



MASTERARBEIT

Herr
Nick Börnert, B. Sc.

**Untersuchungen zur Hochrate-
Oberflächentexturierung von Kupfer
und Aluminium mittels ultrakurz
gepulster Laserstrahlung**

2022

MASTERARBEIT

Untersuchungen zur Hochrate- Oberflächentexturierung von Kupfer und Aluminium mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung

Autor:

Nick Börnert, B. Sc.

Studiengang:

Lasertechnik

Seminargruppe:

LT20w1-M

Erstprüfer:

Prof. Dr.-Ing. Udo Löschner

Zweitprüfer:

Dr. Jörg Schille

Einreichung:

Mittweida, November 2022

MASTER THESIS

Experimental study on high-rate laser surface texturing of Copper and Aluminium using ultrashort pulse laser radiation

Author:

Nick Börnert, B. Sc.

Course of studies:

Lasertechnik

Seminar group:

LT20w1-M

First examiner:

Prof. Dr.-Ing. Udo Löschner

Second examiner:

Dr. Jörg Schille

Submission:

Mittweida, november 2022

Bibliografische Beschreibung

Börnert, Nick:

Untersuchungen zur Hochrate-Oberflächenstrukturierung von Kupfer und Aluminium mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung. – 2022. – XII, 94 S.

Mittweida, Hochschule Mittweida, Fakultät Ingenieurwissenschaften

Masterarbeit, 2022

Referat

Im Rahmen dieser Masterarbeit werden umfangreiche Untersuchungen zur Oberflächentexturierung von Kupfer und Aluminium mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung durchgeführt. Auf Basis einer breiten Variation der Laser- und Prozessparameter wird eine detaillierte Analyse und Klassifizierung der realisierbaren Oberflächen-Mikro- und Nanostrukturen durchgeführt. Neben den bekannten Kennwerten der Oberflächenrauheit werden die Oberflächentexturen auf Basis der gemessenen 3D-Höhenprofile durch die fraktalen Kennzahlen Lakunarität und fraktale Dimension charakterisiert. Eine Klassifizierung in unterschiedliche Oberflächentexturkategorien erfolgt sowohl durch manuelle Klassifizierung als auch durch einen automatisierten Klassifizierungsansatz mittels Anwendung des *k*-Means-Clustering-Algorithmus. Der Einfluss verschiedener Laser- und Prozessparameter auf die Ausbildung der beobachteten Oberflächentexturen wird ausführlich diskutiert. Verschiedene physikalische Zusammenhänge und Entstehungsmechanismen bei der Ausbildung unterschiedlicher Mikro- und Nano-Oberflächenstrukturen werden aufgezeigt und tragen zu einem erweiterten Verständnis der komplexen Wechselwirkungsprozesse zwischen Laserstrahlung und Material bei. Durch die Verwendung von Galvanometer- und Polygonskansystemen zur Hochgeschwindigkeits-Strahlableitung in Kombination mit einer hochrepetierenden Laserstrahlquelle ist bei vielen Oberflächentexturen eine Skalierung der Flächenrate in den Bereich mehrerer $100 \text{ cm}^2/\text{min}$ möglich, wodurch das Verfahren der Hochrate-Laseroberflächentexturierung zunehmend an Bedeutung bei der industriellen Realisierung großflächig funktionalisierter Oberflächen gewinnt.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abbildungsverzeichnis	III
Tabellenverzeichnis	IX
Abkürzungsverzeichnis	XI
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	3
2.1 Oberflächentexturierung mittels Laserstrahlung	3
2.2 Einteilung lasergenerierter Oberflächenstrukturen	5
3 Grundlagen	11
3.1 Wechselwirkung ultrakurz gepulster Laserstrahlung mit Metallen	11
3.2 Schwellfluenz und Inkubationseffekte	12
3.3 Charakterisierung lasertexturierter Oberflächen	15
3.3.1 Oberflächenrauheit	15
3.3.2 Fraktale Kennzahlen	16
3.3.3 <i>k</i> -Means-Klassifizierung	19
4 Material und Methoden	22
4.1 Probenmaterial	22
4.2 Versuchsaufbau	24
4.2.1 Laserstrahlquelle	24
4.2.2 Optisches Setup	25
4.2.3 Bewegungseinrichtungen	27
4.3 Bearbeitungsstrategien für die Flächenbearbeitung	28
4.3.1 Linienscanstrategie	29
4.3.2 Flächenscanstrategie	30
4.3.3 Deterministische Oberflächenstrukturen	31
4.4 Messtechnik und Analytik	32

5	Ergebnisse und Diskussion	36
5.1	Bestimmung der Schwellfluenzen von Kupfer und Aluminium.....	36
5.2	Linienscanstrategie.....	39
5.3	Flächenscanstrategie	44
5.4	Kategorisierung der Oberflächenstrukturen	48
5.4.1	Manuelle Klassifizierung	48
5.4.2	<i>k</i> -Means-Klassifizierung.....	60
5.4.3	Zusammenfassende Bemerkungen	66
5.5	Abhängigkeiten der Oberflächentextur von Laser- und Prozessparametern	67
5.5.1	LIPSS	67
5.5.2	Dimples/Grooves	71
5.5.3	Spikes.....	76
5.5.4	Zusammenfassende Bemerkungen	81
5.6	Betrachtungen zur Bearbeitungszeit.....	83
5.7	Lasertexturierung von Kupferoberflächen zur Reduzierung der Sekundärelektronenemission (SEY)	88
6	Zusammenfassung und Ausblick	93
	Literaturverzeichnis	95
	Erklärung	105
	Anlagenverzeichnis	107

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1:	Laser-Oberflächentexturierung von Metallen am Laserinstitut der Hochschule Mittweida (a – Ripple-Strukturen zur Erzeugung optischer Eigenschaften, b – superhydrophobe Strukturen auf Edelstahl, c – Riblet-Strukturen auf Edelstahl in Anlehnung an die Haifischhaut zur Strömungsoptimierung) [4].....	1
Abbildung 2-1:	Verschiedene Interferenzmuster durch Überlagerung von zwei, drei oder vier Strahlen beim Direct Laser Interference Patterning (DLIP) [36]	4
Abbildung 2-2:	Übersicht der Verfahren zur Oberflächentexturierung mittels Laserstrahlung mit Einordnung hinsichtlich erreichbarer Strukturgrößen und Flächenraten, in Anlehnung an [36]	5
Abbildung 2-3:	Einteilung lasergenerierter Oberflächenstrukturen anhand der räumlichen Periodizität Λ und der Orientierung relativ zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung. In Anlehnung an [40; 41]	6
Abbildung 2-4:	Links: LSFL-I (Low Spatial Frequency LIPSS) mit $\Lambda \approx \lambda$ und $\perp E$ [44], Mitte: HSFL-II mit $\Lambda < \lambda/2$ [44], rechts: Kombination von LSFL und HSFL [47].	7
Abbildung 2-5:	Theorien zur Entstehung von LIPSS. a) elektromagnetische Theorien auf Basis von Streu- und Interferenzeffekten der einfallenden Laserstrahlung, b) Theorien auf Basis von Reorganisationsprozessen der Materie in einem oberflächennahen Bereich. Abbildung aus [40].....	8
Abbildung 2-6:	Links: Gräben mit $\Lambda > \lambda$ [44], rechts: Spikes mit $\Lambda \gg \lambda$ nach ausgeprägtem Materialabtrag.....	9
Abbildung 3-1:	Spektraler Verlauf des Absorptionskoeffizienten α sowie des Reflexions-, Absorptions- und Transmissionsgrades für Kupfer und Aluminium (Rohdaten aus [72]), Dicke: 1 mm. Die schwarze gestrichelte Linie kennzeichnet die Wellenlänge der Laserstrahlung $\lambda = 1,03 \mu\text{m}$	11
Abbildung 3-2:	Schematische Darstellung unterschiedlicher fluenzabhängiger Wechselwirkungsbereiche im Zusammenhang mit den jeweiligen Durchmessern D und Schwellfluenzen H_{th} entsprechend der räumlich gaußförmigen Fluenzverteilung $H(r)$. Links: Beispiel einer realen Abtragstruktur auf Kupfer.	13
Abbildung 3-3:	Abhängigkeit der Schwellfluenz H_{th} und der akkumulierten Schwellfluenz $H_{\text{th}}(N_p) \cdot N_p$ von der Pulsanzahl N_p für verschiedene	

	Inkubationsfaktoren S bei der Einzelpuls-Schwellfluenz $H_{th,1} = 0,2 \text{ J/cm}^2$	14
Abbildung 3-4:	Beispiele für fraktale geometrische Objekte (links: Pythagoras-Baum, Mitte: Sierpinski-Dreieck in der 7. Iterationsstufe) [92] und Fraktale aus der Natur (rechts: Romanesco)	17
Abbildung 3-5:	Zweidimensionales Boxcounting auf verschiedenen Skalierungsebenen am Beispiel des Grenzverlaufes von Deutschland und Norwegen. Zur Bestimmung der Boxcounting-Dimension werden auf jeder Skalierungsebene die weiß dargestellten Boxen gezählt, welche die Kontur schneiden.	17
Abbildung 3-6:	Verlauf der gezählten Boxen $N(s)$ in Abhängigkeit des Skalierungsfaktors s am Beispiel der Landesgrenzen von Deutschland (schwarz) und Norwegen (rot). Der Anstieg der Geraden in doppellogarithmischer Darstellung entspricht der fraktalen Dimension D_F	18
Abbildung 3-7:	Übersicht und Vergleich verschiedener Clustering-Algorithmen anhand beispielhafter zweidimensionaler Datensätze [95]	20
Abbildung 4-1:	REM-Aufnahmen der Oberflächen von Kupfer (links) und Aluminium (rechts) im finalen Zustand vor der Bearbeitung	23
Abbildung 4-2:	Strahlprofil in der Fokusebene $z = 0$ (links) und 3-dimensionale Strahlkaustik im Bereich $-5 \text{ mm} \leq z \leq 5 \text{ mm}$ (rechts). Laserparameter: $\lambda = 1030 \text{ nm}$, $f = 255 \text{ mm}$, $f_p = 2 \text{ MHz}$, $P_{av} = 1,6 \text{ W}$	26
Abbildung 4-3:	Links: Galvanometerscanner intelliSCAN _{se} 30 (© Scanlab GmbH), rechts: Polygonscanner mit Polygonrad mit Doppelreflexion, Galvanometerspiegel und F-Theta-Fokussieroptik (© MOEWE Optical Solutions GmbH)	28
Abbildung 4-4:	Schematische Darstellung der Puls- und Linienabstände d_p und d_L für die Linienscanstrategie (links) und die Flächenscanstrategie (rechts).....	30
Abbildung 4-5:	Beispiele deterministischer Oberflächenstrukturen. Links: Orthogonale Gitterstruktur, rechts: Hexagonal angeordnetes Lochraster.....	32
Abbildung 4-6:	Grafische Darstellung zur Veranschaulichung des Boxcount-Wertes BC_r und der Lakunarität λ_r für ein Raster der Boxgröße $r = 512 \text{ px}$. Für die Anzahl der Oberflächenpunkte wurden beispielhafte Werte gewählt, aus Gründen der Übersichtlichkeit sind in z -Richtung nur 6 Ebenen dargestellt.	34
Abbildung 5-1:	Ablationskrater auf Kupfer bei unterschiedlichen Pulsanzahlen N_p mit $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$ und $f_p = 1 \text{ kHz}$. Die schwarz gestrichelten Kreise markieren die deutlich sichtbaren Grenzen des inneren dunkel gefärbten Ablationsbereiches.	37

