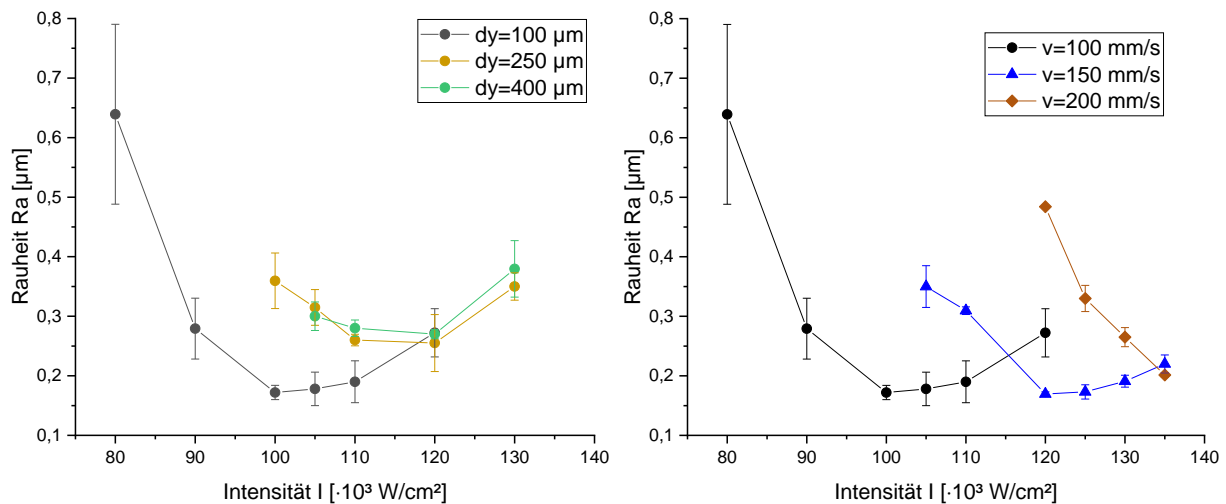


Bild 105: links: Rauheit R_a nach der Polierüberfahrt in Abhängigkeit der Intensität I für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL für verschiedene Spurversätze dy bei der Polierüberfahrt (konstant: Vorpolitur mit Verfahrensparameter Tabelle 23, Politur mit $v=100 \text{ mm/s}$, $n=1$), rechts: Rauheit R_a nach der Polierüberfahrt in Abhängigkeit der Intensität I für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL für verschiedene Scangeschwindigkeiten v bei der Polierüberfahrt (konstant: Vorpolitur mit Verfahrensparameter Tabelle 23, Politur mit $dy=100 \mu\text{m}$, $n=1$)

Für einen Spurversatz $dy=100 \mu\text{m}$ wird bei einer Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$ eine Rauheit $R_a=0,172 \pm 0,012 \mu\text{m}$ erzielt. Die Flächenrate für diesen Verfahrensparameter liegt bei $FR=5,3 \text{ cm}^2/\text{min}$. Mit den beiden anderen

Spurversätzen $dy=250\ \mu\text{m}$ und $dy=400\ \mu\text{m}$ ist die erzielte Rauheit mit $Ra>0,255\ \mu\text{m}$ deutlich größer.

Um die Flächenrate weiter zu vergrößern, wird im nächsten Schritt bei einem Spurversatz $dy=100\ \mu\text{m}$ die Scangeschwindigkeit v auf $v>100\ \text{mm/s}$ vergrößert. Bei der Vorpolutur war die zur Verfügung stehende Laserleistung zu gering, um das Rauheitsminimum für Scangeschwindigkeiten $v>100\ \text{mm/s}$ zu erreichen, allerdings war in dem Fall auch die Ausgangsrauheit mit $Ra=1,5-1,9\ \mu\text{m}$ deutlich größer als für die Polierüberfahrt, die auf die Oberfläche nach der Vorpolutur mit $Ra=0,37\ \mu\text{m}$ trifft. Für die Scangeschwindigkeit $v=150\ \text{mm/s}$ wird bei einer Intensität $I=120\cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$ eine Rauheit $Ra=0,170\pm 0,004\ \mu\text{m}$ erzielt, d.h. eine zu $v=100\ \text{mm/s}$ vergleichbare Rauheit aber mit einer um ca. 40 % vergrößerten Flächenrate $FR=7,5\ \text{cm}^2/\text{min}$ (Bild 105, rechts). Für eine Scangeschwindigkeit $v=200\ \text{mm/s}$ wird das Rauheitsminimum mit $Ra=0,202\ \mu\text{m}$ aufgrund einer zu geringen maximalen Intensität I vermutlich nicht erreicht.

Im Unterschied zur kreisförmigen Strahlgeometrie sind mit der linienförmigen Strahlgeometrie und einer kombinierten Bearbeitung mit unterschiedlichen Verfahrensparametern kleinere Rauheiten erzielbar, obwohl auch die Polierüberfahrt mit einer großen Strahlbreite von $1500\ \mu\text{m}$ durchgeführt wird, was bei kreisförmigen Strahlgeometrien tendenziell zu vergrößerten Rauheiten führt (vgl. Kapitel 5.5). Dies ist vermutlich auf die unterschiedlichen Spurformen der Einzelspuren als auch auf das kleinere Schmelzbad in Scanrichtung, sowie die Einschnürung der Strahlgeometrie zurückzuführen, wodurch geringere Schmelzbadfluktuationen und demzufolge kleinere Rauheiten Ra resultieren können.

Zusammenfassend ist durch geeignete Wahl der Strahlgeometrie sowie eine Kombination aus einer Überfahrt zur Vorpolutur sowie einer weiteren Überfahrt zur Politur mit einer linienähnlichen Strahlgeometrie 1500x400_200_VL eine mehr als zehnfache Steigerung der Flächenrate auf $FR=7,5\ \text{cm}^2/\text{min}$ (vgl. Formel 2) bei sogar geringfügig verkleinerter Rauheit $Ra_{\text{linienförmig}}=0,17\ \mu\text{m}$ verglichen mit dem Stand der Technik möglich.

In Bild 106 wird die Steigerung der Flächenrate durch Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien auf einer gefrästen Ausgangsoberfläche demonstriert. Die linken drei Felder sind mit kreisförmiger Strahlgeometrie und in Kapitel 5 bestimmten Verfahrensparametern laserpoliert, für die rechten drei Felder wurden die in diesem Kapitel ermittelten Verfahrensparameter für linienähnliche Strahlgeometrien verwendet. Aufgrund des Riefenabstandes der gefrästen Ausgangsoberfläche von $550\ \mu\text{m}$ wurde ein kreisförmiger Strahldurchmesser mit $d_L=750\ \mu\text{m}$ verwendet, so dass im Vergleich zu $d_L=250\ \mu\text{m}$ auch schon mit der kreisförmigen Strahlgeometrie eine Steigerung der Flächenrate um einen Faktor 3 erzielt werden kann.

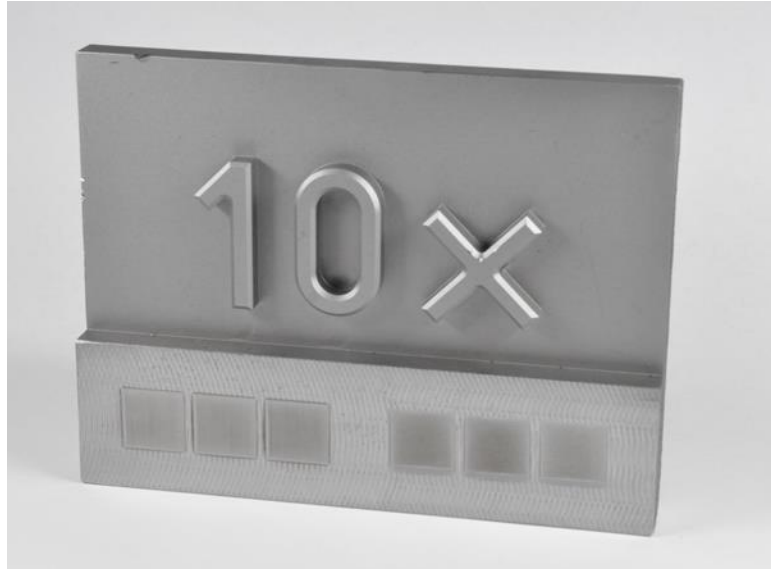


Bild 106: Demonstration der Steigerung der Flächenrate durch Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien im Vergleich zu kreisförmigen Strahlgeometrien auf gefräster Ausgangsoberfläche $Ra_{Az}=1,8\ \mu\text{m}$ (linke 3 Felder mit kreisförmiger Strahlgeometrie $d_L=750\ \mu\text{m}^{52}$, $FR=3,6\ \text{cm}^2/\text{min}$, rechte 3 Felder mit linienähnlicher Strahlgeometrie 1500x400_200_VL⁵³, $FR=7,5\ \text{cm}^2/\text{min}$)

Die erzielte Oberflächenqualität der laserpolierten Oberflächen ist vergleichbar mit $Ra=0,17\ \mu\text{m}$, was auch auf den Aufnahmen mittels Weißlichtinterferometer ersichtlich ist (Bild 107).

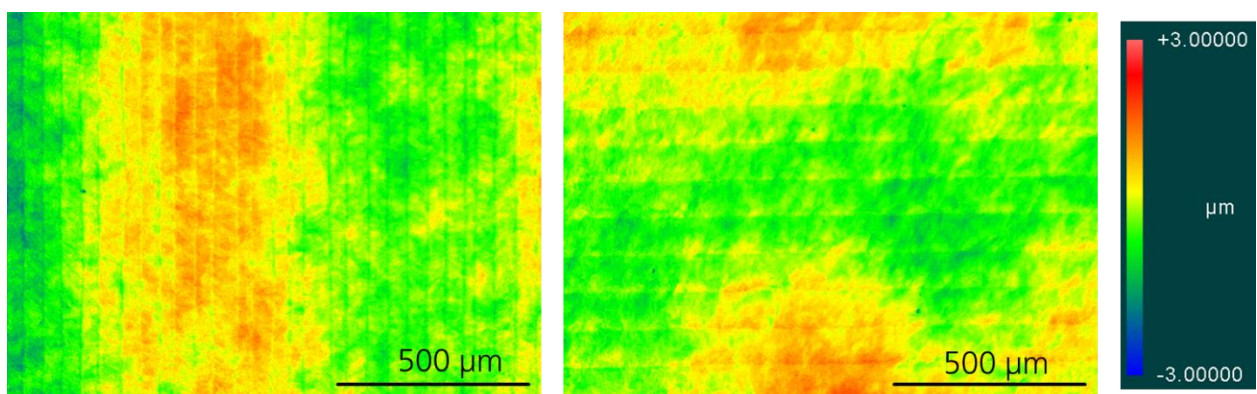


Bild 107: Topographie der laserpolierten Oberflächen, aufgenommen mittels Weißlichtinterferometer (links kreisförmige Strahlgeometrie $d_L=750\ \mu\text{m}^{54}$, $FR=3,6\ \text{cm}^2/\text{min}$, rechts linienähnliche Strahlgeometrie 1500x400_200_VL⁵⁵, $FR=7,5\ \text{cm}^2/\text{min}$)

⁵² Verfahrensparameter: $d_L=750\ \mu\text{m}$, $P=350\ \text{W}$, $v=100\ \text{mm/s}$, $dy=120\ \mu\text{m}$, $n=2$

⁵³ Verfahrensparameter: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, Vorpolitur: $I=130 \cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$, $v=100\ \text{mm/s}$, $dy=750\ \mu\text{m}$, $n=1$, Politur: $I=120 \cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$, $v=150\ \text{mm/s}$, $dy=100\ \mu\text{m}$, $n=1$

⁵⁴ Verfahrensparameter: $d_L=750\ \mu\text{m}$, $P=350\ \text{W}$, $v=100\ \text{mm/s}$, $dy=120\ \mu\text{m}$, $n=2$

⁵⁵ Verfahrensparameter: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, Vorpolitur: $I=130 \cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$, $v=100\ \text{mm/s}$, $dy=750\ \mu\text{m}$, $n=1$, Politur: $I=120 \cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$, $v=150\ \text{mm/s}$, $dy=100\ \mu\text{m}$, $n=1$

7.4.2 Übertragbarkeit auf andere Werkstoffe

Anhand der zwei Werkstoffe 1.2311 und 1.4435 wird die Übertragbarkeit der Laserpolitur mit linienähnlicher Strahlgeometrie vom Werkstoff 1.2343 auf andere Werkstoffe untersucht. Die Ausgangsoberfläche aller Proben ist gedreht (vgl. Kapitel 4.1). Basierend auf den dahinter stehenden Anwendungen wurden vom Kunden die folgenden Ziele für die beiden Werkstoffe vorgegeben:

- Werkstoff 1.4435: Rauheit $Ra < 0,75 \mu\text{m}$ bei einer Flächenrate $FR = 10 \text{ cm}^2/\text{min}$
- Werkstoff 1.2311: Rauheit $Ra < 0,25 \mu\text{m}$ bei einer Flächenrate $FR = 10 \text{ cm}^2/\text{min}$.

Mit kreisförmiger Strahlgeometrie wird die Zielrauheit auf dem 1.4435 erreicht, allerdings ist die Flächenrate FR um einen Faktor 5,5 zu klein (vgl. Tabelle 24). Für den Werkstoff 1.2311 kann mit kreisförmiger Strahlgeometrie die Zielrauheit im Rahmen des Fehlers erreicht werden, eine Sicherheit, dass alle Oberflächen Rauheiten mit $Ra < 0,25 \mu\text{m}$ aufweisen, kann jedoch nicht gewährleistet werden. Die Flächenrate liegt mit $FR = 0,9 \text{ cm}^2/\text{min}$ jedoch deutlich unterhalb den Anforderungen. Eine Auflistung der mit kreisförmiger Strahlgeometrie untersuchten Verfahrensparameterräume kann der Tabelle 32 und Tabelle 33 im Anhang entnommen werden.

Für die Untersuchung zur Übertragbarkeit der Ergebnisse für linienähnliche Strahlgeometrien vom 1.2343 auf die beiden anderen Werkstoffe 1.4435 und 1.2311 wird die Form der linienähnlichen Strahlgeometrie 1500x400_200_VL konstant gehalten. Die Verfahrensparameter Scangeschwindigkeit v , Intensität I , Spurversatz dy und Anzahl der Überfahrten n werden sowohl für die Vorpolitur als auch für die Polierüberfahrt angepasst, da sich die Werkstoffkennwerte wie Wärmeleitfähigkeit und Dehngrenze zum Teil signifikant vom 1.2343 unterscheiden (vgl. Tabelle 3). Eine Auflistung der mit linienähnlicher Strahlgeometrie untersuchten Verfahrensparameterräume kann Tabelle 34 und Tabelle 35 im Anhang entnommen werden.





Werkstoff	Rauheit Ra [μm]		Flächenrate FR [cm^2/min]	
				
1.4435	$0,72 \pm 0,03^{56}$	$0,62 \pm 0,02^{57}$	1,8	10
1.2311	$0,26 \pm 0,02^{58}$	$0,15 \pm 0,01^{59}$	0,9	10

Tabelle 24: Übersicht der Laserpolierergebnisse mit linienähnlicher Strahlgeometrie verglichen mit den Ergebnissen, die mit kreisförmiger Strahlgeometrie erzielt werden für die Werkstoffe 1.4435 und 1.2311

Durch den Wechsel der Strahlgeometrie von kreisförmig zu linienähnlich kann für beide Werkstoffe sowohl die Rauheit der laserpolierten Oberfläche Ra signifikant verkleinert als auch die Flächenrate FR signifikant vergrößert werden.