Abbildung 5-2:	Abhängigkeit des quadratischen Durchmessers D^2 von der Fluenz H_0 für verschiedene Pulsanzahlen $N_p = 1 \dots 100$	37
Abbildung 5-3:	Verlauf der Schwellfluenz H_{th} in Abhängigkeit der Pulsanzahl N_p (links) und der akkumulierten Schwellfluenz $H_{th} \cdot N_p$ in Abhängigkeit der Pulsanzahl N_p (rechts), Approximation (gestrichelte Linie) mittels des Inkubationsmodells nach Jee <i>et al.</i> [84].....	38
Abbildung 5-4:	Theoretisches Modell zur Superposition der Abtragprofile einzelner Linien mit verschiedenen Puls- und Linienabständen. Die schwarzen Linien stellen die experimentelle Linienanordnung dar sowie die Superposition der einzelnen Grabenprofile. Die rote Linie resultiert aus einem approximierten Linienabstand $d_{L,opt}$ für ein gemäß dem Modell optimal homogenes Abtragprofil.....	41
Abbildung 5-5:	REM-Aufnahmen der Cu-Oberflächen direkt nach der Bearbeitung (obere Reihe) sowie nach der Reinigung im Ultraschallbad (untere Reihe). Laserparameter: $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 1$, $H_0 = 1,77$ J/cm ² , $Q_p = 25$ μJ.....	42
Abbildung 5-6:	REM-Aufnahmen von Al-Oberflächenstrukturen bei einer Pulsanzahl $N_{eff,1D} = 1200$. Obere Reihe: periodisch angeordnete säulenförmige Strukturen bei $f_p = 200$ kHz, untere Reihe: Strukturen unregelmäßiger Partikelablagerungen bei $f_p = 400$ kHz. Laserparameter: $N_{scan} = 1$, $H_0 = 0,59$ J/cm ² , $Q_p = 8,3$ μJ, $d_L = 16$ μm, $d_p = 0,1$ μm.....	43
Abbildung 5-7:	Parametermatrix I, Variation der Fluenz H_0 und der Anzahl an Überfahrten N_{scan} in der 1. Stufe, Variation des Pulsüberlapps σ_p und des Linienüberlapps σ_L in der 2. Stufe. Material- bzw. laserbedingte Unterschiede zwischen Cu und Al bzw. Besonderheiten farblich markiert.....	45
Abbildung 5-8:	Parametermatrix II, Variation der Pulswiederholfrequenz f_p und der Anzahl an Überfahrten N_{scan} in der 1. Stufe, Variation der Fluenz H_0 und des Puls-/ Linienüberlapps $\sigma_p = \sigma_L$ in der 2. Stufe. Material- bzw. laserbedingte Unterschiede zwischen Cu und Al bzw. Besonderheiten farblich markiert.....	47
Abbildung 5-9:	Manuell definierte Oberflächentexturkategorien für Kupfer und Aluminium und deren prozentuale Anteile an der Gesamtzahl an Datensätzen.....	49
Abbildung 5-10:	Oberflächentexturkategorie „Teilflächige Ripple-Strukturen“. Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 1$, $H_0 = 1,06$ J/cm ² , $Q_p = 15$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 20$ μm, unten: Al, $f_p = 400$ kHz, $N_{scan} = 1$, $H_0 = 0,35$ J/cm ² , $Q_p = 5$ μJ, $d_L = 15$ μm, $d_p = 15$ μm.....	50

- Abbildung 5-11:** Oberflächentexturkategorie „Ripple-Strukturen“. Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 1$, $H_0 = 1,06$ J/cm², $Q_p = 15$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 10$ μm, unten: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 1$, $H_0 = 0,35$ J/cm², $Q_p = 5$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm.51
- Abbildung 5-12:** Oberflächentexturkategorie „Mikrogräben“. Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 2$, $H_0 = 1,06$ J/cm², $Q_p = 15$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 20$ μm, unten: Al, $f_p = 1000$ kHz, $N_{scan} = 5$, $H_0 = 0,35$ J/cm², $Q_p = 5$ μJ, $d_L = 10$ μm, $d_p = 10$ μm.52
- Abbildung 5-13:** Oberflächentexturkategorie „Noppenförmige Strukturen“. Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 10$, $H_0 = 1,06$ J/cm², $Q_p = 15$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 10$ μm, unten: Al, $f_p = 1000$ kHz, $N_{scan} = 20$, $H_0 = 0,35$ J/cm², $Q_p = 5$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm.53
- Abbildung 5-14:** Oberflächentexturkategorie „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“. Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 20$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm, unten: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 1$, $H_0 = 1,77$ J/cm², $Q_p = 25$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm.54
- Abbildung 5-15:** Oberflächentexturkategorie „Mikrorauheit“. Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 1$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 15$ μm, $d_p = 15$ μm, unten: Al, $f_p = 800$ kHz, $N_{scan} = 5$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 20$ μm, $d_p = 20$ μm.55
- Abbildung 5-16:** Oberflächentexturkategorie „Partikelrauheit“. Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 20$, $H_0 = 4,77$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 3,5$ μm, $d_p = 3,5$ μm, unten: Cu, $f_p = 1000$ kHz, $N_{scan} = 2$, $H_0 = 4,77$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 3,5$ μm, $d_p = 3,5$ μm.56
- Abbildung 5-17:** Oberflächentexturkategorie „Mikrolöcher“. Oben: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 2$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm, unten: Al, $f_p = 2000$ kHz, $N_{scan} = 20$, $H_0 = 1,41$ J/cm², $Q_p = 20$ μJ, $d_L = 20$ μm, $d_p = 20$ μm.57
- Abbildung 5-18:** Oberflächentexturkategorie „Gräben“. Oben: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 10$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm, unten: Al, $f_p = 1000$ kHz, $N_{scan} = 20$, $H_0 = 1,41$ J/cm², $Q_p = 20$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm.58
- Abbildung 5-19:** Oberflächentexturkategorie „Cone-like structures“. Oben: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{scan} = 20$, $H_0 = 4,77$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 3,5$ μm, $d_p = 3,5$ μm, Mitte: Al, $f_p = 2000$ kHz, $N_{scan} = 10$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm, unten: Al, $f_p = 2000$ kHz, $N_{scan} = 20$, $H_0 = 1,77$ J/cm², $Q_p = 25$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 5$ μm.59

Abbildung 5-20:	Clusterverteilung der Oberflächentexturen auf Kupfer für verschiedene Dimensionen des k -Means-Algorithmus (entsprechend der Diagrammüberschriften) und Clusteranzahlen k	61
Abbildung 5-21:	Clusterverteilung der Oberflächentexturen auf Aluminium für verschiedene Dimensionen des k -Means-Algorithmus (entsprechend der Diagrammüberschriften) und Clusteranzahlen k	64
Abbildung 5-22:	Teilflächige Ripple-Strukturen auf Al (links) sowie Ripple-Strukturen (Mitte) und Mikrogräben (rechts) auf Cu. Der weiße Doppelpfeil kennzeichnet die Polarisationsrichtung der Laserstrahlung.....	68
Abbildung 5-23:	Statistische Verteilung der Laser- und Prozessparameter f_P , N_{scan} , H_0 , σ_P , σ_L und $N_{eff,2D}$ für die Oberflächentexturkategorien „Teilflächige Ripple-Strukturen“, „Ripple-Strukturen“ und „Mikrogräben“. Texturspezifische charakteristische Parameterwerte in gelb hinterlegten Diagrammen.....	69
Abbildung 5-24:	Schematische Darstellung der Bestrahlung einer bereits vorhandenen Ripple-Struktur mit Mehrfachreflexionen bei weiteren Überfahrten	71
Abbildung 5-25:	Gewichtete Mittelwerte der Abtragtiefen innerhalb der Oberflächentexturkategorien für Kupfer und Aluminium.....	72
Abbildung 5-26:	Veränderung der Oberflächentopologie bei Erhöhung der Anzahl an Überfahrten N_{scan} auf Aluminium mit $f_P = 1000$ kHz, $H_0 = 0,35$ J/cm ² , $Q_P = 5$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_P = 5$ μm (oben) sowie bei $N_{scan} = 20$ Überfahrten und unterschiedlichen Pulswiederhol frequenzen (unten).	73
Abbildung 5-27:	Statistische Verteilung der Laser- und Prozessparameter f_P , N_{scan} , H_0 , σ_P , σ_L und $N_{eff,2D}$ für die Oberflächentexturkategorien „Noppenförmige Strukturen“, „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“, „Mikrorauheit“ und „Mikrolöcher“. Texturspezifische charakteristische Parameterwerte in gelb hinterlegten Diagrammen.	74
Abbildung 5-28:	Veränderung der Oberflächenstruktur auf Aluminium mit zunehmender Anzahl an Überfahrten N_{scan} bei $f_P = 200$ kHz, $H_0 = 4,77$ J/cm ² , $Q_P = 30$ μJ, $d_L = 3,5$ μm, $d_P = 3,5$ μm.....	75
Abbildung 5-29:	Statistische Verteilung der Laser- und Prozessparameter f_P , N_{scan} , H_0 , σ_P , σ_L und $N_{eff,2D}$ für die Oberflächentexturkategorien „Partikelrauheit“, „Gräben“ und „Cone-like structures“. Texturspezifische charakteristische Parameterwerte in gelb hinterlegten Diagrammen.	76
Abbildung 5-30:	Grabenbildung auf Aluminium bei $f_P = 200$ kHz, $N_{scan} = 10$, $d_L = 5$ μm, $d_P = 5$ μm und verschiedenen Fluenzen H_0 sowie Übergang zur Entstehung von Cone-like structures bei $H_0 = 4,77$ J/cm ²	77

Abbildung 5-31:	Oben: Formierung unterschiedlicher Mikrostrukturen auf Aluminium bei verschiedenen Fluenzen H_0 ($f_p = 1000$ kHz, $N_{\text{scan}} = 20$, $d_L = 5$ μm , $d_p = 5$ μm). Unten: Bevorzugte Entstehung von Cone-like structures bei hohen Pulswiederholfrquenzen $f_p \geq 800$ kHz.	78
Abbildung 5-32:	Theorie zur Entstehung von BSG-Mounds (below surface growth) und ASG-Mounds (above surface growth) nach Zuhlke <i>et al.</i> [119]	79
Abbildung 5-33:	Einordnung und Vergleich der auf Kupfer und Aluminium beobachteten Oberflächentexturkategorien entsprechend der Parameterkombination aus effektiver Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D}$ und Anzahl der Überfahrten N_{scan} sowie der auf die Schwellfluenz normierten Fluenz H_0/H_{th}	82
Abbildung 5-34:	Oben: Berechnete und gemessene Bearbeitungszeit und Flächenrate in Abhängigkeit der Scanlänge l_{scan} am Beispiel $v_{\text{mark}} = 1000$ mm/s, $v_{\text{jump}} = 1000$ mm/s, $d_L = 5$ μm und $N_{\text{scan}} = 1$. Unten: Schematische Darstellung der Markier-, Sprung- und Beschleunigungsstrecken sowie Berechnung der Flächenrate bei unidirektionaler und bidirektionaler Bearbeitung.	85
Abbildung 5-35:	Begrenzung der maximalen Scanlänge l_{max} des Polygonscanners entlang der Fast-Axis durch die Eingangsapertur der Fokussieroptik [127].....	86
Abbildung 5-36:	Gewichteter arithmetischer Mittelwert der Flächenraten in den unterschiedlichen Oberflächentexturkategorien auf Kupfer und Aluminium.....	87
Abbildung 5-37:	Ausgewählte Oberflächentexturen auf Kupfer für die Messung der Sekundärelektronenausbeute (SEY)	90
Abbildung 5-38:	Verlauf der Sekundärelektronenausbeute (SEY) in Abhängigkeit der Primärelektronenenergie für unterschiedliche Oberflächentexturen auf Kupfer	91

Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1:	Chemische Zusammensetzung der Aluminium-Legierung EN AW-5754 (AlMg3), Massenanteile in % [98].....	22
Tabelle 4-2:	Thermophysikalische Parameter von Kupfer und Aluminium [99]	23
Tabelle 4-3:	Technische Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlquelle FX-200, Edgewave GmbH	25
Tabelle 4-4:	Strahlparameter für F-Theta-Optik $f = 255 \text{ mm}$ ($\lambda = 1030 \text{ nm}$, $f_p = 2 \text{ MHz}$, $P_{av} = 1,6 \text{ W}$)	27
Tabelle 5-1:	Experimentell bestimmte Schwellfluenszen H_{th} für $N_p = 1, 10, 100$ und Inkubationsfaktor S für Kupfer und Aluminium. Referenzwerte aus der Literatur: [82]: $\lambda = 1064 \text{ nm}$, $\tau_H = 10 \text{ ps}$, $f_p = 1 \text{ kHz}$; [107]: $\lambda = 800 \text{ nm}$, $\tau_H = 550 \text{ fs}$, $f_p = 1 \text{ kHz}$	38
Tabelle 5-2:	Auflistung aller zur Verfügung stehenden Dimensionen für die k -Means-Klassifizierung	61

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzungen

AOM	Akustooptischer Modulator
ASG-Mound	Above-Surface-Groth Mound
BSG-Mound	Below-Surface-Groth Mound
DLIP	Direct Laser Interference Patterning
EOM	Elektrooptischer Modulator
HSFL	High Spatial Frequency LIPSS
LIPSS	Laser-Induced Periodic Surface Structures
LSFL	Low Spatial Frequency LIPSS
REM	Rasterelektronenmikroskopie
SEY	Secondary Electron Yield (Sekundärelektronenausbeute)

Formelzeichen

lateinische Buchstaben

a	Temperaturleitfähigkeit	in	m^2/s
A	Absorptionsgrad		
A	Fläche	in	m^2
c	spezifische Wärmekapazität	in	$\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$
d_L	Linienabstand	in	m
d_P	Pulsabstand	in	m
D	Durchmesser	in	m
D_F	fraktale Dimension		
f	Brennweite	in	m
f_P	Pulswiederholfrequenz	in	s^{-1}
H	Fluenz	in	J/cm^2
H_0	Pulsspitzenfluenz	in	J/cm^2
H_{th}	Schwellfluenz	in	J/cm^2
I	Intensität	in	W/cm^2
I_0	Spitzenintensität	in	W/cm^2
k	Clusteranzahl		
l	Länge	in	m
M^2	Beugungsmaßzahl		

n	Brechungsindex		
$N_{\text{eff},1\text{D}}$	eindimensionale effektive Pulsanzahl		
$N_{\text{eff},2\text{D}}$	zweidimensionale effektive Pulsanzahl		
N_{P}	Pulsanzahl		
N_{scan}	Anzahl der Überfahrten		
P_{av}	mittlere Leistung	in	W
Q_{P}	Pulsenergie	in	J
r	Radius	in	m
r	Boxgröße	in	Pixel
r_{A}	Flächenrate	in	m ² /s
R	Reflexionsgrad		
s	Skalierungsfaktor		
S	Inkubationsfaktor		
S_{a}	mittlere arithmetische Höhe	in	m
S_{q}	mittlere quadratische Höhe	in	m
S_{z}	maximale Höhe	in	m
t	Zeit	in	s
T	Temperatur	in	K
T	Transmissionsgrad		
v	Geschwindigkeit	in	m/s
w	Strahlradius	in	m
w_0	Tailenradius	in	m

Griechische Buchstaben

α	Absorptionskoeffizient	in	m ⁻¹
γ	Elektron-Phonon-Kopplungsfaktor		
η_{F}	Facettennutzungsgrad	in	%
κ	Extinktionskoeffizient		
λ	Lakunarität		
λ	Wellenlänge	in	m
λ_{th}	Wärmeleitfähigkeit	in	W/(m·K)
Λ	räumliche Periode	in	m
ρ	Dichte	in	kg/m ³
σ_{L}	Linienüberlapp	in	%
σ_{P}	Pulsüberlapp	in	%
τ_{H}	Pulsdauer	in	s

1 Einleitung

Aktuelle Entwicklungen auf dem Gebiet der Oberflächentechnik beschäftigen sich mit einer Vielzahl multifunktionaler Oberflächen in Bereichen der optischen Industrie, der Beschichtungstechnologie, in der Werkstoff- und Verschleißschutztechnik, der Luftfahrt- und Weltraumtechnik, in der Biotechnologie sowie in Forschung und Entwicklung physikalischer Technologien. Die Modifizierung und Funktionalisierung technischer Oberflächen findet in diesen Bereichen vielfältige Anwendungen, beispielsweise bei der Verbesserung von Haft- und Gleitreibungseigenschaften [1–6], der Strömungsoptimierung [7; 8] und Beeinflussung der Benetzungseigenschaften verschiedener Materialien [9–14], bei der Realisierung bestimmter optischer Eigenschaften [15–17] oder der Erzeugung biologisch funktionaler (z. B. antibakterieller) Oberflächen [18]. Abbildung 1-1 zeigt ausgewählte lasertexturierte funktionale Oberflächen, welche im Rahmen verschiedener Forschungsprojekte am Laserinstitut der Hochschule Mittweida entwickelt wurden.

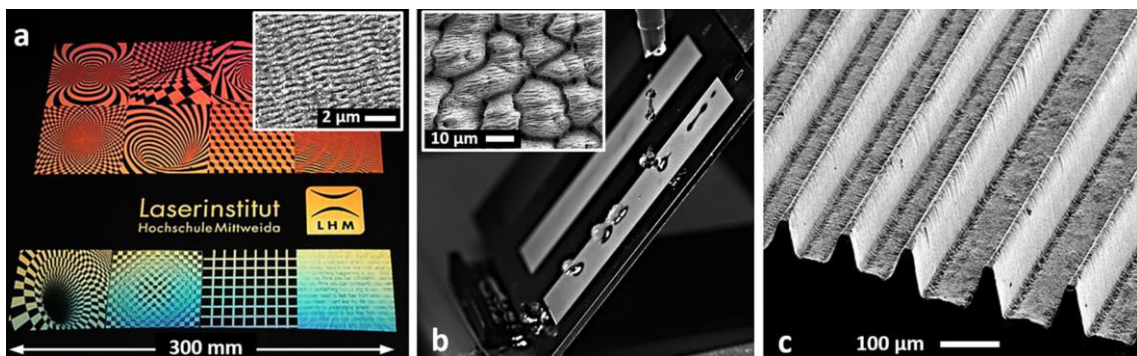


Abbildung 1-1: Laser-Oberflächentexturierung von Metallen am Laserinstitut der Hochschule Mittweida (a – Ripple-Strukturen zur Erzeugung optischer Eigenschaften, b – superhydrophobe Strukturen auf Edelstahl, c – Riblet-Strukturen auf Edelstahl in Anlehnung an die Haifischhaut zur Strömungsoptimierung) [4]

Neben konventionellen mechanischen oder chemischen Oberflächenbehandlungsverfahren gewinnt die Oberflächenmodifizierung mittels Laserstrahlung zunehmend an Bedeutung, da durch die Entwicklung hochrepetierender Laserstrahlquellen mit hohen mittleren Leistungen und sehr guter Strahlqualität in Kombination mit schnellen Strahlablenssystemen die Flächenbearbeitungsraten von wenigen mm^2/min bis in den Bereich mehrerer $100 \text{ cm}^2/\text{min}$ gesteigert werden können [4; 19; 20].

Die komplexen Wechselwirkungsprozesse zwischen Laserstrahlung und verschiedenen Materialien resultieren in der Ausbildung einer Vielzahl von Mikro- und Nanostrukturen auf der Oberfläche des bearbeiteten Materials und können durch gezielte Variation unterschiedlicher Laser- und Prozessparameter beeinflusst werden. Welche Strukturen

sich bei bestimmten Laserparametern im Detail ausbilden und warum, ist außerdem stark von den Materialeigenschaften abhängig. Während für Edelstahl bereits ausführliche Untersuchungen zur Oberflächentexturierung und -strukturierung mit Laserstrahlung durchgeführt wurden [5; 21–26], sind für die ebenfalls technologisch bedeutsamen Metalle Kupfer und Aluminium noch keine vergleichbar detaillierten Ergebnisse vorhanden.

In der vorliegenden Arbeit soll eine systematische Untersuchung zur Oberflächentexturierung von Kupfer und Aluminium mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung durchgeführt werden. Ziel der Untersuchungen ist eine detaillierte Analyse und Kategorisierung der realisierbaren Oberflächentexturen und -strukturen auf Basis einer breiten Variation der Laser- und Prozessparameter. Durch Anwendung der in [27] vorgestellten Methodik zur Charakterisierung und Kategorisierung laserbearbeiteter Oberflächen sollen Kennwerte zur Beschreibung der unterschiedlichen Mikro- und Nanostrukturen gefunden werden. Die erzeugten Oberflächen sollen schließlich in Bezug auf die Anwendbarkeit als funktionale Oberflächen bewertet werden. In Zusammenarbeit mit dem CERN wurde im Rahmen dieser Arbeit eine mögliche Anwendung lasertexturierter Kupferoberflächen zur Reduzierung der Sekundärelektronenemission in Elementarteilchenbeschleunigern untersucht.

2 Stand der Technik

2.1 Oberflächentexturierung mittels Laserstrahlung

Das Verfahren der Oberflächentexturierung stellt ein abtragendes Verfahren dar, bei welchem vollflächig oder selektiv die Oberflächentopologie einer Materialoberfläche verändert wird. In der Literatur sind auch die Bezeichnungen Oberflächenmodifikation und Oberflächenstrukturierung zu finden, welche im Wesentlichen gleichbedeutend sind. Da das Abtragverhalten respektive des ablatierten Materialvolumens bzw. der Abtragtiefe stark variieren kann, wird in der Regel bei minimalem Materialabtrag von einer Modifikation und bei stark ausgeprägtem oder selektivem Materialabtrag eher von einer Strukturierung gesprochen. Der Begriff der Texturierung betont insbesondere eine gewisse Regelmäßigkeit und Definiertheit in der resultierenden Oberflächentopologie und wird zunehmend auch in der Literatur für eine Prozessführung mit definiertem lokalem Energieeintrag genutzt [4; 5].