In Bild 108 sind lichtmikroskopische Aufnahmen der laserpolierten Oberflächen mit linienähnlicher Strahlgeometrie 1500x400_200_VL für den Werkstoff 1.4435 (links) und den Werkstoff 1.2311 (rechts) mit den identifizierten Verfahrensparametern^{48,50} dargestellt.

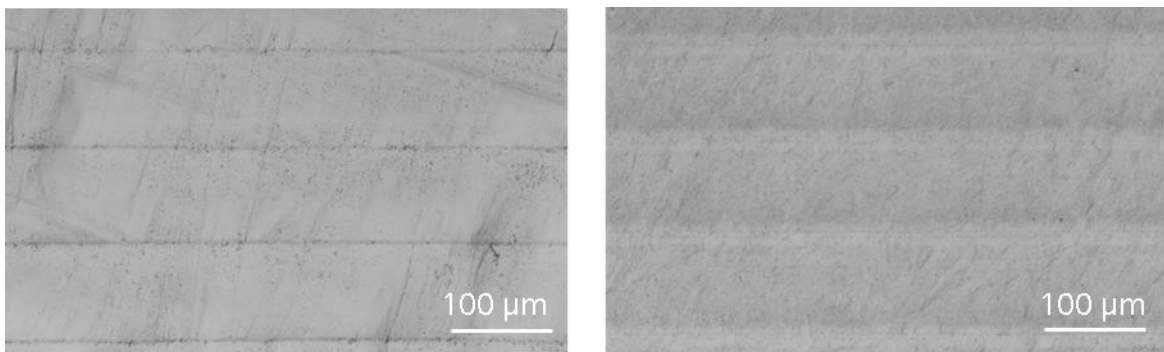


Bild 108: Lichtmikroskopische Aufnahmen der laserpolierten Oberflächen, links: Werkstoff 1.4435, rechts: Werkstoff 1.2311

⁵⁶ Verfahrensparameter: $d_L=250 \mu\text{m}$, $P=100 \text{ W}$, $v=150 \text{ mm/s}$, $dy=40 \mu\text{m}$, $n=2$

⁵⁷ Verfahrensparameter: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, Vorpolitur: $I=140 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, $v=100 \text{ mm/s}$, $dy=650 \mu\text{m}$, $n=1$, Politur: $I=145 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, $v=225 \text{ mm/s}$, $dy=100 \mu\text{m}$, $n=1$

⁵⁸ Verfahrensparameter: $d_L=250 \mu\text{m}$, $P=190 \text{ W}$, $v=150 \text{ mm/s}$, $dy=40 \mu\text{m}$, $n=4$

⁵⁹ Verfahrensparameter: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, Vorpolitur: $I=140 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, $v=100 \text{ mm/s}$, $dy=650 \mu\text{m}$, $n=1$, Politur: $I=140 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, $v=225 \text{ mm/s}$, $dy=100 \mu\text{m}$, $n=1$

7.4.3 Abbildung der Einzelspurform im laserpolierten Feld bei der flächigen Politur

Bislang wurden die Verfahrensparameter zur flächigen Laserpolitur rein im Hinblick auf eine Minimierung der Rauheit Ra bzw. eine Maximierung der Flächenrate FR angepasst. Wie sich dabei die Spurform der Einzelspur im flächig polierten Feld abbildet, wurde nicht genauer betrachtet.

Für die Strahlgeometrie 1500x400_200_VL, die Scangeschwindigkeit $v=50$ mm/s und die Intensität $I=110 \cdot 10^3$ W/cm² wird für den Werkstoff 1.2343 exemplarisch für eine Überfahrt $n=1$ und unterschiedliche Spurversätze die Zusammensetzung des laserpolierten Feldes aus der Einzelspurform „simuliert“. Dazu wird zunächst die Spurform der experimentellen Einzelspur wie in Kapitel 4.2.2 mittels Weißlichtinterferometrie bestimmt (Bild 109, links). Durch das einfache geometrische Aneinanderreihen⁶⁰ dieser konstanten Einzelspursegmente⁶¹ im entsprechenden Spurversatz wird ein Feld simuliert, bei dem es zu keinerlei Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Spuren kommt, d.h. sowohl vorwärmende Effekte als auch „nachwirkende“ Anlasseffekte bleiben unberücksichtigt (Bild 109, rechts). Dabei werden die Einzelspuren an die Höhenposition der letzten Spur angesetzt. D.h. das Feldprofil des zusammengesetzten Feldes ist abfallend wenn der Spurabstand kleiner als die Hälfte der Einbrandkerbenbreite ist und ansteigend, wenn der Spurabstand größer als die Einbrandkerbenbreite ist. Entspricht der Spurabstand der Einbrandkerbenbreite entsteht ein horizontal gerade verlaufendes Feldprofil. Anschließend wird das Feldprofil „begradigt“, was für die Bestimmung des Ra-Wertes notwendig ist. Dazu wird der Winkel φ zwischen der ursprünglichen X-Achse und der Profilachse bestimmt und das Feldprofil entsprechend Formel 11 umgerechnet.

Formel 11

$$\begin{pmatrix} x_{eben} \\ z_{eben} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} x \\ z \end{pmatrix} * \begin{pmatrix} \cos(\varphi) & -\sin(\varphi) \\ \sin(\varphi) & \cos(\varphi) \end{pmatrix}$$

⁶⁰ unidirektional von rechts nach links

⁶¹ Einzelspursegment ist der Bereich der Einzelspur, der durch die nachfolgende Spur nicht aufgeschmolzen wird, d.h. das Einzelspursegment hat die Breite des Spurversatzes.

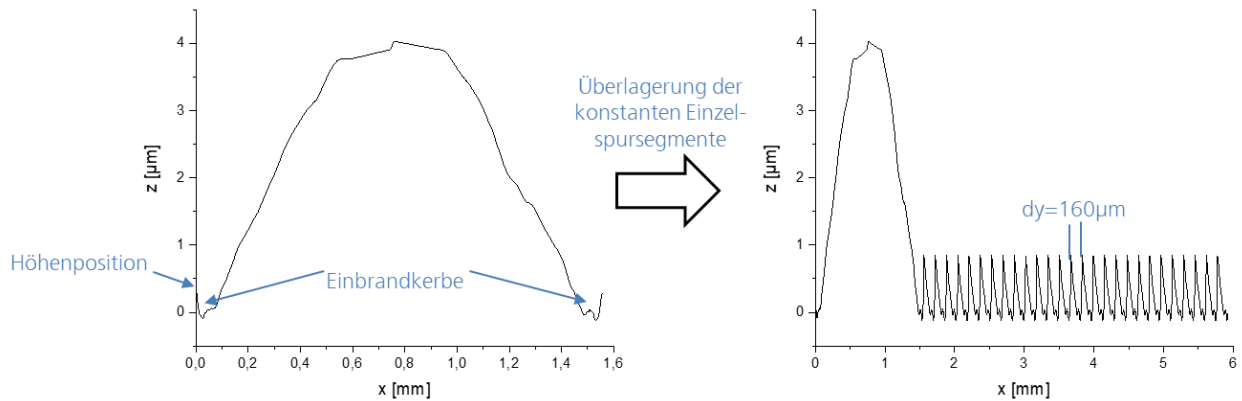


Bild 109: Vorgehen zur Simulation eines laserpolierten Feldes aus einer Einzelspur, links: Einzelspurform, rechts: aus den Segmenten der Einzelspur zusammengesetztes Feld mit einem Spurversatz $dy=160\ \mu\text{m}$ nach der „Begradigung“ (konstant: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50\ \text{mm/s}$, $I=110\cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$)

Die Feldgröße der simulierten Felder beträgt dabei mindestens $4\ \text{mm}^2$, so dass analog zur taktilen Rauheitsbestimmung nach Norm (vgl. Kapitel 4.3.2) auch bei diesen Feldern der Ra-Wert bestimmt wird. Dieser wird im Folgenden mit Ra_{hand} bezeichnet.

Zusätzlich werden mit der Strahlgeometrie 1500x400_200_VL, der Scangeschwindigkeit $v=50\ \text{mm/s}$ und der Intensität $I=110\cdot 10^3\ \text{W/cm}^2$ für eine Überfahrt $n=1$ und unterschiedliche Spurversätze Felder laserpoliert und taktil senkrecht zur Scanrichtung ausgewertet. Der resultierende Rauheitswert wird im Folgenden mit Ra_{exp} bezeichnet.

Anschließend werden Ra_{hand} und Ra_{exp} für die unterschiedlichen Spurversätze anhand der relativen Abweichung

Formel 12
$$\Delta_{\text{rel}} = \frac{Ra_{\text{exp}} - Ra_{\text{hand}}}{Ra_{\text{exp}}} \cdot 100$$

verglichen.

Die Rauheit der händisch zusammengesetzten Felder als auch der laserpolierten Felder Ra_{exp} ist bei einem Spurversatz $dy=80\ \mu\text{m}$ am geringsten (Bild 110, links).

⁶² Ohne Einbeziehung der letzten Spur

Spurversatz dy [μm]	Ra_{hand} [μm]	Ra_{exp} [μm]
40	0,116	0,324
80	0,082	0,258
160	0,232	0,305
320	0,591	0,438
640	1,098	0,532

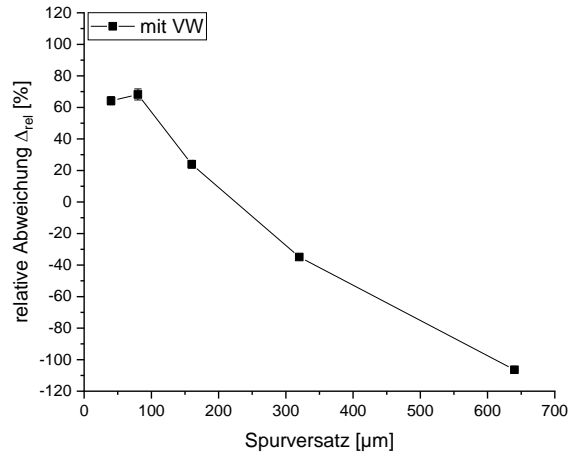


Bild 110: Vergleich der Rauheiten der simulierten Profile Ra_{hand} mit denen der laserpolierten Felder Ra_{exp} für unterschiedliche Spurversätze (konstant: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm², $n=1$, VW=Vorwärmung)

Für einen Spurversatz $dy=160$ μm weicht die Rauheit des laserpolierten und des simulierten Feldes nur um ca. 20 % voneinander ab, hin zu kleineren bzw. größeren Spurversätzen nimmt die Abweichung zu (Bild 110, rechts). Für Spurversätze $dy \leq 160$ μm ist Ra_{hand} kleiner als Ra_{exp} , für $dy > 160$ μm ist Ra_{hand} größer als Ra_{exp} . Eine mögliche Begründung hierfür ist die Zunahme der gegenseitigen Wärmebeeinflussung der Einzelspuren beim Laserpolieren von Feldern bei Spurversätzen $dy \leq 160$ μm (Bild 111). Je kleiner der Spurversatz ist, desto stärker sollte der Einfluss der Vorwärmung sein, der Laserstrahl trifft auf schon vorgewärmtes Material, d.h. die Temperatur im Schmelzbad wird zunehmen. Des Weiteren kommt es zu einem „nachträglichen“ Anlasseffekt vorheriger Spuren, der im Rahmen der simulierten Felder nicht berücksichtigt wird. Dieser Anlasseffekt kann zu einer Gefügeumwandlung und somit zu einer Veränderung der Dichte und einer Abnahme der Spurhöhe führen (vgl. Kapitel 2.1.1). Wie in Kapitel 7.3.4 ermittelt, kann eine Gefügeänderung beim Werkstoff 1.2343 für bis zu 25 % der Spuraufwölbung verantwortlich sein. In welcher räumlichen Dimension dieser Anlasseffekt sich auswirkt und welche Auswirkung auf die Spurform dieser tatsächlich im polierten Feld hat, wird mittels Härtemessungen untersucht, da die Härtewerte Rückschlüsse auf das Gefüge zulassen. Vermutlich ist für große Spurversätze $dy > 160$ μm die Wärmebeeinflussung durch benachbarte Spuren vernachlässigbar, so dass in diesem Bereich der Anlasseffekt Abweichungen Δ_{rel} für Spurversätze $dy > 160$ μm erklären kann (Bild 111). Sowohl die Vorwärmung als auch der Anlasseffekt bleiben in der Simulation unberücksichtigt.

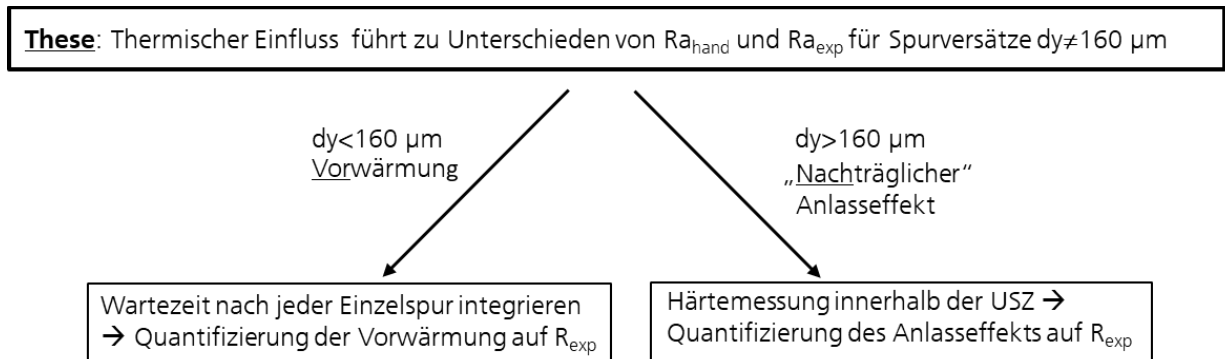


Bild 111: Vorgehen zur Untersuchung des thermischen Einflusses

Einfluss Vorwärmung:

Um den Einfluss der Vorwärmung auf die Rauheit für kleine Spurversätze weiter zu analysieren, werden im nächsten Schritt Felder mit oben genannten Verfahrensparametern laserpoliert, bei denen nach jeder Spur eine Wartezeit von 2 min erfolgt (im Folgenden „ohne VW“ genannt). Dadurch soll eine konstante Ausgangstemperatur für alle Spuren gewährleistet werden. Die Temperatur wird während der Versuchsreihe mit Hilfe von Thermoelementen überprüft⁶³. Im Vergleich zur Rauheit Ra_{exp} ohne Wartezeit, d.h. mit Vorwärmung (im Folgenden „mit VW“ genannt), ist die erzielte Rauheit mit Wartezeit, d.h. ohne Vorwärmung bei allen Spurversätzen vergrößert (Bild 112, links). Die Abweichung der Rauheit Ra_{exp} für $dy \geq 160 \mu m$ ist allerdings so gering, dass im Rahmen des Fehlers die Rauheiten Ra_{exp} sowohl mit als auch ohne Vorwärmung übereinstimmen. Somit ändert sich der Zusammenhang zwischen der relativen Abweichung der experimentellen von der simulierten Rauheit Δ_{rel} in Abhängigkeit vom Spurversatz dy nicht nennenswert (Bild 112, rechts).

D.h. der Unterschied der relativen Abweichung Δ_{rel} zwischen Ra_{hand} und Ra_{exp} für Spurversätze $dy < 160 \mu m$ kann nicht durch die Vorwärmung erklärt werden.