Die Prozessierung von Flächen im industriellen Maßstab mit Abmessungen von mehreren cm^2 bis zu einigen m^2 kann mit fokussierter Laserstrahlung von einigen $10 \mu\text{m}$ Fokusedurchmesser nur durch eine Abrasterung, idealerweise in linienförmiger Abarbeitung, erfolgen. Die Relativbewegung von Laserstrahlung und Materialoberfläche kann hierbei grundsätzlich entweder bei stationärem Laserstrahl und mittels Achssystemen bewegter Probe, bei ruhender Probe und mittels Strahlablenkensystemen bewegtem Laserstrahl oder durch eine Kombination beider Bewegungssysteme erfolgen. Ersteres hat bei der Oberflächentexturierung nahezu keine Bedeutung, da die erzielbaren Geschwindigkeiten aufgrund großer zu bewegender Massen zu klein sind ($v \ll 1 \text{ m/s}$). Die Ablenkung der Laserstrahlung erfolgt mit Hilfe verschiedener Scansysteme, welche in Abschnitt 4.2.3 im Detail vorgestellt werden. Galvanometer- und Polygonscanner besitzen hierbei unterschiedliche Eigenschaften und jeweils einige Vor- und Nachteile für verschiedene Anwendungsgebiete. Strahlablenkgeschwindigkeiten von bis zu 20 m/s mit Galvanometerscannern und $> 1000 \text{ m/s}$ mit Polygonscannern sind ohne Weiteres realisierbar [28; 29]. Auch die sogenannte „on the fly“ Bearbeitung großer Substrate ist durch eine Kombination einer hochdynamischen Scannerbewegung entlang einer Richtung (Fast Axis) mit einer positionssynchronen Achsbewegung in einer anderen Richtung (Slow Axis) möglich und findet beispielsweise in Rolle-zu-Rolle-Technologien Anwendung [30; 31].

Im klassischen Flächenbearbeitungsregime (Direct Laser Writing) mit rasterförmiger Aneinanderreihung von Linien ist die minimale Strukturbreite durch den Fokusedurchmesser der Laserstrahlung begrenzt und liegt im Bereich $\approx 5 \mu\text{m}$, wobei ein Fokusedurchmesser

in dieser Größenordnung bereits eine erhebliche Einschränkung der Scanfeldgröße mit sich bringt. Ein Verfahren zur Erzeugung deutlich kleinerer Strukturgrößen im Bereich bis ≥ 200 nm stellt das sogenannte Direct Laser Interference Patterning (DLIP) dar [32–34]. Durch Strahlteilung und anschließende Wiederüberlagerung der Teilstrahlen (siehe Abbildung 2-1) entstehen verschiedene Interferenzmuster in Abhängigkeit der Anzahl der Teilstrahlen, der Wellenlänge λ und dem von den Teilstrahlen eingeschlossenen Winkel θ . Die räumliche Periode Λ ergibt sich durch

$$\Lambda = \frac{\lambda}{2 \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}. \quad (1)$$

Auch die Interferenzstrukturierung kann mit einer Strahlableitung durch einen Galvanometerscanner oder einen Polygonscanner kombiniert werden. Durch Vorschub des Interferenzmusters um ein ganzzahliges Vielfaches der räumlichen Periode lassen sich große Flächen bis zu 1 m^2 mittels DLIP bei hohen Flächenraten von bis zu $1,1 \text{ m}^2/\text{min}$ bearbeiten [35].

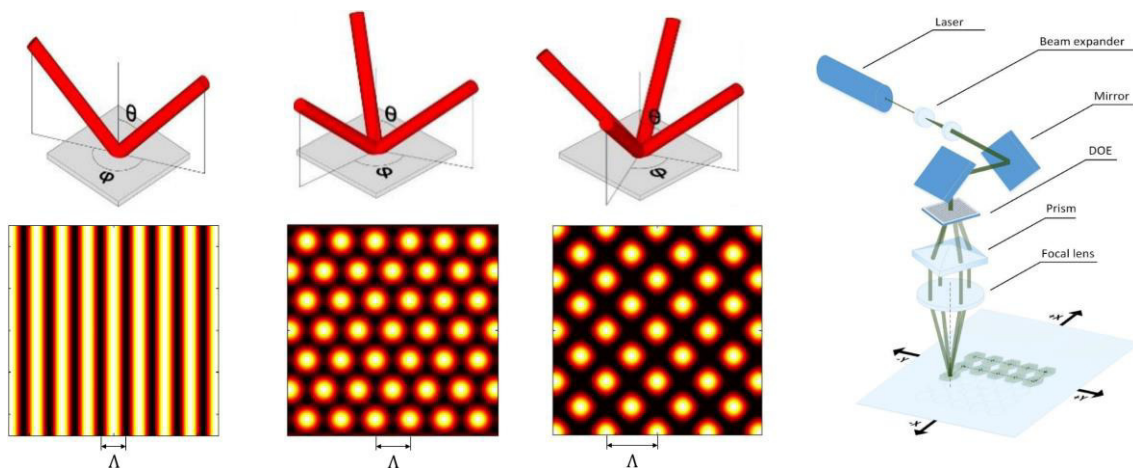


Abbildung 2-1: Verschiedene Interferenzmuster durch Überlagerung von zwei, drei oder vier Strahlen beim Direct Laser Interference Patterning (DLIP) [36]

Eine Reduzierung der Strukturgrößen bis ca. 100 nm ermöglicht die seltener genutzte Methode der Interferenzlithografie mit Laserstrahlung der Wellenlänge $\lambda = 193 \text{ nm}$ (ArF-Excimerlaser) [37–39]. Auch bei diesem Verfahren werden zwei oder mehr kohärente Laserstrahlen zur räumlichen Überlagerung gebracht, sodass die minimale räumliche Periode gemäß Gleichung (1) der halben Wellenlänge der Laserstrahlung entspricht. Im Vergleich zu DLIP kommen jedoch keine scannenden Systeme zum Einsatz. Durch die Verwendung von Excimerlaserstrahlung mit hohen Pulsenergien können größere Flächen bzw. ganze Substrate auf einmal belichtet und strukturiert werden.

Die genannten Verfahren werden in Abbildung 2-2 hinsichtlich ihrer minimalen Strukturgröße und der erzielbaren Flächenraten eingeordnet, um den aktuellen Stand der Technik im Bereich der Laseroberflächentexturierung abzubilden. Die aktuellen Entwicklungen im Bereich der Hochrate-DLIP-Strukturierung mit Polygonscannern zeigen das große Potenzial der DLIP-Technologie bei der Erzeugung verschiedener regelmäßiger Oberflächen-Gitterstrukturen mit Abmessungen im Bereich einiger 100 nm bis zu einigen 10 μm . Größere Strukturen können mit direkter Laserstrukturierung ebenfalls mit sehr hohen Flächenraten erzeugt werden. Bis zu einer Untergrenze von ca. 100 nm ist außerdem die Herstellung von Gitterstrukturen mittels Interferenzlithografie möglich.

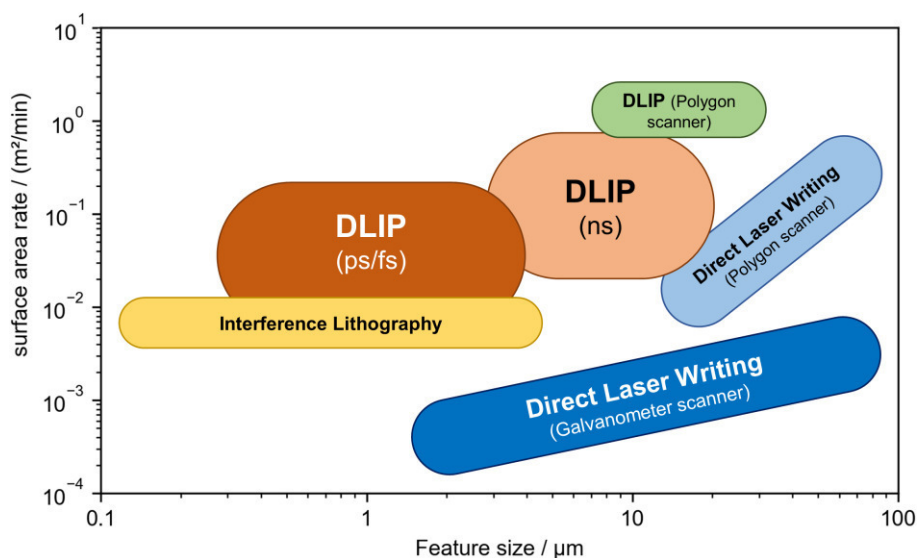


Abbildung 2-2: Übersicht der Verfahren zur Oberflächentexturierung mittels Laserstrahlung mit Einordnung hinsichtlich erreichbarer Strukturgrößen und Flächenraten, in Anlehnung an [36]

Bei allen vorgestellten Verfahren können Wechselwirkungsprozesse zwischen Laserstrahlung und Material zur Ausbildung weiterer Mikro- und Nanostrukturen u. a. durch selbstorganisierte Prozesse führen, welche unabhängig von der Bearbeitungsrichtung bzw. der Gitterform und -ausrichtung entstehen und diese überlagern. Die verschiedenen Arten lasergenerierter Oberflächenstrukturen werden im folgenden Abschnitt im Detail vorgestellt.

2.2 Einteilung lasergenerierter Oberflächenstrukturen

Die Abmessungen lasergenerierter Mikro- und Nano-Oberflächenstrukturen stehen in einem engen Zusammenhang zur Wellenlänge λ und zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung. In der Literatur wird daher meist eine Einteilung anhand dieser beiden Merkmale vorgenommen [40–42]. Die Übersicht in Abbildung 2-3 zeigt eine mögliche

Einteilung lasergenerierter Oberflächenstrukturen mit steigenden Strukturabmessungen von links nach rechts. Die Beschreibung der Strukturabmessung erfolgt anhand der räumlichen Periodizität Λ .

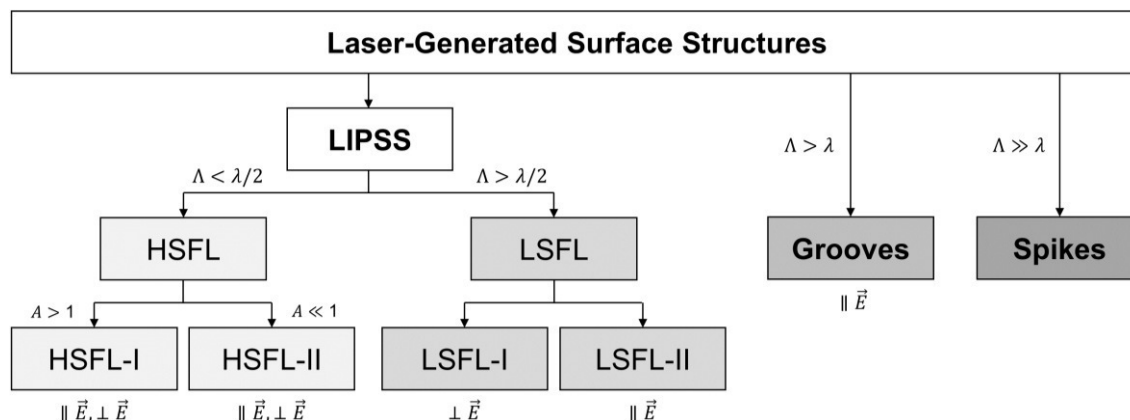


Abbildung 2-3: Einteilung lasergenerierter Oberflächenstrukturen anhand der räumlichen Periodizität Λ und der Orientierung relativ zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung. In Anlehnung an [40; 41]

Bereits im Jahr 1965 wurden bei der Bestrahlung von Germanium mit cw-Laserstrahlung eines Rubin-Lasers periodische linienförmige Oberflächenstrukturen nachgewiesen [43]. Seit der frühen Entdeckung der sogenannten Laser-induced periodic surface structures (LIPSS) beschäftigen sich Forschungsgruppen bis heute mit der Entstehung verschiedener Arten von LIPSS auf unterschiedlichen Materialien, wobei unterschiedliche Theorien und Erklärungsansätze verfolgt werden. Viele Details und experimentelle Beobachtungen im Zusammenhang mit der Entstehung von LIPSS sind hierbei bis zum heutigen Tag nicht vollständig geklärt [40].

Unter dem Begriff der Laser-induced periodic surface structures, häufig auch als Ripple-Strukturen bezeichnet, werden allgemein wellenförmige und hoch periodische Oberflächenstrukturen mit Abmessungen (räumliche Periodizität und Amplitude) im nm- bis μm -Bereich verstanden, welche bei der Bestrahlung nahezu aller Materialien (Metalle, Halbleiter, Dielektrika) mit Laserstrahlung hoher Intensität entstehen [44]. Die Abmessungen von LIPSS sind somit deutlich kleiner als der Fokusbereich der Laserstrahlung, im Gegensatz zu den in Abschnitt 2.1 beschriebenen Verfahren wird die Geometrie der LIPSS jedoch nicht direkt durch die räumliche Intensitätsverteilung der Laserstrahlung beeinflusst.

LIPSS lassen sich in Abhängigkeit der räumlichen Orientierung und der Periodizität Λ in die Kategorien der LSFL (Low Spatial Frequency LIPSS) mit $\Lambda > \lambda/2$ und der HSFL (High Spatial Frequency LIPSS) mit $\Lambda < \lambda/2$ unterteilen (siehe Abbildung 2-3). Auf stark

absorbierenden Materialien wie Metallen und Halbleitern sind in der Regel LSFL mit einer Orientierung senkrecht zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung und einer Periodizität $\Lambda \approx \lambda$ im Bereich der Wellenlänge zu beobachten (LSFL-I). Materialien mit großer Energiebandlücke (z. B. Quarzglas) können auch parallel zur Polarisationsrichtung orientierte LSFL mit $\Lambda \approx \lambda/n$ aufweisen, wobei n der Brechungsindex des Materials ist (LSFL-II). Erst deutlich später, Mitte der 1990er Jahre, wurden HSFL mit deutlich geringeren Abmessungen von nur wenigen 100 nm entdeckt [45]. Entsprechend des Verhältnisses A von Tiefe zu räumlicher Periode Λ lassen sich HSFL in die beiden Subkategorien HSFL-I mit $A > 1$ und HSFL-II mit $A \ll 1$ einteilen (vgl. Abbildung 2-3). [40]

Low Spatial Frequency LIPSS und High Spatial Frequency LIPSS treten oft gleichzeitig auf und überlagern sich gegenseitig, wie in Abbildung 2-4 dargestellt ist. Während LSFL sowohl bei Bestrahlung mit cw-Laserstrahlung als auch bei ns-, ps- und fs-Pulsen auftreten können, sind HSFL nur bei gepulster Laserstrahlung im ps- und fs-Bereich zu beobachten. In der Regel treten LSFL bei Fluenzen nahe der Schwellfluenz auf, HSFL können bei hohen Pulsanzahlen und geringen Fluenzen beobachtet werden. [46]

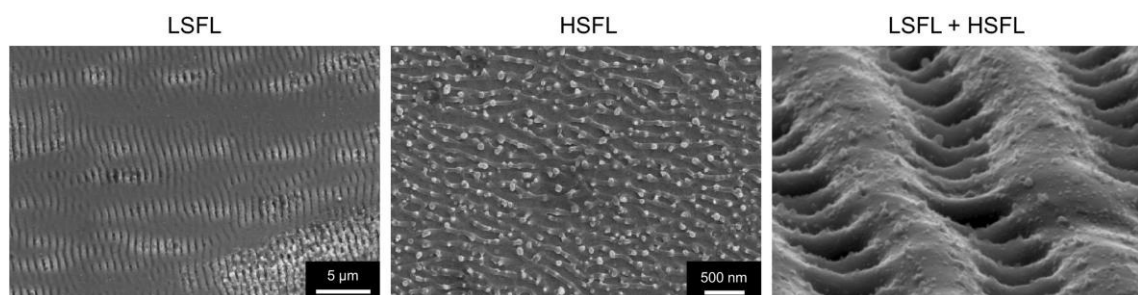
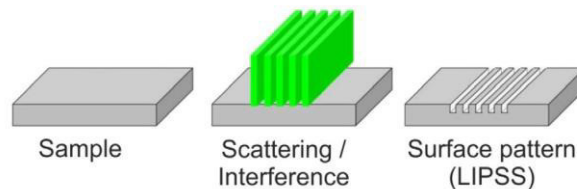


Abbildung 2-4: Links: LSFL-I (Low Spatial Frequency LIPSS) mit $\Lambda \approx \lambda$ und $\perp \vec{E}$ [44], Mitte: HSFL-II mit $\Lambda < \lambda/2$ [44], rechts: Kombination von LSFL und HSFL [47].

Die existierenden Theorien zur Entstehung von Laser-induced periodic surface structures können grob in zwei verschiedene Klassen unterteilt werden. Zum einen beschreiben elektromagnetische Theorien (a) die Entstehung von LIPSS durch definierte Deposition der optischen Energie der Laserstrahlung im Festkörper, zum anderen versuchen Theorien auf Basis von Material-Reorganisationsprozessen (b), die Oberflächentopologien von LIPSS durch eine Umverteilung oberflächennaher Materie im Festkörper zu beschreiben. Der wichtigste Unterschied zwischen beiden Ansätzen liegt in der Zeitskala der Ausbildung der finalen Oberflächentopologie. Während bei elektromagnetischen Theorien die räumliche Oberflächenstruktur durch Streu-, Interferenz- und Absorptionsprozesse direkt durch die Oberflächenbeschaffenheit und die Eigenschaften der Laserstrahlung vorgegeben wird (siehe Abbildung 2-5 oben), können Material-Reorganisationsprozesse auf einer Zeitskala von einigen 10 ps bis ms ablaufen und vor der

Formierung der finalen Oberflächentopologie verschiedene instabile Oberflächenzustände durchlaufen (siehe Abbildung 2-5 unten). [40; 46]

a) Electromagnetic models



b) Matter reorganization models

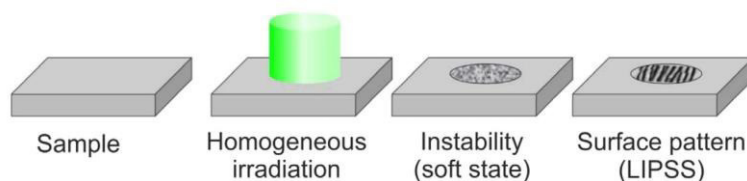


Abbildung 2-5: Theorien zur Entstehung von LIPSS. a) elektromagnetische Theorien auf Basis von Streu- und Interferenzeffekten der einfallenden Laserstrahlung, b) Theorien auf Basis von Reorganisationsprozessen der Materie in einem oberflächennahen Bereich. Abbildung aus [40].

Das Grundprinzip elektromagnetischer Theorien zur LIPSS-Entstehung basiert zunächst auf der Streuung der einfallenden Laserstrahlung an der mehr oder weniger rauen Oberfläche des Materials. Unter bestimmten Bedingungen können zusätzliche Moden von Oberflächenwellen (z. B. Oberflächenplasmon-Polaritonen) angeregt werden. Durch Interferenz der einfallenden Laserstrahlung mit der Streustrahlung und dem elektromagnetischen Feld der Oberflächenplasmon-Polaritonen findet eine räumliche Modulation der Intensitätsverteilung statt, welche durch Absorption als Abtragstruktur auf das Material übertragen wird. [48–50]

Theorien zur Entstehung von LIPSS durch Reorganisationsprozesse bauen auf Transportprozessen von angeregtem Material in einer dünnen Oberflächenschicht auf, wodurch die Oberflächentopologie in ein quasi-periodisches Gebilde aus Erhebungen und Vertiefungen umgeformt wird. Physikalische Mechanismen zur Beschreibung dieser Vorgänge sind z. B. Phasenübergänge, hydrodynamische Effekte im Zusammenhang mit zeitweise schmelzflüssigen Materialschichten sowie instabile Materialzustände, mikroskopische Defekte, Diffusions- oder Erosionseffekte (häufig auch als selbstorganisierte Vorgänge bezeichnet). Als numerische Methode zur Untersuchung von Materie-Reorganisation haben sich vorrangig molekulardynamische Simulationen etabliert. Da die beschriebenen Prozesse durch lokale Gradienten gesteuert werden, sind ausreichend lang bestehende Anregungszustände der Oberfläche für hohe Reorganisationsraten erforderlich. Selbstorganisationsprozesse dominieren daher entweder für längere

Pulsdauern im ns-Bereich oder größere Pulsanzahlen bzw. schnelle zeitliche Pulsfolgen. [40; 42; 46]

Neben LIPSS, welche definitionsgemäß nur die unterschiedlichen Kategorien von Ripple-Strukturen (HSFL/LSFL) einschließen, können weitere Mikro- und Nanostrukturen auftreten. Gemäß der schematischen Einteilung aus Abbildung 2-3 werden diese allgemein in Grabenstrukturen und Spike-förmige Strukturen unterteilt. Grabenstrukturen zeichnen sich hierbei durch eine räumliche Periodizität $\Lambda > \lambda$ aus und bilden sich in der Regel parallel zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung bzw. senkrecht zu LSFL-I. Wie in Abbildung 2-6 links zu erkennen, findet meist zunächst die Formierung von LSFL statt, bei Erhöhung der Pulsanzahl beginnt gleichzeitig die Ausbildung von Gräben senkrecht zu LSFL. Weitere Überfahrten und höhere Fluenzen führen zu unterschiedlichen Veränderungen der Oberflächenstrukturen und zur weiteren Vergrößerung der Strukturabmessungen $\Lambda \gg \lambda$, welche dann der Klasse der Spike-förmigen Strukturen zugeordnet werden. Die räumliche Periodizität der Oberflächenstrukturen nimmt meist ab und es ist keine Vorzugsrichtung mehr zu erkennen. Bei der Entstehung von Spike-förmigen Mikrostrukturen wie in Abbildung 2-6 rechts spielen auch Partikelablagerungen infolge des Ablationsprozesses eine entscheidende Rolle. Die Oberflächentopologie von Spikes reicht von unregelmäßig angeordneten höcker- bzw. säulenförmigen Strukturen bis hin zu kegel- bzw. kissenförmig periodisch angeordneten Strukturen, welche teilweise zusätzlich von einer sekundären Oberflächentextur (z. B. LSFL) hierarchisch überlagert sind, wie auch in Abbildung 2-6 rechts zu erkennen ist. [41; 51; 52]

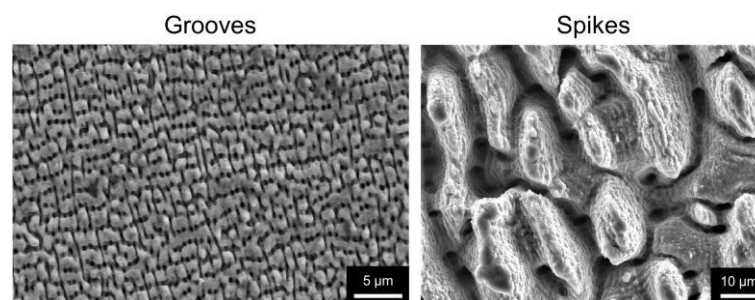


Abbildung 2-6: Links: Gräben mit $\Lambda > \lambda$ [44], rechts: Spikes mit $\Lambda \gg \lambda$ nach ausgeprägtem Materialabtrag

In den letzten Jahren hat sich der Forschungsschwerpunkt im Bereich lasergenerierter Oberflächenstrukturen zunehmend in Richtung verschiedener Anwendungen der gewonnen Erkenntnisse zur Entstehung von LIPSS auf die Erzeugung funktionaler Oberflächeneigenschaften verschoben [41; 53–57]. Wie bereits erwähnt, ist die Entstehung von LIPSS und anderen Oberflächenmikrostrukturen stark von den optischen und thermophysikalischen Eigenschaften der untersuchten Materialien abhängig, sodass sich die meisten wissenschaftliche Arbeiten nur mit ausgewählten Materialien beschäftigen

können. Häufig untersuchte Materialien, für welche zahlreiche Studien zur Erzeugung lasergenerierter Oberflächenstrukturen existieren, sind z. B. Silizium, Edelstahl und Titan, da diese Materialien in vielfältigen Anwendungen mit Oberflächenfunktionalisierung zum Einsatz kommen [5; 21; 23; 24; 58; 59]. Zu nennen ist an dieser Stelle beispielsweise die Photovoltaik- und Halbleiterindustrie im Zusammenhang mit Silizium, die Maschinenbauindustrie mit reibungs- und verschleißmindernden Oberflächen im Zusammenhang mit Edelstahl sowie die Herstellung von Implantaten mit biokompatiblen und biofunktionalen Oberflächen im Zusammenhang mit Titan.