⁶³ Die Thermoelemente werden an allen vier Ecken des laserpolierten Feldes in einem Abstand von ca. 5 mm zum Eckpunkt des Feldes angebracht.

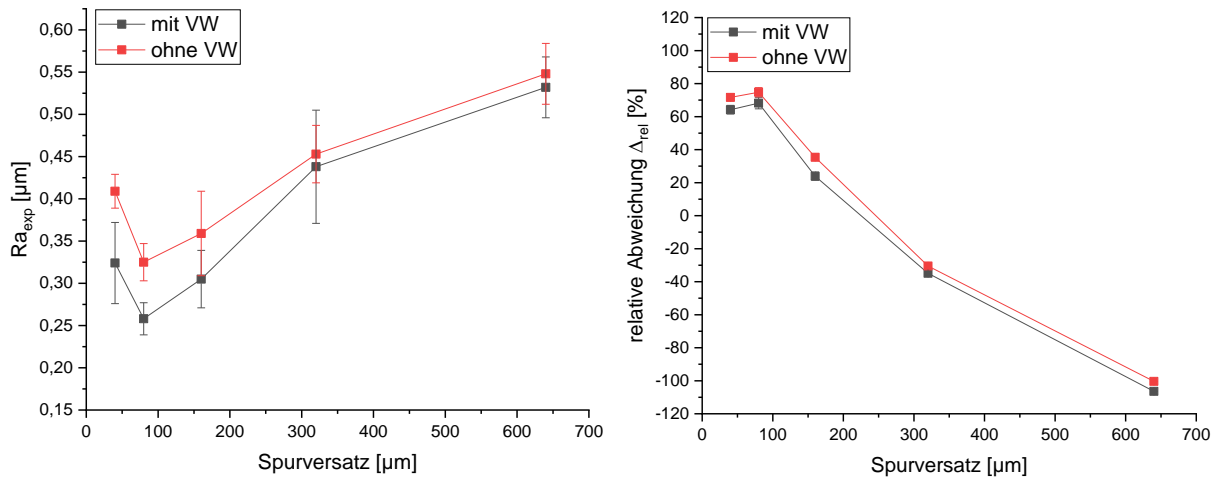


Bild 112: links: Vergleich der Rauheiten Ra_{exp} mit und ohne Vorwärmung, rechts: Relative Abweichung Δ_{rel} der Rauheiten der händisch erstellten Profile Ra_{hand} mit denen der laserpolierten Felder Ra_{exp} für unterschiedliche Spurversätze mit und ohne Vorwärmung (konstant: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm², $n=1$)

Im Zuge dieser Auswertung fällt auf, dass die Spurhöhe der letzten Spur abhängig vom Spurversatz dy ist: Je kleiner der Spurversatz ist, desto höher ist die letzte Spur aufgewölbt (Bild 113). Auch die linke Einbrandkerbe ist umso tiefer, je kleiner der Spurversatz ist.

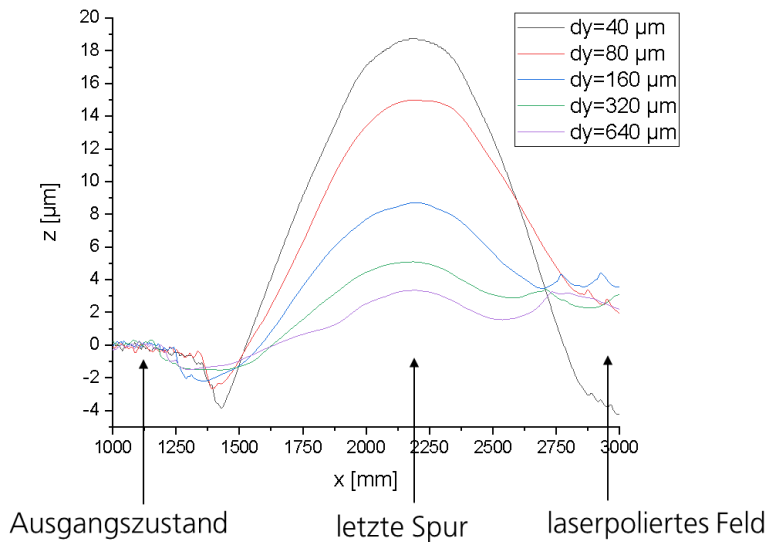


Bild 113: Mittleres Querschnittsprofil durch die letzte Spur des laserpolierten Feldes mit unterschiedlichen Spurversätzen und ohne Wartezeit zwischen den einzelnen Spuren (konstant: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm², $n=1$)

Des Weiteren ändert sich die Spurhöhe der letzten Spur in Abhängigkeit davon, ob eine Wartezeit zwischen der Überlagerung der Einzelspuren eingestellt wird

(ohne VW) oder nicht (mit VW) (Bild 114, links). Die Spurhöhe der Einzelspur beträgt ca. 4 μm . Ohne Vorwärmung stimmt die Aufwölbungshöhe AH der Einzelspur mit der der letzten Spur des laserpolierten Feldes für Spurverätze $dy \geq 320 \mu\text{m}$ überein.

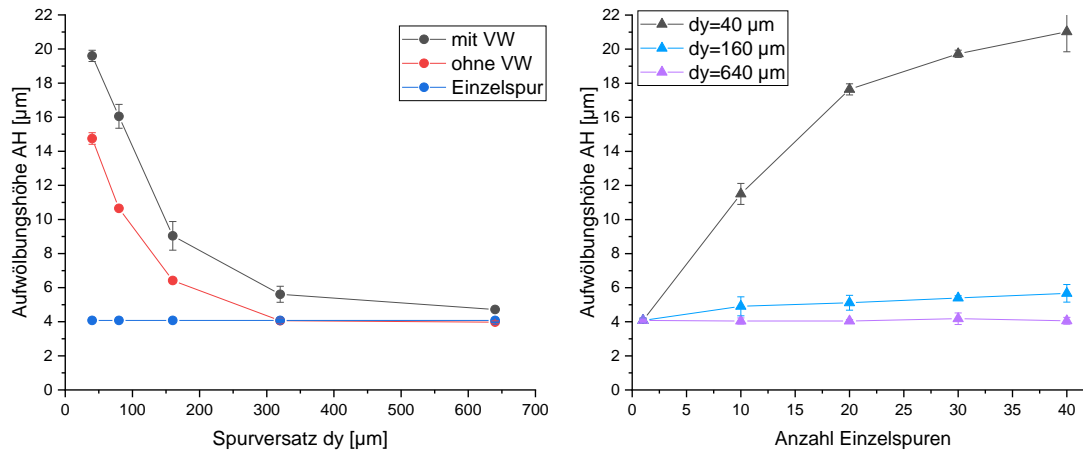


Bild 114: links: Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit des Spurversatzes dy, rechts: Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit der Anzahl der Einzelspuren im laserpolierten Feld für unterschiedliche Spurversätze mit VW (konstant: Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50 \text{ mm/s}$, $I=110 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, $n=1$)

Für kleine Spurversätze $dy < 320 \mu\text{m}$ vergrößert sich die Aufwölbungshöhe AH der letzten Spur hin zu einem kleineren Spurversatz. Die Aufwölbungshöhe AH mit Vorwärmung, d.h. ohne eine Wartezeit zwischen den einzelnen Spuren bei der Erstellung des laserpolierten Feldes, ist stets größer als ohne Vorwärmung. Der qualitative Kurvenverlauf der Aufwölbungshöhe AH in Abhängigkeit des Spurversatzes dy ist vergleichbar, unabhängig ob mit oder ohne Vorwärmung poliert wird. Da die Aufwölbungshöhe AH der letzten Spur auch ohne Vorwärmung bei kleineren Spurversätzen zunimmt, kann dieser Effekt nicht allein durch die Vorwärmung begründet werden. Eine mögliche Ursache könnte sein, dass unterschiedlich viel Materialvolumen pro Spur in Abhängigkeit des Spurversatzes wieder aufgeschmolzen wird. Bei einem Spurversatz $dy=40 \mu\text{m}$ werden 97 % der vorherigen Spur wieder aufgeschmolzen, wohingegen z.B. bei einem Spurversatz $dy=640 \mu\text{m}$ nur 57 % der vorherigen Spur wieder aufgeschmolzen werden. Das zusätzliche Volumen summiert sich in der letzten Spur, die nicht wieder aufgeschmolzen wird. Dieser Erklärungsansatz würde auch dazu passen, dass die Aufwölbungshöhe AH für kleine Spurversätze abhängig von der Anzahl der Einzelspuren im laserpolierten Feld ist (Bild 114, rechts).

Des Weiteren verändert sich der Neigungswinkel des Schmelzbades α_{rand} als auch die Einbrandkerbentiefe $\text{EBKT}_{\text{rechts}}^{64}$ in Abhängigkeit des Spurversatzes sowie der Vorwärmung (Bild 115, rechts). Der Einfluss der Vorwärmung ist jedoch so gering, dass er meist im Rahmen einer Standardabweichung liegt und hier nicht weiter betrachtet wird. Je kleiner der Spurversatz dy desto größer sind der Neigungswinkel α_{rand} und die Einbrandkerbentiefe $\text{EBKT}_{\text{rechts}}$. Für einen Spurversatz $dy=640 \mu\text{m}$ entspricht die Einbrandkerbentiefe der der Einzelspur.

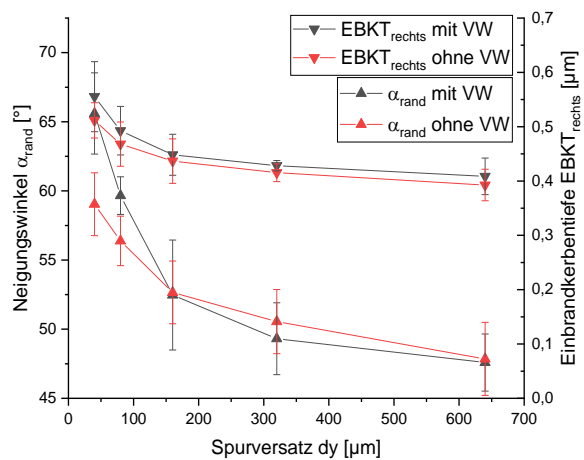
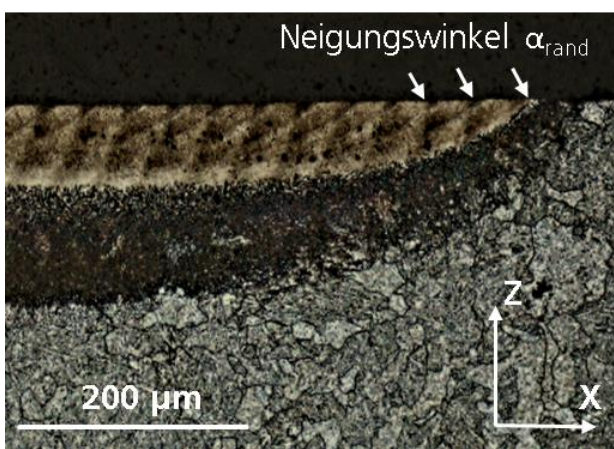


Bild 115: links: Bestimmung der Neigungswinkel α_{rand} exemplarisch für einen Spurversatz $dy=40 \mu\text{m}$, rechts: Neigungswinkel α_{rand} und Einbrandkerbentiefe $\text{EBKT}_{\text{rechts}}$ in Abhängigkeit des Spurversatzes dy und der Vorwärmung

Dieser Zusammenhang ist ungewöhnlich und widerspricht den bisherigen Überlegungen und den bisherigen Beobachtungen, wonach die Einbrandkerbentiefe EBKT kleiner wird für größere Neigungswinkel α_{rand} (vgl. Kapitel 7.3.1.3). Eine Erklärung kann im Rahmen dieser Arbeit nicht gegeben werden. Die Änderung des Neigungswinkels α_{rand} sowie der Einbrandkerbentiefe $\text{EBKT}_{\text{rechts}}$ könnte ein Grund für die Abweichung der experimentellen Rauheit Ra_{exp} von der Rauheit des händisch zusammengesetzten Feldes Ra_{hand} für Spurversätze $dy \leq 160 \mu\text{m}$ sein.

Einfluss Anlasseffekt:

Für alle Spurversätze wird die Härte in der umgeschmolzenen Randschicht, der Wärmeinflusszone sowie dem Grundwerkstoff mittels Nanoindentation bestimmt. In Bild 116 ist das Ergebnis des Härtemappings⁶⁵ für ein Feld dargestellt, das mit einem Spurversatz von $dy = 40 \mu\text{m}$ erzeugt wurde. Das Härtemapping ist mit dem Querschliff überlagert dargestellt. Für eine höhere

⁶⁴ Hier wird die Einbrandkerbentiefe EBKT auf der rechten Spurseite anstatt auf der linken betrachtet, da die Felder von rechts nach links laserpoliert werden und somit immer die rechte Einbrandkerbe im Feld erhalten bleibt.

⁶⁵ Die Prüfkraft beträgt $0,005 \text{ kp}$ (50 mN), die Haltezeit t_{Halte} beträgt 20 s , die Be- und Entlastungszeiten betragen jeweils 10 s .

Auflösung in X-Richtung wird der Abstand ΔX von 5 μm gegenüber dem Abstand in Z-Richtung ΔZ von 10 μm gewählt.

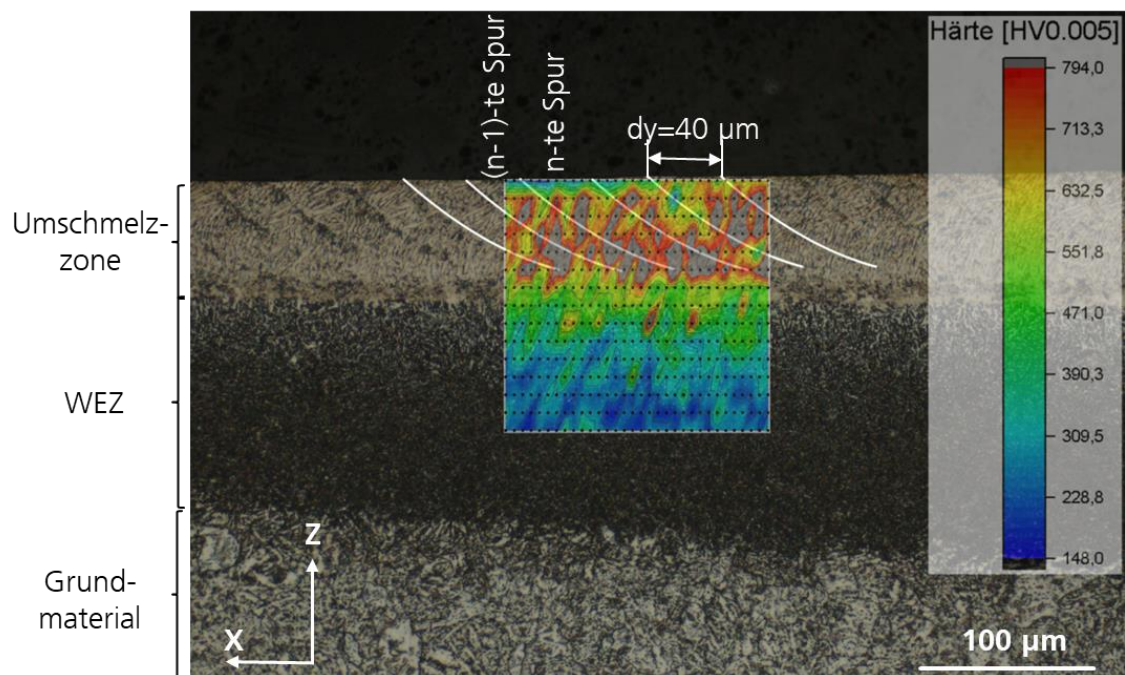


Bild 116: Querschliff mit überlagertem Härtemapping (Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50 \text{ mm/s}$, $dy=40 \mu\text{m}$, $I=110 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Die oberste Reihe der Härtemessungen darf dabei nicht berücksichtigt werden, da die Härteeindrücke zu nah am Randbereich zum Einbettmaterial liegen, so dass die Messwerte nicht normgerecht⁶⁶ gemessen sind. Die Härte in der umgeschmolzenen Randschicht ist nicht homogen, sie beträgt im Mittel 740 HV bei einer Standardabweichung von ca. 150HV, d.h. ein martensitisches Gefüge liegt vor. Eine Peridizität der Härte in Abhängigkeit von x ist nicht feststellbar. Die Härte des Grundwerkstoffes beträgt ca. 200 HV.