Andere Metalle, wie z. B. Kupfer und Aluminium, mit vielfältigen Anwendungen in unterschiedlichen technischen Bereichen, sind in den bisherigen Forschungsergebnissen zu lasergenerierten Oberflächenstrukturen noch unterrepräsentiert. Insbesondere eine umfassende Untersuchung zur Oberflächentexturierung mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung in Kombination mit Hochrate-Technologie ist nach aktuellem Stand der Technik nicht vorhanden. Anwendungsbereiche funktionaler Kupfer- und Aluminium-Oberflächen bestehen beispielsweise im Bereich Korrosionsschutz [60; 61], hydrophobe und schmutzabweisende technische Oberflächen [9; 10; 13; 14], Mobilität, Leichtbau sowie für Oberflächen mit reduzierter Sekundärelektronenemission auf dem Gebiet der physikalischen Grundlagenforschung [62–68].

Mit der vorliegenden Arbeit soll ein Beitrag zur Erweiterung des wissenschaftlichen Verständnisses auf dem Gebiet der Oberflächentexturierung der Metalle Kupfer und Aluminium mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung geleistet werden. Durch umfassende Variation verschiedener wichtiger Laser- und Prozessparameter soll eine vollständige Übersicht der erzeugbaren lasergenerierten Oberflächenstrukturen auf Kupfer und Aluminium erarbeitet werden. Ein Schwerpunkt dieser Arbeit liegt neben der Untersuchung verschiedener Parameterabhängigkeiten in Betrachtungen zur Skalierbarkeit der Ergebnisse mit dem Ziel der Steigerung der Flächenraten. Die grundlegenden Untersuchungen in dieser Arbeit sollen dazu beitragen, den Durchsatz interessanter Hochrate-Oberflächentexturierungsprozesse mittels Laserstrahlung zunehmend auf ein industrie-relevantes Level zu heben. Hierbei kann u. a. auf langjährige Erfahrungen im Bereich der Hochrate-Bearbeitung am Laserinstitut der Hochschule Mittweida, u. a. mit einem eigens entwickelten und patentierten Polygonscannersystem, zurückgegriffen werden [29].

3 Grundlagen

3.1 Wechselwirkung ultrakurz gepulster Laserstrahlung mit Metallen

Der komplexe Brechungsindex $\tilde{n}(\omega) = n + i\kappa$ mit dem Brechungsindex $n = \Re(\tilde{n})$ als Realteil und dem Extinktionskoeffizienten $\kappa = \Im(\tilde{n})$ als Imaginärteil beschreibt die optischen Eigenschaften eines Festkörpers, welcher mit elektromagnetischer Strahlung der Kreisfrequenz ω bzw. der Wellenlänge λ wechselwirkt [69]. Für die Energieeinkopplung von Laserstrahlung in ein Material gilt das Lambert-Beer'sche Gesetz [70]

$$I(z) = (1 - R) \cdot I_0 e^{-\alpha z}, \tag{2}$$

welches die exponentielle Abnahme der Intensität $I(z)$ der Laserstrahlung mit zunehmender Eindringtiefe z in das Material zeigt. Da der Absorptionskoeffizient

$$\alpha = \frac{4\pi\kappa}{\lambda} \tag{3}$$

für Metalle sehr große Werte annimmt (siehe Abbildung 3-1 links), beträgt die optische Eindringtiefe der Laserstrahlung in Metallen nur wenige zehn Nanometer, sodass die gesamte Energie der Laserstrahlung praktisch an der Oberfläche absorbiert wird. Der Anteil der absorbierten Energie an der Gesamtenergie der einfallenden Laserstrahlung wird maßgeblich durch den Reflexionsgrad R beeinflusst. Der spektrale Reflexionsgrad $R(\lambda)$ ergibt sich aus dem komplexen Brechungsindex $\tilde{n}(\lambda)$ und den Fresnelkoeffizienten [71] und ist in Abbildung 3-1 rechts für Kupfer und Aluminium dargestellt. Da der Transmissionsgrad $T \approx 0$ ist, ergibt sich der Absorptionsgrad $A = 1 - R$.

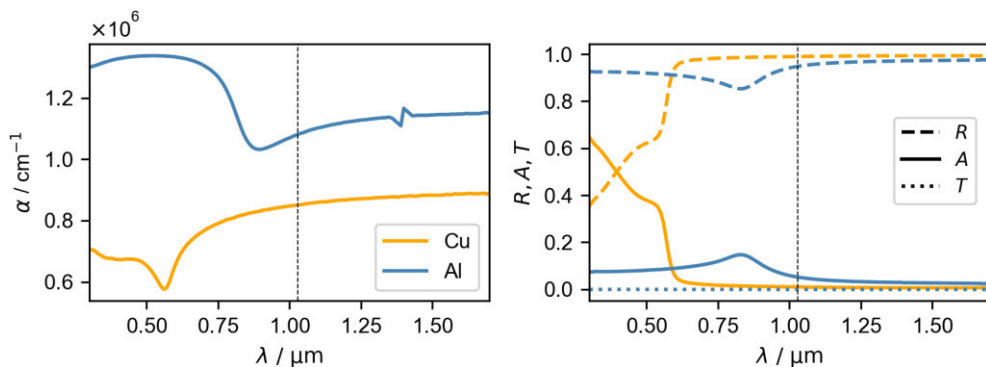


Abbildung 3-1: Spektraler Verlauf des Absorptionskoeffizienten α sowie des Reflexions-, Absorptions- und Transmissionsgrades für Kupfer und Aluminium (Rohdaten aus [72]), Dicke: 1 mm. Die schwarze gestrichelte Linie kennzeichnet die Wellenlänge der Laserstrahlung $\lambda = 1,03 \mu\text{m}$.

Die Übertragung der an der Oberfläche durch das Elektronensystem absorbierten Energie der Laserstrahlung (Oberflächenwärmequelle S) an das Phononensystem bzw. das Gitter kann durch das Zwei-Temperatur-Modell beschrieben werden [73; 74]. Das Zwei-Temperatur-Modell besteht aus zwei gekoppelten Wärmeleitungsgleichungen für das Elektronen- und das Phononensystem

$$\rho_e c_e \frac{\partial T_e}{\partial t} - \nabla(\lambda_{th,e} \nabla T) = S - \gamma(T_e - T_{ph}) \quad (4)$$

$$\rho_{ph} c_{ph} \frac{\partial T_{ph}}{\partial t} - \nabla(\lambda_{th,ph} \nabla T) = \gamma(T_e - T_{ph}) \quad (5)$$

mit den jeweiligen thermophysikalischen Parametern Dichte ρ_e bzw. ρ_{ph} , spezifische Wärmekapazität c_e bzw. c_{ph} und Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{th,e}$ bzw. $\lambda_{th,ph}$. Die Kopplung zwischen Elektronen- und Phononensystem wird durch den Elektron-Phonon-Kopplungsfaktor γ beschrieben, welcher angibt, wie schnell Energie durch Stöße von Elektronen mit Phononen zwischen beiden Systemen übertragen werden kann [75].

3.2 Schwellfluenz und Inkubationseffekte

Die Wechselwirkung ultrakurz gepulster Laserstrahlung mit einem Material kann neben einem Materialabtrag zu unterschiedlichen Modifikationen der Oberflächentopologie, u. a. zur Ausbildung von LIPSS oder anderen lasergenerierten Mikrostrukturen führen. Bei einer räumlich gaußförmigen Fluenzverteilung der Laserstrahlung

$$H(r) = H_0 \cdot e^{-2 \frac{r^2}{w_0^2}} \quad (6)$$

können die verschiedenen Wechselwirkungsbereiche häufig an lokal wirkende Fluenzbereiche geknüpft werden, wie Abbildung 3-2 veranschaulicht ist. Entsprechend können Schwellfluenzen H_{th} und Durchmesser D für bestimmte Materialmodifikationen angegeben werden. Für den Zusammenhang zwischen Durchmesser D und Schwellfluenz H_{th} gilt

$$D^2 = -2w_0^2 \cdot \ln\left(\frac{H_{th}}{H_0}\right) \quad (7)$$

mit dem Fokusradius w_0 [76]. Durch experimentelle Bestimmung der Durchmesser D für verschiedene Fluenzen H_0 können durch Approximation des funktionalen Zusammenhangs aus Gleichung (7) die entsprechende Schwellfluenz H_{th} sowie der Fokusradius w_0 ermittelt werden. Diese Methode wird in Abschnitt 5.1 dieser Arbeit zur Bestimmung der Ablations-Schwellfluenz angewendet.

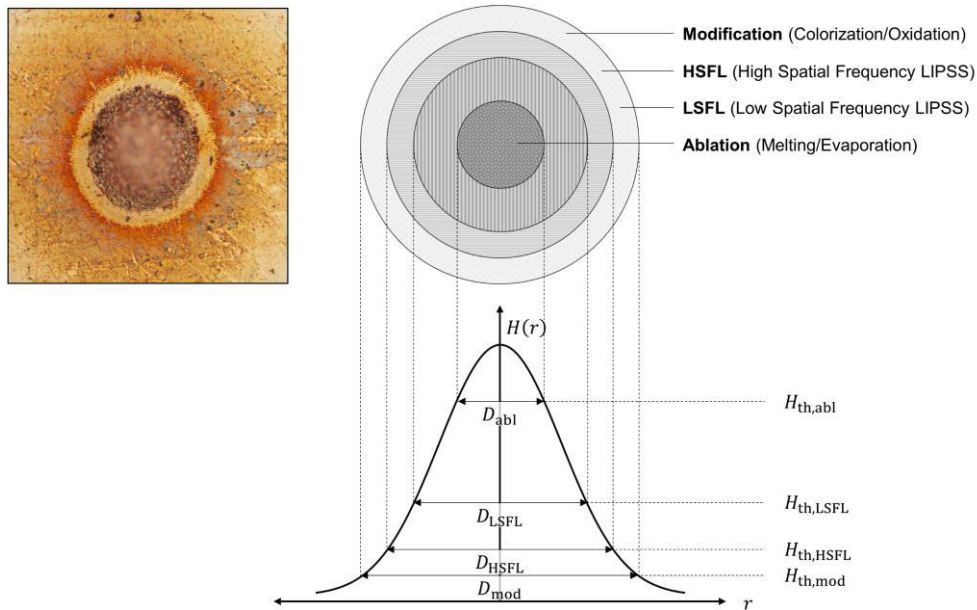


Abbildung 3-2: Schematische Darstellung unterschiedlicher fluenzabhängiger Wechselwirkungsbereiche im Zusammenhang mit den jeweiligen Durchmessern D und Schwellfluenzen H_{th} entsprechend der räumlich gaußförmigen Fluenzverteilung $H(r)$. Links: Beispiel einer realen Abtragstruktur auf Kupfer.