Bei einem Spurabstand von $dy = 640 \mu\text{m}$ ist die Härteschwankung durch das Anlassen der letzten Spur sichtbar (Bild 117). Die unterschiedlichen Gefüge werden auch durch die unterschiedliche Ätzung im Querschliffbild ersichtlich. Im angelassenen Bereich ist die Härte um ca. 250 HV kleiner als in nicht angelassenen Bereichen. Der angelassene Bereich ist ca. 200 μm breit.

⁶⁶ Der Abstand zum Rand und zwischen den einzelnen Messpunkten muss dem 2,5-fache der Eindruckdiagonalen entsprechen.

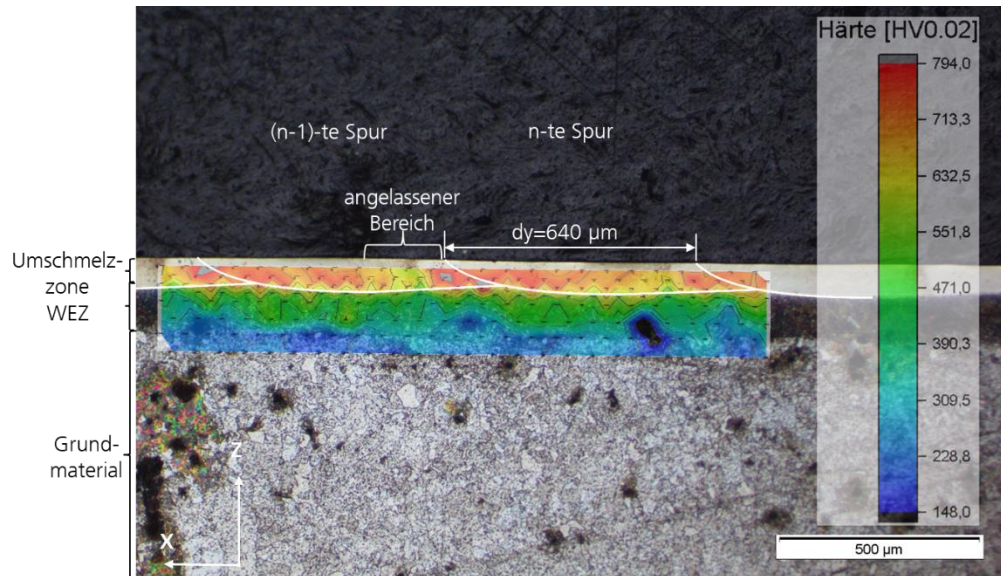


Bild 117: Querschliff mit überlagertem Härtemapping (Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $dy=640$ µm, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm²)

Im Anhang (Bild 130-Bild 132) sind die Härtemappings für die Spurversätze $dy=80$ µm, 160 µm und 320 µm abgebildet. Auch hier wird für einen Spurversatz $dy=320$ µm ersichtlich, dass der angelassene Bereich nicht über die komplette letzte Spur reicht, sondern nur ca. 200 µm breit ist. Für die Spurversätze $dy=80$ µm sowie 160 µm ist kein periodischer Unterschied in der Härte innerhalb einer Spur ersichtlich.

Zusammenfassend reicht für den hier untersuchten Verfahrensparameter der Anlasseffekt ca. 200 µm in die vorherige Spur und führt zu einer Reduzierung der Härte um ca. 250 HV. Demnach sind für Spurversätze $dy \leq 160$ µm die Spuren vollständig angelassen, für $dy > 160$ µm nur teilweise.

Dies hat als Konsequenz, dass der Spurversatz dy bei der Polierüberfahrt auf ca. 200^{67} µm beschränkt ist, wenn eine gleichmäßige Randschichthärte gefordert ist. Gleichzeitig könnte der räumlich begrenzte Anlassbereich und damit einhergehende Änderung der Spuraufwölbung neben der Spurform auch eine Ursache darstellen, warum bei der Polierüberfahrt nur hinreichend kleine Spurversätze zu kleinen Rauheiten führen.

⁶⁷ In Abhängigkeit des genutzten Verfahrensparameters wird sich dieser Wert vermutlich ändern und muss geprüft werden.

7.5 Fazit 1-Strahl-Technik - linienähnliche Strahlgeometrien

Zusammenfassend ist durch geeignete Wahl der Strahlgeometrie sowie der weiteren Verfahrensparameter (Vorpolitur+Politur) mit einer linienähnlichen Strahlgeometrie 1500x400_200_VL eine mehr als zehnfache Steigerung der Flächenrate auf $FR=7,5 \text{ cm}^2/\text{min}$ bei geringfügig verkleinerten Rauheit $Ra_{\text{linienförmig}}=0,17 \text{ }\mu\text{m}$ verglichen mit dem Stand der Technik möglich.

Der angedachte Lösungsansatz (Bild 11) zur Vergrößerung der Flächenrate FR für linienähnliche Strahlgeometrien findet dabei allerdings nur begrenzt Anwendung. Strahlgeometrien und Verfahrensparameter, die zu einer plateauförmigen Aufwölbung der Einzelspur ohne Randstörungen führen, werden im Rahmen dieser Arbeit nicht identifiziert. Der neue Lösungsansatz zur Laserpolitur mit linienähnlicher Strahlgeometrie, unabhängig vom Ausgangszustand der Oberfläche, ist zweischrittig:

- Im ersten Schritt wird die **Vorpolitur** mit einer großen Flächenrate durchgeführt. Dabei wird die Ausgangsrauheit beseitigt sowie die Randschicht homogenisiert und es resultiert eine prozessinduzierte Rauheit mit einem Riefenmuster entsprechend des Spurversatzes, die den Ausgangszustand für die Polierüberfahrt bildet.
- Im zweiten Schritt wird mit der gleichen Strahlgeometrie und Intensitätsverteilung wie bei der Vorpolitur die eigentliche **Politur** mit einem kleinen Spurversatz von $dy=100 \text{ }\mu\text{m}$ durchgeführt. Durch das räumlich begrenzte Anlassen ($\sim 200 \text{ }\mu\text{m}$ für untersuchte Verfahrensparameter) bereits erstarrter Spuren wird das Gefüge und somit die Spurhöhe geändert, so dass der Spurversatz beim Politurschritt nach oben begrenzt ist, um neben möglichst kleiner Rauheit Ra auch eine gleichmäßige Härte sowie ein gleichmäßiges Gefüge in der Randschicht zu erhalten.

Im Gegensatz zur kreisförmigen Strahlgeometrie mit einem Strahldurchmesser $d_L=1500^{68} \text{ }\mu\text{m}$ können mit dieser Vorgehensweise mit der linienähnlichen Strahlgeometrie 1500x400_200_VL nahezu gleiche Rauheiten wie mit der kreisförmigen Strahlgeometrie bei einem Strahldurchmesser $d_L=250 \text{ }\mu\text{m}$ mit einer um den Faktor 10 vergrößerten Flächenrate erzielt werden (Stand der Technik). Die Flächenratensteigerung ohne einhergehende Vergrößerung der Rauheit Ra durch linienähnliche Strahlgeometrien beruht dabei auf dem kleineren Schmelzbad in Scanrichtung im Vergleich zur kreisförmigen Strahlgeometrie

⁶⁸ Auch mit dem kreisförmigen Strahl kann die Flächenrate FR vergrößert werden, allerdings mit einhergehender Vergrößerung der Rauheit Ra (vgl. Kapitel 5.4)

sowie der die Oberflächenstrukturbildung reduzierenden Form der Strahlgeometrie:

- Durch das kleinere Schmelzbad in Scanrichtung werden weniger Störstellen pro Zeiteinheit aufgeschmolzen, so dass weniger Fluktuationen des Schmelzbades resultieren, wodurch die Randschicht glatter erstarrt.
- Durch die Verjüngung der Strahlgeometrie 1500x400_200_VL im Zentrum wird die Oberflächenstrukturbildung in der Einzelspur reduziert, wodurch die Randschicht ebenfalls glatter erstarrt.

Das Einzelspurprofil gibt einen ersten Hinweis, ob die Strahlgeometrie prinzipiell zum Laserpolieren mit großer Flächenrate geeignet ist. Allerdings verändern sich bei der flächigen Laserpolitur in Abhängigkeit des Spurversatzes elementare Größen, die die Spurform verändern, wie z.B. der Neigungswinkel des Schmelzbades. Außerdem wird durch das räumlich begrenzte Anlassen schon erstarrter Spuren das Gefüge und somit die Spurhöhe geändert, so dass der Spurversatz beim Politurschritt nach oben begrenzt ist, um neben möglichst kleiner Rauheiten Ra auch ein gleichmäßiges Gefüge in der Randschicht zu erhalten (vgl. Kapitel 7.4.3).

Die Übertragbarkeit der Steigerung der Flächenrate FR auf $FR=10 \text{ cm}^2/\text{min}$ durch Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien wird im Rahmen dieser Dissertation für 2 weitere Stähle (1.4435, 1.2311) demonstriert. Neben der Steigerung der Flächenrate wird für beide Stähle durch die Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien auch die erzielbare Rauheit Ra signifikant (bis zu 40%) reduziert im Vergleich zu kreisförmigen Strahlgeometrien.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit werden erstmalig drei verschiedene Ansätze zur Steigerung der Flächenrate FR beim Laserpolieren von Stahlwerkstoffen untersucht, mit dem Ziel, ein breiteres Anwendungsspektrum für das Laserpolieren für Oberflächen mit mittleren Qualitätsanforderungen ($R_a=0,1-0,25 \mu\text{m}$) zu erschließen.

In Tabelle 25 sind die in dieser Arbeit mit den drei Ansätzen erzielten Flächenraten FR und Rauheiten R_a ⁶⁹ sowie der Stand der Technik zu Beginn dieser Arbeit zur Einordnung der Ergebnisse für den Stahl 1.2343 dargestellt.

	Ergänzende Informationen	Flächenrate FR [cm²/min]	Rauheit Ra [μm]
SdT Willenborg [9]/Kiedrowski [4]	Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$	0,7/0,4	0,18/0,07
1-Strahl-Technik, kreisförmige Strahlgeometrie	Strahldurchmesser $d_L=250 \mu\text{m}$	4,2	0,18
	Strahldurchmesser $d_L=750 \mu\text{m}$ (nicht weiter optimiert)	3,6	0,17
	Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$	5,4	0,20
	Kombinierte Bearbeitung mit unterschiedlichen Strahldurchmessern	2,1	0,22

⁶⁹ Zu berücksichtigen ist dabei, dass alle Ansätze an unterschiedlichen Versuchsaufbauten untersucht wurden, so dass Rauheiten nur bedingt vergleichbar sind, da z.B. die Intensitätsverteilung der Strahlgeometrie einen signifikanten Einfluss auf die Oberflächenqualität hat.

2-Strahl-Technik, kreisförmige Strahlgeometrie⁷⁰		1,2	0,22
1-Strahl-Technik, linienähnliche Strahlgeometrie	Kombinierte Bearbeitung: Vorphitur+Politurschritt	7,5	0,17

Tabelle 25: Übersicht der erzielten Flächenraten FR und Rauheiten Ra mit den in dieser Arbeit untersuchten Ansätzen für den Stahl 1.2343 (2D-Bearbeitung)

Hinsichtlich der am Anfang der Arbeit formulierten Forschungsfragen (vgl. Kapitel 0) können die folgenden wesentlichen Aussagen getroffen werden:

- Durch wechselseitige Anpassung der flächenratenbestimmenden Verfahrensparameter Anzahl der Überfahrten n , Spurversatz dy und Scangeschwindigkeit v , kann auch mit **kreisförmiger Strahlgeometrie** die Flächenrate FR um einen Faktor 6 von $0,7 \text{ cm}^2/\text{min}$ auf $4,2 \text{ cm}^2/\text{min}$ bei gleichbleibender Rauheit $Ra=0,18 \text{ }\mu\text{m}$ vergrößert werden.
- Die Flächenrate FR kann durch eine Vergrößerung des kreisförmigen Strahldurchmessers von $d_L=250 \text{ }\mu\text{m}$ auf $d_L=1500 \text{ }\mu\text{m}$ auf $FR=5,4 \text{ cm}^2/\text{min}$ weiter vergrößert werden, allerdings mit einhergehender Zunahme der Rauheit auf $Ra=0,2 \text{ }\mu\text{m}$. Die Vergrößerung der Rauheit wird auf größere Schmelzbadvolumina, insbesondere in Vorschubrichtung, zurückgeführt. Im Hinblick auf eine einfachere Handhabung bei der 3D-Laserpolitur sollte bei gleichen erzielbaren Rauheiten und Flächenraten jedoch der kleinere Strahldurchmesser bevorzugt werden.
- Durch die **2-Strahl-Technik** mit kreisförmigen Strahlgeometrien ist eine Verdopplung der Flächenrate FR bei gleichbleibender Rauheit durch Halbierung der Anzahl der Überfahrten n möglich. Allerdings ist die mittels 2-Strahl-Technik erzielbare Rauheit nur in einem sehr kleinen Prozessfenster nahezu gleich mit der mittels 1-Strahl-Technik realisierten Rauheit von $Ra=0,22 \text{ }\mu\text{m}$. Deutlich kleinere Rauheiten Ra sind mit der 1-Strahl-Technik erreichbar, wenn die Scanrichtung nach jeder Überfahrt um 90° gedreht wird, was jedoch bei der 2-Strahl-Technik prozessbedingt nicht möglich ist, d.h. mittels 2-Strahl-Technik ist die erzielbare Rauheit stets größer als mittels 1-Strahl-Technik.
- Die mittels 2-Strahl-Technik erzielbare Rauheit hängt signifikant vom Spotabstand ds zwischen den beiden Laserstrahlen ab. Dieser muss

⁷⁰ Da bei der 2-Strahl-Technik stets 2 Überfahrten in eine Bearbeitungsrichtung ausgeführt werden, ist die Rauheit prinzipbedingt vergrößert.

hinreichend groß⁷¹ gewählt werden, so dass annähernd gleiche Prozessbedingungen (Temperatur-Zeit-Verläufe, Schmelzvolumina) für beide Laserstrahlen vorliegen. Eine Reduzierung der Laserleistung P_L im zweiten Teilstrahl kann genutzt werden, um annähernd konstante Prozessbedingungen für beide Teilstrahlen trotz thermischer Beeinflussung zu realisieren.

- Anhand verschiedener Kriterien für die Spurform der Einzelspur (großer Aufwölbungsradius r_{AW} , kleine Einbrandkerbentiefe EBKT sowie kleine Aufwölbungshöhe AH) wird für den Werkstoff 1.2343 der Einfluss-Wirk-Zusammenhang für verschiedene **linienähnliche Strahlgeometrien** untersucht. Eine Vergrößerung der Intensität I an den Rändern der linienförmigen Strahlgeometrie durch Seitenstege führt zur Vergrößerung der Umschmelztiefen im Randbereich und somit zu großen Aufwölbungsradien r_{AW} und zur Vermeidung von Einbrandkerben. Eine zusätzliche Verjüngung der linienförmigen Strahlgeometrie in der Mitte führt zu einer Dämpfung von Querströmung an der Schmelzbadoberfläche und zu einer Reduzierung der Oberflächenstrukturbildung in der Einzelspur.

Das Einzelspurprofil gibt einen ersten Hinweis, ob die Strahlgeometrie prinzipiell zum Laserpolieren mit großer Flächenrate geeignet ist. Allerdings verändern sich bei der flächigen Laserpolitur in Abhängigkeit des Spurversatzes elementare Größen, die die Spurform verändern, wie z.B. der Neigungswinkel des Schmelzbades.

- Durch einen zweischrittigen Bearbeitungsprozess, der sich aus einer Vorpolitur und einer Polierüberfahrt zusammensetzt, wird durch Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien⁷², verglichen mit dem Stand der Technik, eine mehr als zehnfache Steigerung der Flächenrate auf $FR=7,5 \text{ cm}^2/\text{min}$ bei geringfügig verkleinerter Rauheit $Ra_{\text{linienförmig}}=0,17 \text{ }\mu\text{m}$ erzielt.
- Die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf andere Werkstoffe wird im Rahmen dieser Dissertation für 2 weitere Stähle (1.4435, 1.2311) demonstriert. Neben der Steigerung der Flächenrate auf $FR=10 \text{ cm}^2/\text{min}$ wird für beide Stähle durch die Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien auch die erzielbare Rauheit Ra signifikant (bis zu 40%) im Vergleich zu kreisförmigen Strahlgeometrien reduziert.

⁷¹ Für den hier untersuchten Verfahrensparameter muss der Spotabstand $d_s \geq 820 \text{ }\mu\text{m}$ betragen.

⁷² Für kreisförmige Strahlgeometrien führt die zweischrittige Bearbeitung bestehend aus Vorpolitur und Politur sowohl bei konstanter Strahlgeometrie als auch beim Wechsel des Strahldurchmessers (Vorpolitur mit $d_L=1500 \text{ }\mu\text{m}$, Politur mit $d_L=250 \text{ }\mu\text{m}$) zu einer vergrößerten Rauheit (vgl. Tabelle 25).

Zusammenfassend ist sowohl mit kreisförmigen als auch mit linienähnlichen Strahlgeometrien eine signifikante Vergrößerung der Flächenrate FR ohne einhergehende Vergrößerung der Rauheit Ra erzielbar. In Bild 118 ist der wesentliche Innovationsgehalt der vorliegenden Arbeit gegenüber dem Stand der Technik schematisch dargestellt. Mit der linienähnlichen Strahlgeometrie sowie der Anpassung der Verfahrensparameter für die Vorpolitur sowie die Politurüberfahrt wird eine mehr als **zehnfache Steigerung**⁷³ der Flächenrate FR verglichen mit dem Stand der Technik erreicht. Neben der Steigerung der Flächenrate wird für die 3 untersuchten Werkstoffe durch die Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien auch die erzielbare **Rauheit Ra reduziert**, für den 1.2311 sogar signifikant um über 40%. D.h. der Weg für eine vermehrte industrielle Umsetzung des Laserpolierens wird durch die Ergebnisse dieser Arbeit geebnet.

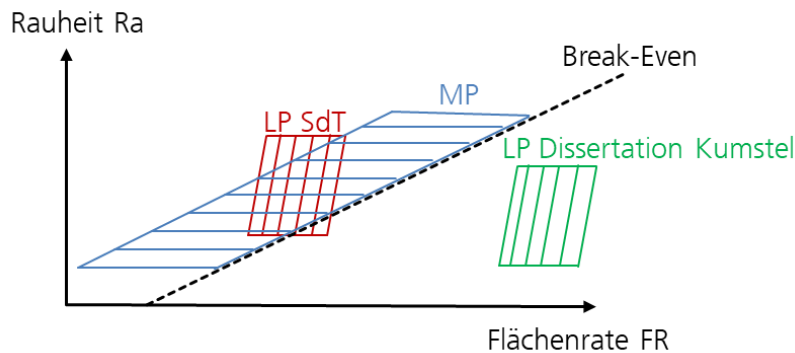


Bild 118: Wesentlicher Innovationsgehalt der vorliegenden Arbeit gegenüber dem Stand der Technik

8.2 Ausblick

Die primäre technisch-wissenschaftliche Anschlussfähigkeit basierend auf dem Erkenntnisgewinn dieser Arbeit lässt sich im Wesentlichen wie folgt formulieren:

- Gibt es Möglichkeiten, die Flächenrate FR beim Lasermakropolieren für Oberflächen mit mittleren Qualitätsanforderungen ($Ra=0,1-0,25 \mu\text{m}$) weiter zu vergrößern?
 - Durch Identifikation einer für das Laserpolieren mit großer Flächenrate „maßgeschneiderten“ Strahlgeometrie, die zu einer plateauförmigen Spurform mit Plateaubreiten $>0,9 \text{ mm}$ ohne Randstörungen führt, könnte vermutlich der Spurversatz dy ⁷⁴ bei der flächigen Laserpolitur und somit auch die Flächenrate weiter

⁷³ Gilt für 2 der 3 untersuchten Werkstoffe. Für den 1.4435 wird die Flächenrate um den Faktor 5,5 durch Verwendung linienähnlicher Strahlgeometrien vergrößert.

⁷⁴ Wenn keine gleichmäßigen Randschichteigenschaften hinsichtlich Härte und Gefüge benötigt werden.

- vergrößert werden. Dazu müsste ein inverses Problem formuliert und gelöst werden. »Invers« bedeutet in diesem Zusammenhang, dass aus der Strahlgeometrie und der einhergehenden Temperaturverteilung auf die Spurform geschlossen wird. Dafür müssten neben der Wärmeleitung weitere Mechanismen, die einen Einfluss auf die Spurform haben, wie Gefügeänderungen, Marangoniströmungen, die Einbrandkerbenbildung sowie thermomechanische Zusammenhänge in der Simulation berücksichtigt werden.
- Eine weitere **Skalierbarkeit** des Prozesses durch Nutzung von Laserstrahlquellen mit größeren Laserleistungen P_L ist zu untersuchen. Im Rahmen dieser Arbeit konnten diese Untersuchungen aufgrund der Limitierung durch den genutzten Blendenaufbau und die zur Verfügung stehende maximale Laserleistung von $P_L=1000$ W nicht durchgeführt werden. Weitere Arbeiten bzgl. der resultierenden Spurformen bzw. Aufwölbungsradien bei größeren Linienbreiten a senkrecht zur Vorschubrichtung unter Beibehaltung des Aspektverhältnis a/b bzw. kleinere Linienbreiten b in Vorschubrichtung der linienähnlichen Strahlgeometrie stellen im Hinblick auf eine weitere Vergrößerung des Plateaus eine interessante Aufgabe weitergehender Forschungsarbeiten dar.
 - Ein weiterer Ansatz ist die Vergrößerung der Flächenrate FR durch Verwendung von mehr als 2 Laserstrahlen, d.h. eine weitere **Parallelisierung** des Polierprozesses. Allerdings wird in Abhängigkeit der Anzahl der Laserstrahlen die Realisierung konstanter Prozessbedingungen für jeden einzelnen Laserstrahl komplexer. Aufgrund der Komplexität sollte die experimentelle Verfahrensentwicklung durch Simulation der Temperaturverteilung unterstützt werden. Gerade bei der Laserpolitur komplexer 3D-Oberflächen wird die Realisierung konstanter Prozessbedingungen bei der Mehrstrahlpolitur sehr kompliziert.
 - Der Technologietransfer auf **3D-Oberflächen** ist für den industriellen Einsatz unabdingbar. In dieser Arbeit wurden alle drei Ansätze zur Steigerung der Flächenrate FR beim Laserpolieren auf ebenen Oberflächen durchgeführt. Eine Konsequenz des nicht-senkrechten Strahleinfalls beim Laserpolieren von 3D-Oberflächen ist eine Verzerrung der Strahlgeometrie in der Projektion auf die Werkstückoberfläche und eine damit einhergehende Änderung des Intensität sowie der Spurform, was zu einer veränderten Oberflächenrauheit nach der Laserpolitur führt.

2 optische Systeme, bei denen durch dynamische⁷⁵ Anpassung der Strahlgeometrie an den Strahleinfallswinkel (Strahlvorformung) die Polierqualität auch bei nicht senkrechtem Strahleneinfall konstant gehalten werden soll, werden zurzeit für linienähnliche Strahlgeometrien untersucht. Diese Systeme konnten aufgrund ihrer eingeschränkten Funktionalitäten aber bisher nicht für den Laserpolierprozess eingesetzt werden:

- Ansatz 1:
 - Erzeugung der Strahlgeometrie und Intensitätsverteilung über ein diffraktives optisches Element (DOE)
 - Stauchung der Intensitätsverteilung in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels mit einem piezoelektrisch deformierbaren Spiegel (PDM)
 - Ausrichtung der Strahlgeometrie zur Scanrichtung durch Drehung des DOEs mittels eines Hohlwellenmotors.
- Ansatz 2:
 - Erzeugung der Strahlgeometrie und Intensitätsverteilung über ein DOE
 - Stauchung der Intensitätsverteilung in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels mit einem anamorphotisches Zylinderlinsenzoomteleskop
 - Ausrichtung der Strahlgeometrie zur Zoomrichtung des Teleskops durch Drehung des DOEs mittels eines Hohlwellenmotors
 - Ausrichtung der Strahlgeometrie zur Scanrichtung mittels eines Abbe-König-Prismas.

Als Hauptproblem für die eingeschränkte Funktionalität wurde die Strahlformung mittels DOE identifiziert. Dabei wird die Wellenfront des Laserstrahls durch Mikrostrukturen in einem Glassubstrat angepasst, so dass infolge der resultierenden Phasenverschiebung beugungsbedingt eine neue Strahlgeometrie bzw. Intensitätsverteilung entsteht. Diese resultierenden Strahlgeometrien bzw. Intensitätsverteilungen zeigten sich im Experiment äußerst empfindlich bzgl. optischen und mechanischen Toleranzen im optischen System.

Bei der Auslegung eines neuen optischen Ansatzes zur dynamischen Anpassung der Strahlgeometrie an den Strahleinfallswinkel könnte daher anstatt des DOEs zur Strahlformung z.B. eine Freiformoptik eingesetzt werden, d.h. ein refraktives anstatt eines diffraktiven optischen Elements. Der in dieser Arbeit genutzte Ansatz, die Strahlformung über Aperturen zu realisieren, sollte aufgrund der teils großen Leistungsverluste in der Apertur vermieden werden.

⁷⁵ Die Ist-Geometrie soll sich der Sollgeometrie in weniger als 1 ms anpassen.

- Um die Industrierelevanz des Laserpolierens weiter zu steigern, sollte das Werkstoffspektrum erweitert werden. Dabei sollten insbesondere werkstoffspezifische Eigenschaften und Prozesse der Gefüge- und Defektbildung auf die Spurform sowie die resultierende Rauheit Ra genauer untersucht werden, um den Aufwand für eine Anpassung des Laserpolierens bei bisher nicht untersuchten Werkstoffen weiter zu reduzieren. Nachfolgend werden direkte Fragestellungen, die sich im Rahmen dieser Arbeit im Hinblick auf den Werkstoffeinfluss ergeben haben, genannt:
 - Neben der plastischen Verformung und der Volumenänderung aufgrund von Gefügeumwandlungen müssen weitere Faktoren signifikante Einflüsse auf die Spurform haben, die durch die Glühbehandlung im Schutzgasofen nicht beeinflusst werden (vgl. Kapitel 7.3.4). Ein Einfluss von Imperfektionen und Gitterstörungen wie z.B. Mikrorisse und -poren, Mikrolunker, Versetzungen und Leerstellen sowie einer Gasaufnahme im Schmelzbad auf die Spurform wird vermutet. Dazu sind Werkstoffanalysen mit deutlich höherer Auflösung als in dieser Arbeit notwendig. Ob und inwieweit diese Effekte zur Spurform und -aufwölbung nach dem Umschmelzen beitragen, stellt eine interessante grundlegende werkstoffwissenschaftliche Aufgabe dar.
 - Zur Quantifizierung der Auswirkung des Anlasseffektes bei der flächigen Laserpolitur auf die Spurform (vgl. Kapitel 7.4.3) und somit auf die Rauheit Ra des laserpolierten Feldes sollte für den Werkstoff 1.2343 die Korrelation zwischen der gemessenen Härte und dem resultierenden Gefüge mit einhergehender Aussage über die resultierende Dichte intensiver untersucht werden.
 - Zur Übertragbarkeit und Anwendung der Ergebnisse, wie sich die Einzelspur im flächig laserpolierten Feld abbildet, sollten die Untersuchungen zur Vorwärmung und zum Anlasseffekt (Kapitel 7.4.3) für weitere Verfahrensparameter sowie andere Werkstoffe durchgeführt werden.
- Der Einfluss von Defekten (z.B. Seigerungen, Einschlüsse) auf die Schmelzbadoberfläche und damit auf die resultierende Rauheit muss weiter untersucht werden. Ein Prinzipversuch zur Reduzierung von Querströmungen senkrecht zur Scanrichtung an der Schmelzbadoberfläche durch Verjüngung der linienförmigen Strahlgeometrie zeigt Perspektive zur Reduzierung der Oberflächenstrukturbildung in der laserpolierten Einzelspur (vgl. Kapitel

7.3.3). Der in dieser Arbeit eingebrachte Defekt entspricht sowohl in der Größe als auch in der Zusammensetzung keiner typischen Seigerung in Stahlwerkstoffen. Demnach sollte die Versuchsdurchführung realen Werkstoffzusammensetzungen weiter angenähert werden, z.B. durch Reduzierung der in den Werkstoff eingebrachten Defektgröße. Des Weiteren sollte der Übertrag auf reale, inhomogene Stahlwerkstoffe untersucht werden, um zu überprüfen, ob der in dieser Arbeit durchgeführte Versuch die bei realen Werkstoffen auftretenden Effekte abbildet.