Bei vielen Materialien, insbesondere bei Metallen mit hohem Reflexionsgrad, ist ein Laserpuls nicht ausreichend, um einen deutlich erkennbaren Materialabtrag hervorzurufen. Durch die Anwendung mehrerer zeitlich aufeinanderfolgender Pulse kann die Wechselwirkung verstärkt bzw. die Schwellfluenz gesenkt werden. Die Abhängigkeit der Schwellfluenz von der Pulsanzahl wird als Inkubation bezeichnet. Inkubation beschreibt somit die Eigenschaft eines Materials, als Konsequenz der Bestrahlung mit mehreren Pulsen mit Fluenzen unterhalb der Schwellfluenz sein Absorptionsvermögen zu erhöhen [77]. Eine wichtige Rolle hierbei spielen Akkumulationseffekte in Form von akkumulierter Wärme oder akkumulierten Defekten. Welche Art von Akkumulationseffekten dominiert, ist stark von der Pulswiederholfrequenz und den thermophysikalischen Eigenschaften des Materials abhängig. Wärmeakkumulation ist insbesondere bei hohen Pulswiederholfrequenzen und geringer Wärmeleitfähigkeit des Materials vorherrschend. Durch die schnelle zeitliche Pulsfolge kann bis zum Auftreffen des nächsten Pulses keine vollständige Wärmeleitung in das umliegende Material erfolgen, sodass sich die Oberflächentemperatur mit jedem weiteren Puls erhöht. Die erforderliche Energie für einen Materialabtrag durch Verdampfung des Materials und somit die erforderliche Fluenz der Laserstrahlung sinkt also aufgrund der bereits im Wechselwirkungsvolumen deponierten Energie mit jedem weiteren Puls. Eine Limitierung dieses Prozesses stellt einerseits der Phasenübergang bei Erreichen der Schmelztemperatur dar, andererseits begrenzen bei sehr hohen Pulswiederholfrequenzen Abschirmungseffekte durch Plasma und Ablationswolke die Energieeinkopplung [22; 77].

Bei niedrigen Pulswiederholffrequenzen $f_p < 100$ kHz spielt Wärmeakkumulation in der Regel keine Rolle mehr. Jeder weitere Laserpuls trifft auf die „kalte“ Materialoberfläche, ruft hierbei jedoch durch die Erzeugung mikroskopischer Oberflächendefekte jedes Mal eine minimale Erhöhung des Absorptionskoeffizienten der Oberfläche hervor. Mögliche Gründe für die Erhöhung des Absorptionskoeffizienten können beispielsweise eine Oxidation [78] oder andere chemische Reaktionen an der Oberfläche [79; 80], eine Veränderung der Kristallstruktur [79; 81], eine Oberflächenvergrößerung durch Deformationen der Oberfläche selbst (mikroskopische Aufrauung) [79; 82; 83] oder die Akkumulation thermischer und mechanischer Spannungen sein [84–86].

Das Absinken der Schwellfluenz mit steigender Pulsanzahl kann quantitativ mit Hilfe des Inkubations-Modells nach Jee *et al.* [84] durch den funktionalen Zusammenhang

$$H_{th}(N_p) = H_{th,1} \cdot N_p^{S-1} \quad (8)$$

mit der Einzelpuls-Schwellfluenz $H_{th,1}$ und dem sogenannten Inkubationsfaktor $0 < S \leq 1$ beschrieben werden, wobei S ein Maß für die Akkumulation von Defekten ist. Bei $S = 1$ besteht kein Einfluss des Inkubationseffekts, sodass die Schwellfluenz konstant ist ($H_{th}(N_p) = H_{th,1}$). Ein typischer Wert für Metalle liegt bei $S = 0,8 \dots 0,9$. Ein Inkubationsfaktor $S > 1$ würde einer Vergrößerung der Schwellfluenz mit steigender Pulsanzahl entsprechen [82]. Abbildung 3-3 zeigt den theoretischen Verlauf der Schwellfluenz H_{th} sowie der akkumulierten Schwellfluenz $H_{th}(N_p) \cdot N_p$ in Abhängigkeit der Pulsanzahl für verschiedene Inkubationsfaktoren S und die Einzelpuls-Schwellfluenz $H_{th,1} = 0,2 \text{ J/cm}^2$.

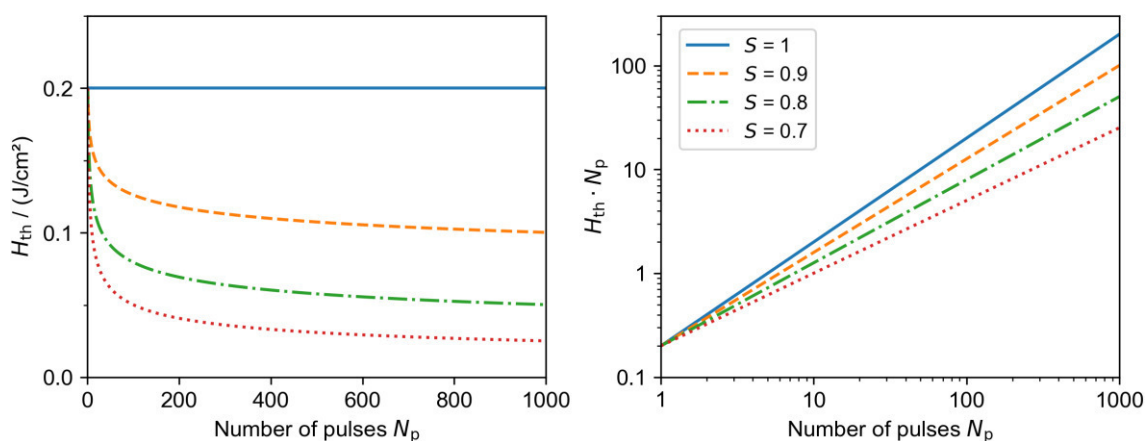


Abbildung 3-3: Abhängigkeit der Schwellfluenz H_{th} und der akkumulierten Schwellfluenz $H_{th}(N_p) \cdot N_p$ von der Pulsanzahl N_p für verschiedene Inkubationsfaktoren S bei der Einzelpuls-Schwellfluenz

$$H_{th,1} = 0,2 \text{ J/cm}^2$$

3.3 Charakterisierung lasertexturierter Oberflächen

3.3.1 Oberflächenrauheit

Zur Charakterisierung der Oberflächenrauheit wurden mit der Normenreihe EN ISO 25178 verschiedene 3D-Rauheitskenngrößen eingeführt [87]. Im Unterschied zu den 2D-Rauheitswerten, welche auf Basis eines 2D-Profileschnitts ermittelt werden, resultieren die 3D-Rauheitskennwerte direkt aus der flächenhaften Auswertung von 3D-Messdaten. Zur Messwerterfassung kommen vorwiegend optische Messverfahren (konfokale 3D-Laserscanningmikroskopie, Weißlichtinterferometrie) zum Einsatz, seltener taktile Messverfahren. Nach der Filterung der Daten zur Entfernung von Messgeräterauschen und Welligkeit der Oberfläche können verschiedene Kenngrößen zur Topologiecharakterisierung berechnet werden. Hierbei wird in Amplitudenkenngrößen, räumliche und hybride sowie weitere funktions- und strukturorientierte Kenngrößen unterschieden [88].

Die Amplitudenkenngrößen der Flächenrauheit orientieren sich weitestgehend an den Amplitudenkenngrößen der 2D-Profileschnittauswertung R_a , R_q und R_z . Die mittlere arithmetische Höhe S_a beschreibt den Betrag des Höhenunterschieds eines jeden Punktes zum arithmetischen Mittel der Oberfläche

$$S_a = \frac{1}{A} \iint_A |Z(x, y)| dx dy . \quad (9)$$

Die Standardabweichung der Höhenwerte der Oberfläche wird durch die mittlere quadratische Höhe S_q mit

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{A} \iint_A |Z^2(x, y)| dx dy} \quad (10)$$

beschrieben. Bei der maximalen Höhe S_z besteht im Vergleich zur mittleren Rautiefe R_z das Problem einer sinnvollen Auswahl von Einzelmessstrecken, welche bei der Bestimmung von R_z eine größere statistische Sicherheit für den Kennwert der Gesamtstrecke gewährleisten. Im Normenentwurf ist

$$S_z = |Z_{\max} - Z_{\min}| \quad (11)$$

daher zunächst als maximale Höhendifferenz zwischen der Tiefe des tiefsten Tals und der Höhe der höchsten Spitze im gesamten Messbereich festgelegt. Um trotzdem einen vergleichbaren Oberflächenrauheitskennwert mit höherer statistischer Sicherheit zu erhalten, wird in dieser Arbeit zusätzlich der modifizierte Rauheitskennwert S_z^* definiert, welcher ähnlich wie R_z aus dem Mittelwert der maximalen Höhendifferenzen mehrere

Teilflächen berechnet wird. Für die Messauflösung von 2048 x 1536 px werden hierfür $n = 12$ Teilflächen der Größe 512 x 512 px verwendet, sodass

$$S_z^* = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n S_{z,i} \quad (12)$$

gilt. Da stets die Vorzeichen der jeweiligen Höhenwerte wegfallen, sind die Amplitudenkenngrößen allein nicht zur Bewertung des Funktionsverhaltens einer Oberfläche geeignet. [89; 90]

Räumliche Kenngrößen der Oberflächenrauheit können Strukturmuster der Oberfläche beschreiben, indem die Autokorrelationsfunktion genutzt wird. Mit Hilfe der Autokorrelationsfunktion lässt sich die Ähnlichkeit der Oberfläche zu sich selbst untersuchen und somit bestimmte Vorzugsrichtungen erkennen. Mit der Autokorrelationslänge S_{al} und dem Textur-Aspekt-Verhältnis S_{tr} lässt sich feststellen, wie stark die Vorzugsrichtung ausgeprägt ist und ob die Oberfläche eher isotrop oder anisotrop beschaffen ist [88].

Durch Kombination der Amplitudenkenngrößen mit den räumlichen Informationen kann man sogenannte hybride Rauheitskennwerte erhalten. Mit Hilfe des Differentialoperators wird zusätzlich die für die Kenngrößen S_{dq} und S_{dr} benötigte Steigung bestimmt. Mit S_{dq} als mittlere quadratische Steigung kann beispielsweise das optische Verhalten der Oberfläche beurteilt werden. S_{dr} entspricht dem Verhältnis der wahren Oberfläche zur Messfläche und ist damit ein etwas komplexeres Maß für die Rauheit der Oberfläche. Je größer die Rauheit, desto größer ist das Verhältnis der wahren Oberfläche zur Messfläche. [88]

3.3.2 Fraktale Kennzahlen

Eine weitere Möglichkeit der Charakterisierung von Oberflächentexturen besteht in der Beschreibung mittels Kenngrößen der fraktalen Geometrie. Die fraktale Geometrie wurde maßgeblich durch den französisch-US-amerikanischen Mathematiker Benoît B. Mandelbrot geprägt und beschäftigt sich mit der Beschreibung irregulärer, nicht euklidischer, nicht differenzierbarer Objekte der Natur [91]. Ein Fraktal bezeichnet bestimmte natürliche oder künstliche Gebilde bzw. geometrische Muster, welche einen hohen Grad an Selbstähnlichkeit bzw. sogenannter Skaleninvarianz aufweisen. Ein ideales fraktales Objekt reproduziert sich somit auf verschiedenen Skalierungsebenen selbst, wie in den untenstehenden Beispielen des Pythagoras-Baumes (Abbildung 3-4 links) und des Sierpinski-Dreiecks (Abbildung 3-4 Mitte) erkennbar ist. Reale fraktale Objekte der Natur sind z. B. in der Struktur des Romanesco, bei Farnen oder in Eiskristallen zu finden.