9 Formelzeichen und Abkürzungsverzeichnis

Formelzeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
Ra	μm	Rauheit
FR	cm^2/min	Flächenrate
A	mm^2	Fläche
AC		Flächenkoeffizient
GC		Komplexität der zu polierenden Oberfläche
FC		Angestrebte Rauheit
WC		Gewicht des Formwerkzeuges
QC		Losgröße
MC		Zu polierender Werkstoff
TC		Toleranz des Bauteils
E/A	J/mm^2	Energie pro Fläche
λ	μm	Wellenlänge der Oberflächenstruktur
d_L	μm	Strahldurchmesser
dy	μm	Spurversatz
v	mm/s	Scangeschwindigkeit
P_L	W	Laserleistung

I	W/cm ²	Intensität
n		Anzahl der Überfahrten
l_t	mm	Messstrecke, über die die Rauheit Ra bestimmt wird
λ_c	mm	Grenzwellenlänge, zur Abgrenzung der Welligkeit von der Rauheit
d_{Faser}	μm	Faserdurchmesser
f_{fok}	mm	Brennweite des f-v-Objektivs
f_{kolli}	mm	Brennweite der Kollimation
E_s	J/mm	Streckenenergie
d_s	μm	Spotabstand bei der Mehrstrahl-Technik
$I_{L,1}$	W/cm ²	Intensität des 1. Laserspots bei der Mehrstrahl-Technik
$I_{L,2}$	W/cm ²	Intensität des 2. Laserspots bei der Mehrstrahl-Technik
t_B	s	Bestrahlungsdauer
GB	°/mm	Betrag des Oberflächentemperaturgradient
T	°	Temperatur
v_M	mm/s	Geschwindigkeit der Marangoniströmung
ε	%	Relative Volumenänderung
ΔA	μm^2	Aufwölbungsabnahme
UZ	μm^2	Fläche der Umschmelzzone

Δ_{rel}	%	Relative Abweichung zwischen Ra_{exp} und Ra_{hand}
Ra_{hand}	μm	Rauheit der händisch zusammengesetzten Felder
Ra_{exp}	μm	Rauheit der laserpolierten Felder

Abkürzungen

Kürzel	Bedeutung
FR	Flächenrate
PVD	Physical Vapour Deposition
LPBF	Laser powder bed fusion
UKP	Ultrakurzpuls
AH	Höhe der Aufwölbung
r_{AW}	Radius der Aufwölbung
EBKB	Breite der Einbrandkerben
EBKT	Tiefe der Einbrandkerben
UZ	Fläche der Umschmelzzone
α_{rand}	Neigungswinkel des Schmelzbades am Schmelzrand
UT	Umschmelztiefe
WEZ	Wärmeeinflußzone
USZ	Umschmelzzone
α_{front}	Neigungswinkel des Schmelzbades an der Schmelzfront

$r_{E\text{theo}}$	Radius der Erstarrungsfront
r_{SF}	Radius der Schuppe
Yb:YAG	Ytterbium dotiertes Yttrium-Aluminium-Granat
DoE	Design of Experiments
Δh	Maximale Höhendifferenz zwischen Materialanhäufung und Senke
UV	Summe des umverteilten Materialvolumens
LE	Länge der Materialanhäufung
LS	Länge der Senke
XRD	X-ray diffraction
DAS	Dendritenarmabstand
VW	Vorwärmung
SdT	Stand der Technik
DOE	Diffraktives optisches Element
PDM	Piezoelektrisch deformierbarer Spiegel

10 Literatur

- [1] Fisher, K. J.: Development of a Cost Model for Manual Tool Polishing. In: The international journal of modern engineering (2006) Volume 6, Number 2, S. 1–17.
- [2] Tücks, R.: Automatisierte Feinbearbeitung von komplexen Werkzeugen und Formen aus Stahl, Zugl.: RWTH Aachen, Diss., 2012, 1. Aufl. Aachen 2012, S. 17.
- [3] Poprawe, R. (Hrsg.): Tailored Light 2 - Laser Application Technology. Berlin 2016, S. 197-199.
- [4] Kiedrowski, T.: Oberflächenstrukturbildung beim Laserstrahlpolieren von Stahlwerkstoffen, Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2009. Aachen 2009, S. 3, 22, 23, 36-102, 127.
- [5] Bordatchev, E. V.; Hafiz, A. M. K.; Tutunea-Fatan, O. R.: Performance of laser polishing in finishing of metallic surfaces. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 73 (2014) 1-4, S. 35–52.
- [6] Internetseite Maschinenfabrik Arnold. URL: <https://www.arnold-rv.de/>. Abrufdatum 25.10.2018.
- [7] Internetseite Firma Unitechnologies SA. URL: <https://unitechnologies.com/de/produkte/lasersysteme/>. Abrufdatum 25.10.2018.
- [8] Reichmann, T.: Controlling mit Kennzahlen und Managementberichten. Grundlagen einer systemgestützten Controlling-Konzeption, 6., überarb. und erw. Aufl. München 2001, S.137 ff.
- [9] Willenborg, E.: Polieren von Werkzeugstählen mit Laserstrahlung, Zugl.: RWTH Aachen, Diss., 2005. Aachen 2005, S. 25-34 u. S. 82.
- [10] Temmler, A.: Selektives Laserpolieren von metallischen Funktions- und Designoberflächen, Zugl.: RWTH Aachen, Diss., 2013. Aachen 2013, S. 30.
- [11] Nishi, T.; Fujita, H.; Haseba, S.; Ohara, M.: Study on high speed submerged arc welding. In: Journal of the Japan Welding Society 51 (1982) 8, S. 686–692.
- [12] Meng, X.; Qin, G.; Bai, X.; Zou, Z.: Numerical analysis of undercut defect mechanism in high speed gas tungsten arc welding. In: Journal of Materials Processing Technology 236 (2016), S. 225-234.
- [13] Pirch, N.; Höges, S.; Wissenbach, K.: Mechanisms of surface rippling during laser polishing. In: Proceedings of the 8th Int. Seminar on Numerical Analysis of Weldability (2006), S. 25–27.
- [14] Höges, S.: Modelltheoretische und experimentelle Untersuchung der Dynamik kleiner Schmelzbäder, Diplomarbeit 2005, S. 13.
- [15] Bhaduri, D.; Penchev, P.; Batal, A.; Dimov, S.; Soo, S. L.; Sten, S.; Harrysson, U.; Zhang, Z.; Dong, H.: Laser polishing of 3D printed mesoscale components. In: Applied Surface Science 405 (2017), S. 29–46.
- [16] Bloehs, W.: Laserstrahlhärten mit angepassten Strahlformungssystemen, Zugl.: Univ. Stuttgart, Diss., 1997. Stuttgart 1997, S. 74-80 u. S. 119-121.

- [17] Bloehs, W.; Grünenwald, B.; Dausinger, F.; Hügel, H.: Recent progress in laser surface treatment. II . Adopted processing for high efficiency and quality. In: Journal of Laser Applications 8 (1996) 2, S. 65–77.
- [18] Klocke, F.; Schulz, M.; Gräfe, S.: Optimization of the Laser Hardening Process by Adapting the Intensity Distribution to Generate a Top-hat Temperature Distribution Using Freeform Optics. In: Coatings 7 (2017) 6, S. 77.
- [19] Burger, D.: Beitrag zur Optimierung des Laserhärtens, Zugl.: Univ. Stuttgart, Diss., 1988. Stuttgart 1988, S. 87-90.
- [20] Völl, A.; Stollenwerk, J.; Loosen, P.: Computing specific intensity distributions for laser material processing by solving an inverse heat conduction problem, In: Proceedings of SPIE, Volume 9741 (2016), S. 974105-1-974105-9.
- [21] Vogt, S.; Völl, A.; Wollgarten, S.; Freese, T.; Stollenwerk, J.; Weisheit, A.; Loosen, P.: Local laser softening of high-strength steel with an adapted intensity. In: Journal of Laser Applications 31 (2019) 1, S. 12007.
- [22] Lüttgenau, B. J.: Laserbasierte Kurzzeit-Temperaturbehandlung von dünnen Schichten für tribologische Anwendungen, Masterarbeit 2018, S.1, 2, 54, 71.
- [23] Hawelka, D.; Stollenwerk, J.; Pirch, N.; Wissenbach, K.; Loosen, P.: Improving surface properties by laser-based drying, gelation, and densification of printed sol–gel coatings. In: Journal of Coatings Technology and Research 11 (2014) 1, S. 3–10.
- [24] Zwick, A.: Umschmelzen und Einschmelzen mit polarisierender CO₂-Laserstrahlung, Zugl.: RWTH Aachen, Diss., 1999, Als Ms. gedr. Aachen 2000, S. 95-108.
- [25] Meiners, W.: Direktes selektives Laser-Sintern einkomponentiger metallischer Werkstoffe, Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 1999. Aachen 1999, S. 4-8.
- [26] Schleifenbaum, H.; Meiners, W.; Wissenbach, K.: Individualisierte Produktion mittels High Power Selective Laser Melting (SLM). Erhöhung der Effizienz laserbasierter generativer Fertigungsverfahren durch den Einsatz neuer Hochleistungsstrahlquellen. In: wt Werkstatttechnik online (2009) 6, S. 376–383.
- [27] Bremen, S.; Buchbinder, D.; Meiners, W.; Wissenbach, K.: Mit Selective Laser Melting auf dem Weg zur Serienproduktion? In: Laser Technik Journal 8 (2011) 6, S. 24–28.
- [28] Brecher, C.; Wesch-Potente, C.: Integrative Produktionstechniken für Hochlohnländer. Perspektiven interdisziplinärer Spitzenforschung, 1. Auflage. Aachen 2014, S.7.
- [29] Internetseite Firma Amphos. URL: <https://www.amphos.de/>. Abrufdatum 25.10.2018.
- [30] Gretzki, P., Gillner, A.: Programmable diffractive optic for multi beam processing, applications and limitations. In: Proceedings of SPIE, Volume 10347 (2017), S. 103470V-1-03470V-13.
- [31] Internetseite Firma Pulsar Photonics GmbH. URL: <https://www.pulsar-photonics.de/>. Abrufdatum 25.10.2018.
- [32] Bruening, S.; Du, K.; Jarczynski, M.; Jenke, G.; Gillner, A.: Ultra-fast laser micro processing by multiple laser spots. In: Procedia CIRP 74 (2018), S. 573–80.
- [33] Jarczynski, M.; Mitra, T.; Brüning, S.; Du, K.; Jenke, G.: Parallel processing of embossing dies with ultrafast lasers: Proceedings of SPIE 2018; Vol.10520, S.3-5.
- [34] Eibl, F.: Laser powder bed fusion of stainless steel with high power multi-diode-laser-array, Dissertation, 1. Auflage 2017.
- [35] Deutsche Edelstahlwerke: Werkstoffdatenblatt 1.2343 2018.

- [36] Deutsche Edelstahlwerke: Werkstoffdatenblatt 1.4435, 8.11.2018.
- [37] Abrams Premium Stahl: Werkstoffdatenblatt 1.2311.
- [38] Bungardt, K.; Kunze, E.; Horn, E.: Untersuchungen über den Aufbau des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen 29 (1958) 3, S. 193–203.
- [39] Lamineries Matthey Sa.: Werkstoffdatenblatt 1.4435 2013.
- [40] Leppe-Edelstahl: Abnahmeprüfzeugnis 1.4435 2013.
- [41] Deutsche Edelstahlwerke: Abnahmeprüfzeugnis 1.2343 2015.
- [42] Abams Premium Stahl: Abnahmeprüfzeugnis 1.2311.
- [43] Ingo Ross: Laserpolieren in Prozessketten, Dissertation vorraussichtlich 2020.
- [44] Temmler, A.: Laserumschmelzstrukturierung, Zugl.: RWTH Aachen, Diss., 2012. Aachen 2013, S. 30.
- [45] Jung, S.: Oberflächenbeurteilung - Rauheitsmessung 2012, S. 2-4.
- [46] Hauschild D., Kumstel J., Willenborg E.: Produktivitätssteigerung bei der Laserpolitur. Zehnfache Erhöhung der Flächenrate beim Laserpolieren von gefrästen Stählen dank neuer Strahlprofile. In: wt Werkstattstechnik online 106 (2016) 11/12, S. 841–846.
- [47] Deng, D.: FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects. In: Materials & Design 30 (2009) 2, S. 359–66.
- [48] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, 11., bearb. Aufl. 2012. Berlin, Heidelberg 2012, S.95.
- [49] Kleppmann, W.: Taschenbuch Versuchsplanung : Produkte und Prozesse optimieren, 7. Auflage. München 2011, S.95-157 u. S.199-221.
- [50] Pfeifer, T.; Schmitt, R.: Masing Handbuch Qualitätsmanagement, 1. Aufl. s.l. 2014, S. 499-522.
- [51] Minitab Inc.: Minitab 18.

11 Anhang

Anhang zu Kapitel 5:

Flächenrate FR [cm ² /min]	Rauheit Ra [μm]	Scangeschwindigkeit v [mm/s]	Spurversatz dy [mm]	Anzahl an Überfahrten n []	Intensität I [·10 ³ W/cm ²]
3,6	0,2±0,01	100	60	1	220
1,8	0,17±0,02	100	60	2	205
0,9	0,17±0,02	100	60	4	210
0,5	0,23 ±0,03	100	60	8	195
0,2	0,26±0,01	100	60	16	195

Tabelle 26: Verfahrensparameter zu Bild 30 - Zusammenhang zwischen Rauheit, Flächenrate und Anzahl der Überfahrten für den Strahldurchmesser d_L=250 μm

Flächenrate FR [cm ² /min]	Rauheit Ra [μm]	Scangeschwindigkeit v [mm/s]	Spurversatz dy [mm]	Anzahl an Überfahrten n []	Intensität I [·10 ³ W/cm ²]
0,9	0,16±0,02	50	60	2	185
1,8	0,17±0,02	100	60	2	195
3,6	0,18±0,01	200	60	2	240
5,4	0,2±0,02	300	60	2	270
7,2	0,28±0,03	400	60	2	285
9	0,34±0,06	500	60	2	330
13,5	0,39±0,05	750	60	2	360

Tabelle 27: Verfahrensparameter zu Bild 31 - Zusammenhang zwischen Rauheit, Flächenrate und Scangeschwindigkeit für den Strahldurchmesser d_L=250 μm

Flächenrate FR [cm ² /min]	Rauheit Ra [μm]	Scangeschwindigkeit v [mm/s]	Spurversatz dy [mm]	Anzahl an Überfahrten n []	Intensität I [·10 ³ W/cm ²]
0,6	0,17±0,02	100	20	2	195
1,2	0,16±0,02	100	40	2	195
1,8	0,17±0,02	100	60	2	195
2,1	0,19±0,01	100	70	2	190
3	0,18±0,01	100	100	2	180
4	0,20±0,01	100	150	2	220
6	0,25±0,02	100	200	2	320

Tabelle 28: Verfahrensparameter zu Bild 33 - Zusammenhang zwischen Rauheit, Flächenrate und Spurversatz für den Strahldurchmesser d_L=250 μm

Flächenrate FR [cm ² /min]	Rauheit Ra [μm]	Scangeschwindigkeit v [mm/s]	Spurversatz dy [mm]	Anzahl an Überfahrten n []	Intensität I [·10 ³ W/cm ²]
0,3	0,15±0,01	50	40	4	150
0,6	0,16±0,02	100	40	4	210
0,9	0,16±0,02	50	60	2	185
1,05	0,16±0,02	200	70	8	230
1,2	0,16±0,02	100	40	2	195
1,8	0,17±0,02	100	60	2	195
2,1	0,17±0,02	200	70	4	230
2,4	0,17±0,01	200	40	2	230
3,0	0,18±0,01	100	100	2	180
3,6	0,18±0,02	300	40	2	270

4,2	0,18±0,01	200	70	2	230
5,4	0,2±0,02	300	60	2	270
6,0	0,21±0,03	200	100	2	250
10,8	0,20±0,02	300	120	2	330
12,6	0,27±0,02	300	140	2	270
13,5	0,39±0,05	750	60	2	360
14,4	0,41±0,06	200	240	2	270

Tabelle 29: Verfahrensparameter zu Bild 34 und Bild 39 - Zusammenhang zwischen Rauheit und Flächenrate für den Strahldurchmesser $d_s=250 \mu\text{m}$

Flächenrate FR [cm ² /min]	Rauheit Ra [μm]	Scangeschwindigkeit v [mm/s]	Spurversatz dy [mm]	Anzahl an Überfahrten n []	Intensität I [$\cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$]
0,3	0,35±0,02	50	40	4	24
0,6	0,32±0,02	100	40	4	32
1,05	0,24±0,02	100	70	4	35
1,2	0,26±0,01	200	40	4	37
2,1	0,24±0,01	50	140	2	36
2,4	0,25±0,01	200	40	2	37
3,0	0,23±0,01	100	100	2	37
3,6	0,23±0,03	100	120	2	37
4,2	0,2±0,02	100	140	2	35
5,4	0,2±0,01	100	180	2	44
6,0	0,23±0,03	200	100	2	29
7,2	0,22±0,01	100	240	2	55

8,4	0,23±0,02	200	140	2	34
10,8	0,24±0,03	200	180	2	35
14,4	0,23±0,02	200	240	2	37
16,8	0,43±0,04	100	560	2	35

Tabelle 30: Verfahrensparameter zu Bild 39- Zusammenhang zwischen Rauheit und Flächenrate für den Strahldurchmesser $d_L=1500 \mu\text{m}$

Anhang zu Kapitel 7:

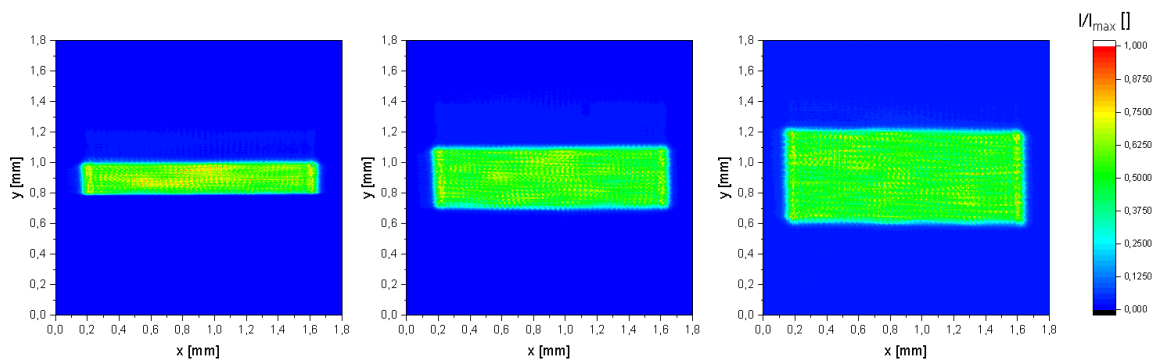


Bild 119: Linienförmige Strahlgeometrien „Linie“: links: $1500 \times 200 \mu\text{m}^2$, mitte: $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$, rechts: $1500 \times 600 \mu\text{m}^2$

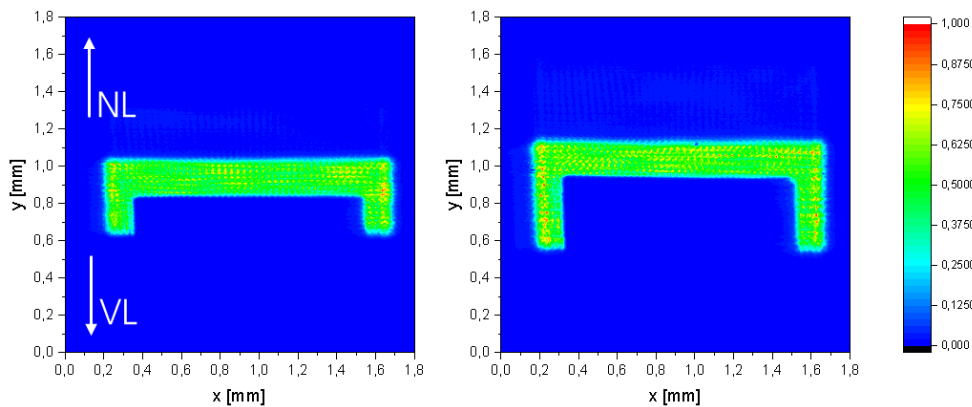


Bild 120: Linienähnliche Strahlgeometrien „Linie mit Seitenstegen“: links: $U_{1500 \times 200_VL}$ bzw. $U_{1500 \times 200_NL}$, rechts: $U_{1500 \times 400_VL}$ bzw. $U_{1500 \times 400_NL}$

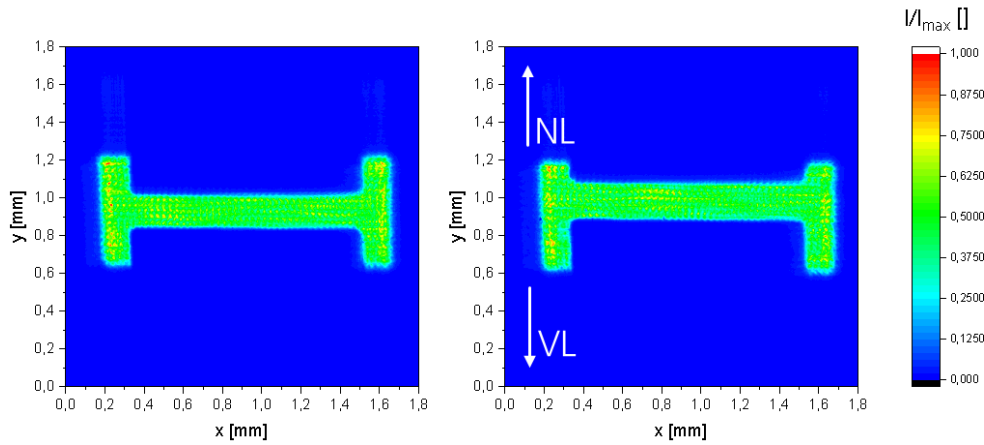


Bild 121: Linienähnliche Strahlgeometrien „Linie mit Seitenstegen“: links: H_1500x600_symmetrisch, rechts: H_1500x600_asymmetrisch_VL bzw. H_1500x600_asymmetrisch_NL

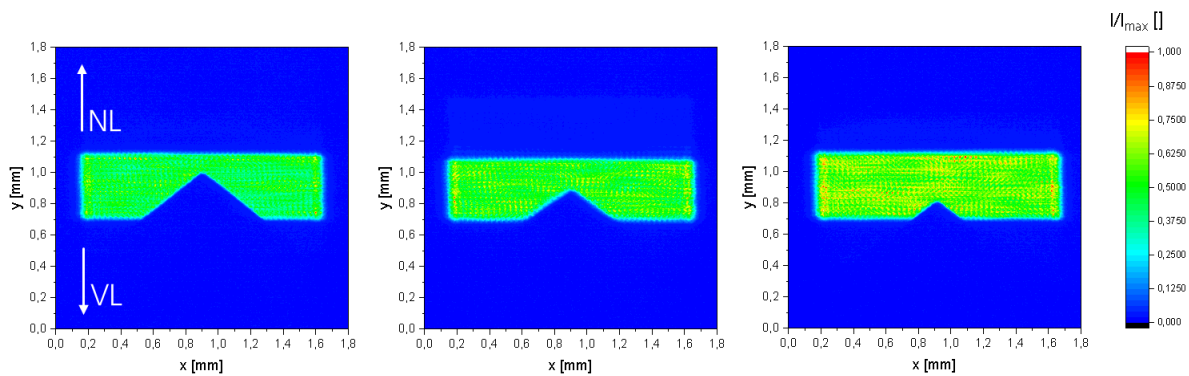


Bild 122: Linienähnliche Strahlgeometrien „Linie mit Verjüngung“: links: 1500x400_100_VL bzw. 1500x400_100_NL, mitte: 1500x400_200_VL bzw. 1500x400_200_NL, rechts: 1500x400_300_VL bzw. 1500x400_300_NL

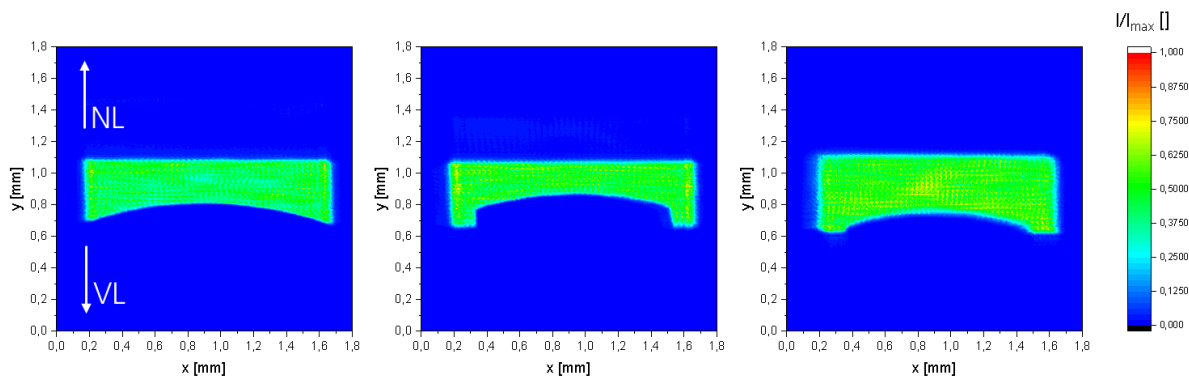


Bild 123: Linienähnliche Strahlgeometrien „Plankonkav“: links: 1500x400_PK1_VL bzw. 1500x400_PK1_NL, mitte: 1500x400_PK2_VL bzw. 1500x400_PK2_NL, rechts: 1500x500_PK_VL bzw. 1500x500_PK_NL

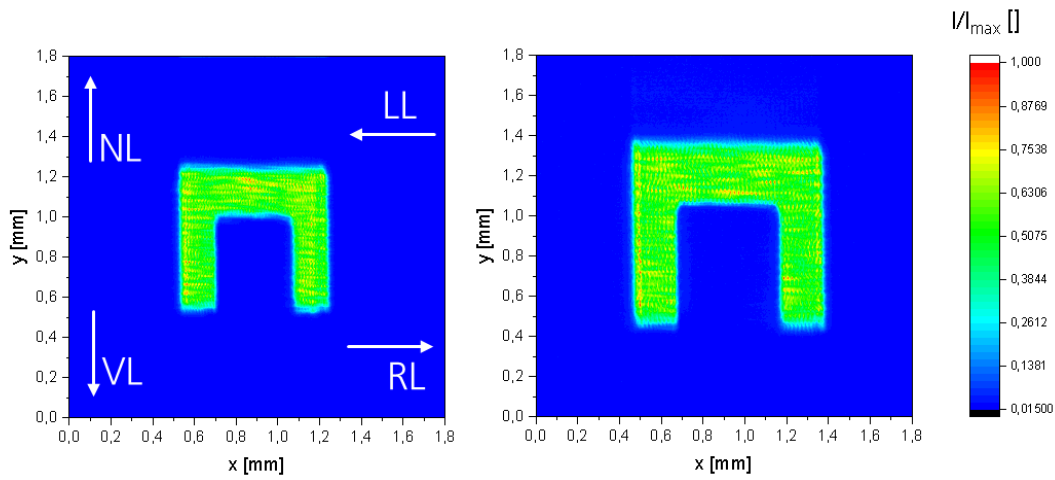


Bild 124: Linienähnliche Strahlgeometrien „U_quadratisch“: links: 700x700_VL bzw. 700x700_NL bzw. 700x700_LL bzw. 700x700_RL, rechts: 900x900_VL bzw. 900x900_NL bzw. 900x900_LL bzw. 900x900_LL

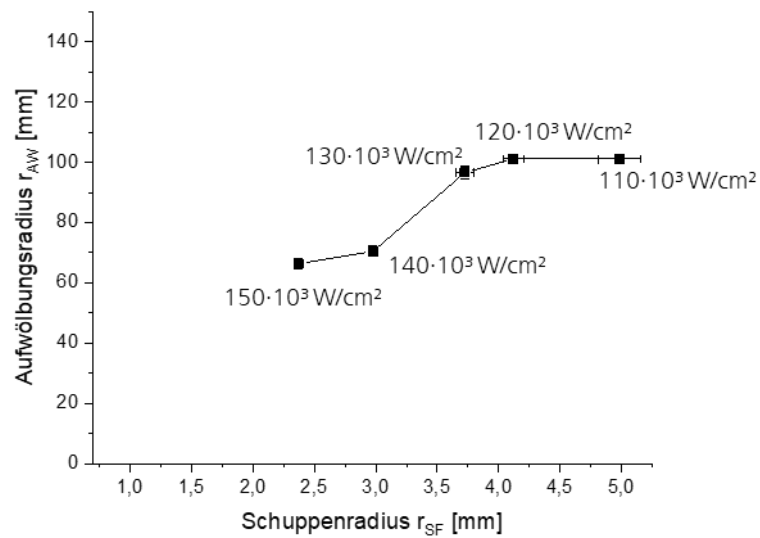


Bild 125: Zusammenhang zwischen Aufwölbungsradius r_{AW} und Schuppenradius r_{SF} für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 200 \mu m^2$

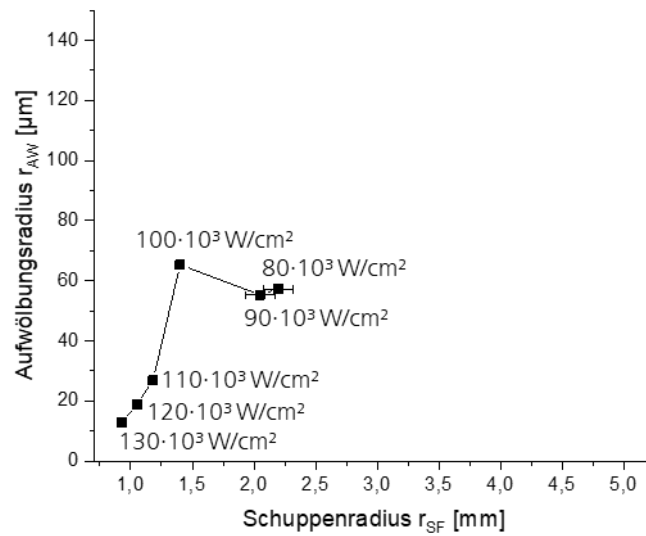


Bild 126: Zusammenhang zwischen Aufwölbungsradius r_{AW} und Schuppenradius r_{SF} für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$

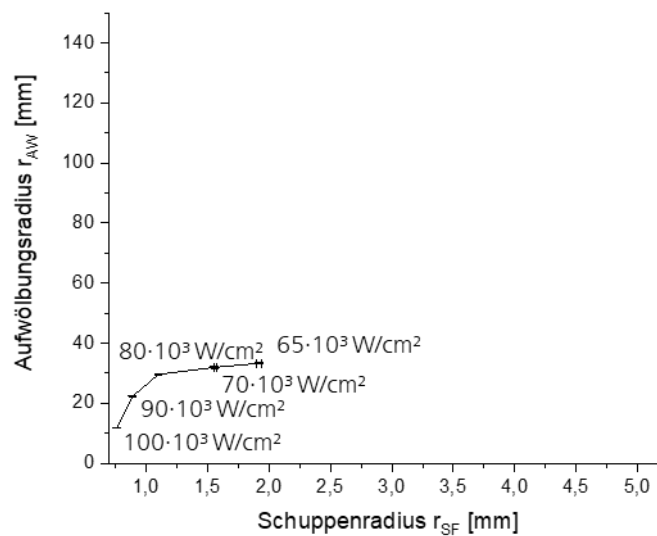


Bild 127: Zusammenhang zwischen Aufwölbungsradius r_{AW} und Schuppenradius r_{SF} für die linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 600 \mu\text{m}^2$

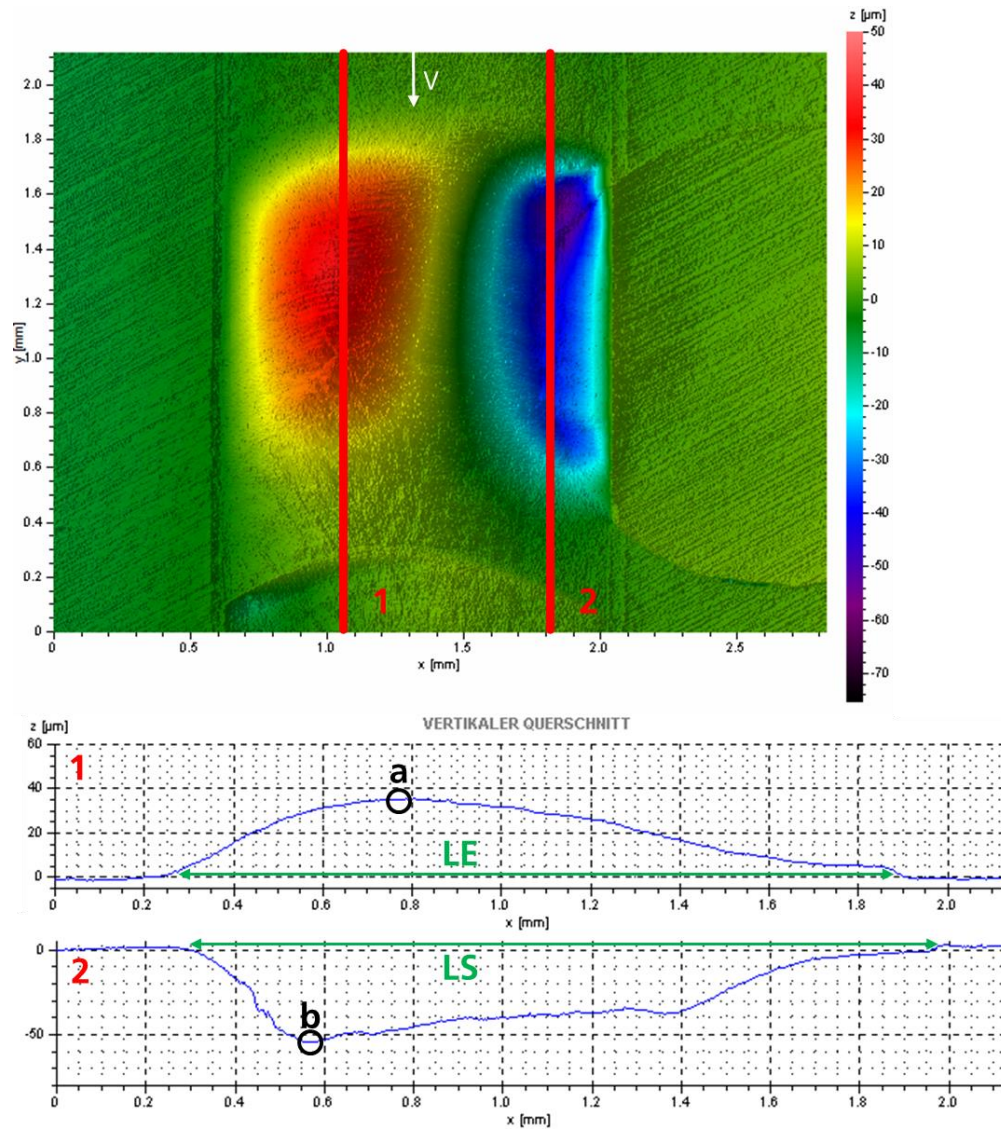


Bild 128: Bestimmung der Charakteristika Δh , LE und LS (linienförmige Strahlgeometrie $1500 \times 400 \mu\text{m}^2$, Intensität $I=100 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$)

Die maximale Höhendifferenz Δh zwischen Materialanhäufung und Senke wird wie folgt berechnet:

Formel 13
$$\Delta h = a - |b|.$$

Die Länge der Materialanhäufung LE bzw. der Senke LS in Scanrichtung werden wie in Bild 128 dargestellt ermittelt. Die betragliche Summe des umverteilten Materialvolumens UV (Bild 129) wird mit der Software „RMANalyse“ anhand der Daten der mittels Weißlichtinterferometrie vermessenen Einzelspuren bestimmt.

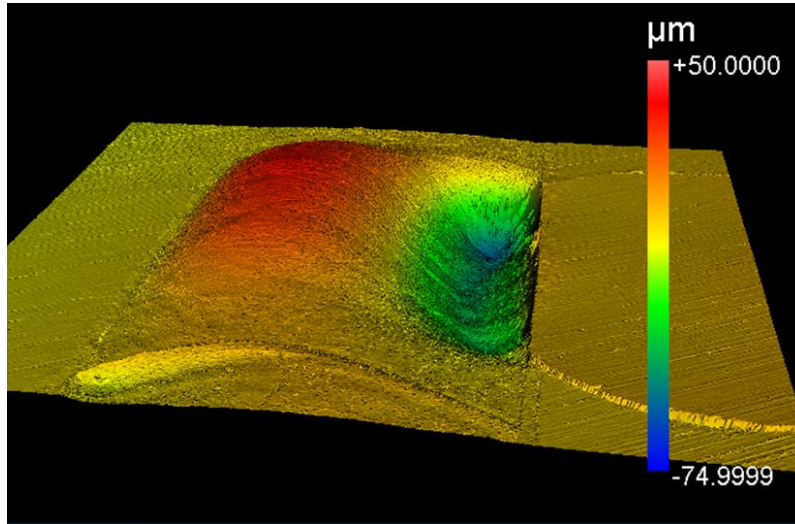


Bild 129: Bestimmung der Charakteristik UV (linienförmige Strahlgeometrie 1500x400 µm², Intensität I=100·10³ W/cm²)

Scangeschwindigkeit v [mm/s]	Spurversatz dy [mm]	Intensität I [$\cdot 10^3$ W/cm ²]	Flächenrate FR [cm ² /min]	Rauheit Ra [µm]
50	100	100	3	0,27±0,01
50	500	115	15	0,67±0,17
100	500	130	30	0,47±0,08
150	900	115	81	0,77±0,07
150	100	100	9	0,61±0,07
100	100	115	6	0,27±0,03
150	900	130	81	0,71±0,08
100	100	130	6	0,28±0,04
50	500	100	15	0,45±0,10
100	900	100	54	0,55±0,03
150	500	100	45	0,54±0,17

50	100	130	3	0,33±0,02
150	100	130	9	0,44±0,08
150	900	100	81	0,58±0,03
100	500	100	30	0,41±0,14
100	100	100	6	0,41±0,21
100	900	130	54	0,58±0,26
50	900	130	27	0,76±0,11
150	100	115	9	0,29±0,05
100	500	115	30	0,32±0,06
50	900	115	27	0,70±0,08
50	900	100	27	0,35±0,02
150	500	115	45	0,45±0,05
50	100	115	3	0,26±0,02
50	500	130	15	0,85±0,20
100	900	115	54	0,57±0,10
150	500	130	45	0,43±0,21

Tabelle 31: DoE-Versuchsplan und Ergebnisse für linienähnliche Strahlgeometrie 1500x400_200_VL

Strahldurchmesser d_L [μm]	250, 600
Scangeschwindigkeit v [mm/s]	25, 50, 150, 250
Spurversatz d_y [μm]	40, 50, 100
Anzahl Überfahrten n []	1, 2, 4
Laserleistung P_L [W]	30-260

Tabelle 32: Variierte Verfahrensparameter auf dem Werkstoff 1.4435 mit kreisförmiger Strahlgeometrie

Strahldurchmesser d_L [μm]	250, 600
Scangeschwindigkeit v [mm/s]	50, 150, 250
Spurversatz dy [μm]	40, 50, 100
Anzahl Überfahrten n []	1, 2, 4, 6
Laserleistung P_L [W]	80-300

Tabelle 33: Variierte Verfahrensparameter auf dem Werkstoff 1.2311 mit kreisförmiger Strahlgeometrie

	Vorpolitur	Politur
Scangeschwindigkeit v [mm/s]	50, 100, 200	100, 150, 200, 225, 250
Spurversatz dy [μm]	450, 550, 650, 750, 850	80, 100, 120, 150, 200
Anzahl Überfahrten n []	1, 2	1, 2
Intensität I [W/cm ²]	$100 \cdot 10^3$ - $145 \cdot 10^3$ in $5 \cdot 10^3$ Schritten	$80 \cdot 10^3$ - $145 \cdot 10^3$ in $5 \cdot 10^3$ Schritten

Tabelle 34: Variierte Verfahrensparameter auf dem Werkstoff 1.4435 mit linienähnlicher Strahlgeometrie

	Vorpolitur	Politur
Scangeschwindigkeit v [mm/s]	50, 100, 200	100, 150, 200, 225, 250
Spurversatz dy [μm]	450, 550, 650, 750, 850	80, 100, 120, 150, 200
Anzahl Überfahrten n []	1, 2	1, 2
Intensität I [W/cm ²]	$100 \cdot 10^3$ - $145 \cdot 10^3$ in $5 \cdot 10^3$ Schritten	$80 \cdot 10^3$ - $145 \cdot 10^3$ in $5 \cdot 10^3$ Schritten

Tabelle 35: Variierte Verfahrensparameter auf dem Werkstoff 1.2311 mit linienähnlicher Strahlgeometrie

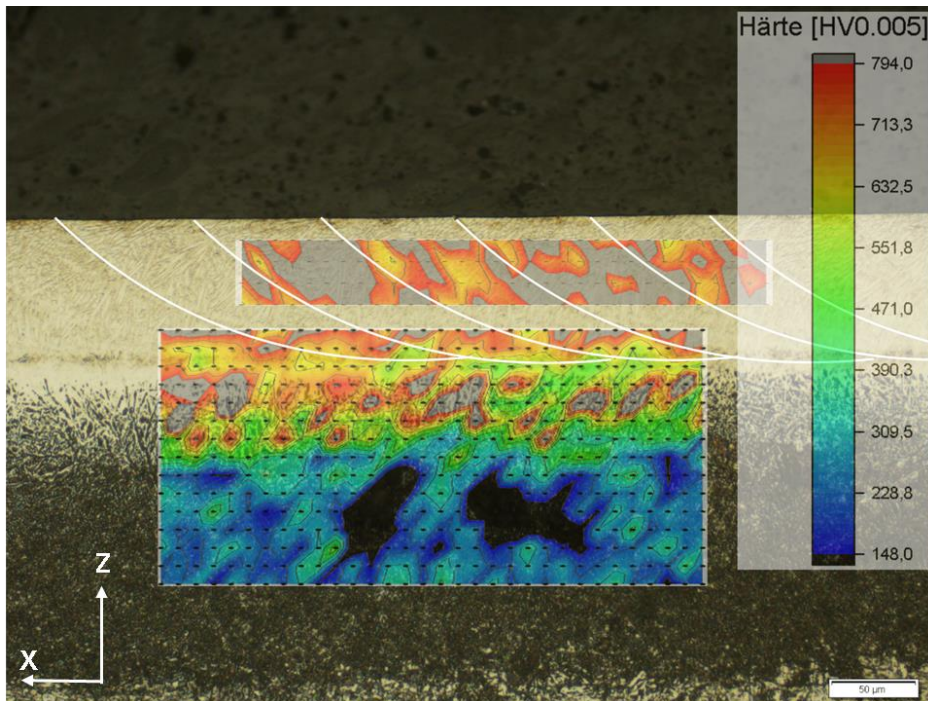


Bild 130: Querschliff mit überlagertem Härtemapping (Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $dy=80$ µm, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm²)

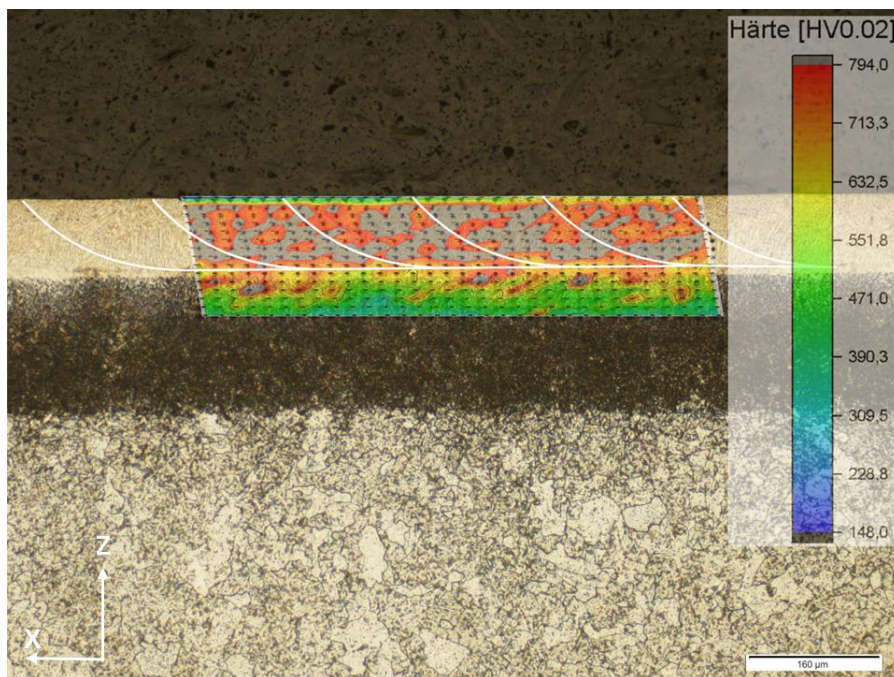


Bild 131: Querschliff mit überlagertem Härtemapping (Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $dy=160$ µm, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm²)

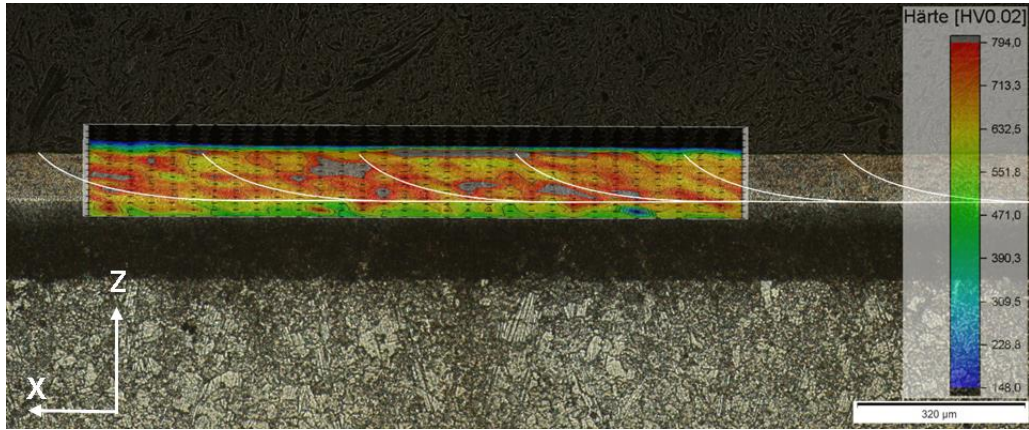


Bild 132: Querschliff mit überlagertem Härtemapping (Strahlgeometrie: 1500x400_200_VL, $v=50$ mm/s, $dy=320$ µm, $I=110 \cdot 10^3$ W/cm²)