Weniger strenge, aber statistische Selbstähnlichkeit, tritt beispielweise bei Bäumen, Bergen, Küstenlinien, Flusssystemen oder Blutgefäßen auf.

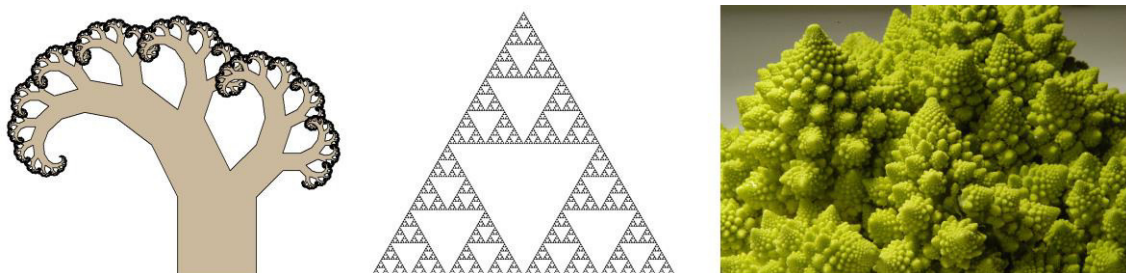


Abbildung 3-4: Beispiele für fraktale geometrische Objekte (links: Pythagoras-Baum, Mitte: Sierpinski-Dreieck in der 7. Iterationsstufe) [92] und Fraktale aus der Natur (rechts: Romanesco)

Zur quantitativen Beschreibung von Fraktalen erweiterte Mandelbrot den allgemeinen Dimensionsbegriff von eindimensionalen Linien, zweidimensionalen Flächen und dreidimensionalen Körpern auf die sogenannte fraktale Dimension, welche keine ganze Zahl sein muss [91]. Eine allgemein anerkannte Definition der fraktalen Dimension ist die Hausdorff-Dimension. Da diese jedoch experimentell und numerisch schwer zu ermitteln ist, werden oft andere Definitionen, wie beispielsweise die Boxcounting-Dimension [93], verwendet. Mit Hilfe der Boxcounting-Dimension als gute Näherung der fraktalen Dimension lassen sich neben Kurvenzügen auch Oberflächentopologien beschreiben. Das Vorgehen bei der Ermittlung der fraktalen Dimension mittels Boxcounting ist in Abbildung 3-5 am Beispiel der Grenzverläufe der Länder Deutschland und Norwegen dargestellt.

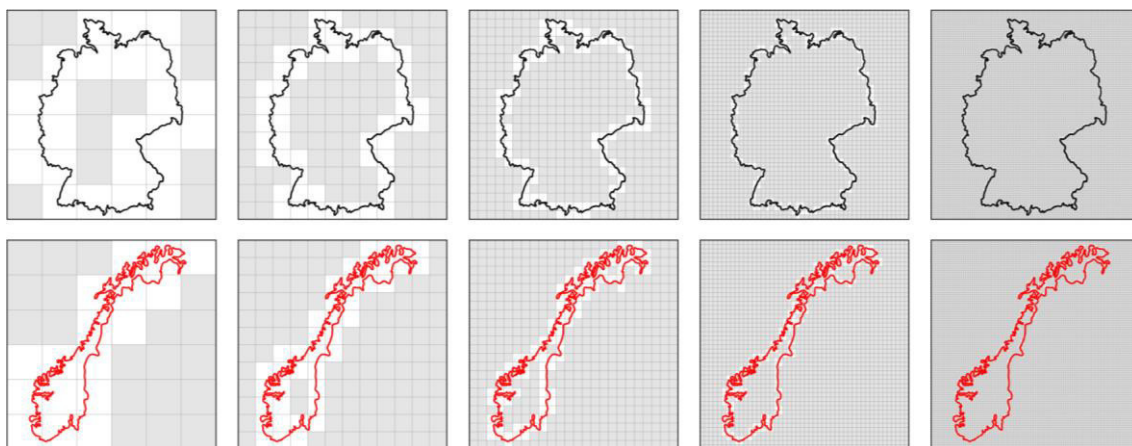


Abbildung 3-5: Zweidimensionales Boxcounting auf verschiedenen Skalierungsebenen am Beispiel des Grenzverlaufes von Deutschland und Norwegen. Zur Bestimmung der Boxcounting-Dimension werden auf jeder Skalierungsebene die weiß dargestellten Boxen gezählt, welche die Kontur schneiden.

Durch Einteilung der Ebene, in der der Kurvenzug liegt, in ein Boxraster mit der Gitterkonstante r kann durch Zählen die Anzahl der Boxen ermittelt werden, welche auf dem Kurvenzug liegen. Wird nun die Boxgröße skaliert (z. B. halbiert), so ändert sich auch die Anzahl der auf dem Kurvenzug liegenden Boxen. Der Verlauf der Anzahl der gezählten Boxen N in Abhängigkeit des Skalierungsfaktors $s = r_{\max}/r$ kann durch eine Exponentialfunktion

$$N(s) = a \cdot s^{D_F} \quad (13)$$

mit der fraktalen Dimension D_F als Exponent approximiert werden (Mandelbrot, 1983). Die fraktale Dimension realer Objekte kann sich auf unterschiedlichen Skalierungsebenen ändern und vom theoretischen Verlauf der Exponentialfunktion abweichen. In diesem Fall wird von einer mittleren fraktalen Dimension gesprochen. Eine konstante fraktale Dimension ist nur bei vollständiger Skaleninvarianz gegeben. Abbildung 3-6 zeigt den Verlauf der gezählten Boxen $N(s)$ in Abhängigkeit des Skalierungsfaktors s für die Grenzverläufe der Länder Deutschland und Norwegen in doppellogarithmischer Darstellung.

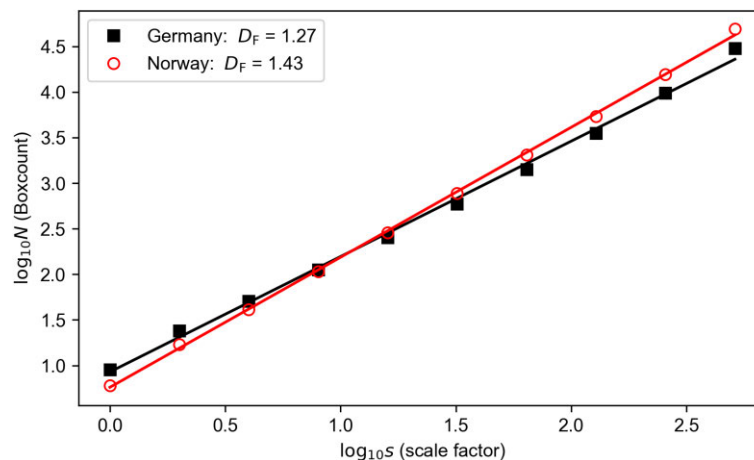


Abbildung 3-6: Verlauf der gezählten Boxen $N(s)$ in Abhängigkeit des Skalierungsfaktors s am Beispiel der Landesgrenzen von Deutschland (schwarz) und Norwegen (rot). Der Anstieg der Geraden in doppellogarithmischer Darstellung entspricht der fraktalen Dimension D_F .

Die fraktale Dimension beschreibt somit, wie sich die Anzahl der gezählten Boxen auf verschiedenen Skalierungsebenen verändert. Eine gerade Linie bewirkt bei Halbierung der Boxgröße eine Verdopplung der Anzahl der gezählten Boxen und somit eine fraktale Dimension von 1. Bei einem ausgefüllten Quadrat vervierfacht sich die Anzahl der gezählten Boxen bei Halbierung der Boxgröße, was in einer fraktalen Dimension von 2 resultiert. Das Beispiel des deutschen Grenzverlaufes führt durch Boxcounting zu einer

fraktalen Dimension $D_F = 1,27$. Der durch zahlreiche Fjorde stärker zerklüftete Küstenverlauf Norwegens hingegen weist mit $D_F = 1,43$ eine größere fraktale Dimension auf. An diesem Beispiel wird deutlich, dass die fraktale Dimension als Maß für die Rauheit bzw. Zerklüftung einer Kontur bzw. einer Oberflächentopologie betrachtet werden kann und somit auch zur Charakterisierung lasergenerierter Oberflächentexturen verwendet werden kann. Detaillierte Erklärungen zur Anwendung des Boxcountings auf dreidimensionale Oberflächentopologien folgen in Abschnitt 4.4.

Neben der fraktalen Dimension stellt die sogenannte Lakunarität λ eine weitere Kennzahl zur Beschreibung fraktaler Objekte dar. Da unterschiedliche Fraktale die gleiche fraktale Dimension und trotzdem unterschiedliche Formen besitzen können, führte Mandelbrot die Lakunarität (von lat. *Lacuna*: *Lücke*) ein, um die Lückenhaftigkeit bzw. die räumliche Heterogenität eines Objektes eindeutiger beschreiben zu können [91]. Eine geringe Lakunarität kennzeichnet hierbei fein strukturierte, räumlich homogene Texturen. Auch die Lakunarität kann mit Hilfe des Boxcounting ermittelt werden. Während für die Ermittlung der fraktalen Dimension die Anzahl der Boxen für eine Boxgröße gezählt werden, welche mindestens einen Punkt der Kurven bzw. Oberfläche enthalten, spielt für die Lakunarität die genaue Anzahl der pro Box enthaltenen Kurven- bzw. Oberflächenpunkte (im Folgenden als Vordergrundpixel k bezeichnet) eine wichtige Rolle. Die Lakunarität λ_r für eine bestimmte Boxgröße r ergibt sich schließlich aus dem Verhältnis der Standardabweichung $\sigma_k(r)$ der gezählten Vordergrundpixel aller Boxen zum arithmetischen Mittelwert $\bar{k}(r)$ der gezählten Vordergrundpixel aller Boxen zum Quadrat gemäß [94] zu

$$\lambda_r = \left(\frac{\sigma_k(r)}{\bar{k}(r)} \right)^2. \quad (14)$$

Eine anschauliche Erklärung zur Berechnung der Lakunarität für dreidimensionale Oberflächentopologien bei einem bestimmten Skalierungsfaktor wird in Abschnitt 4.4 gegeben.

3.3.3 *k*-Means-Klassifizierung

Die in den vorangegangenen beiden Abschnitten erläuterten Kennzahlen der Oberflächenrauheit und der fraktalen Geometrie der lasergenerierten Oberflächentexturen sollen in dieser Arbeit die Grundlage für eine Klassifizierung unterschiedlicher Oberflächentexturen bilden. Die vielfältigen Entwicklungen auf dem Gebiet des maschinellen Lernens haben in den letzten Jahrzehnten eine Vielzahl von Algorithmen zur Klassifizierung und Clusterbildung großer Datenmengen hervorgebracht. Einen Überblick über häufig verwendete Algorithmen gibt Abbildung 3-7. Anhand verschiedener beispielhafter

zweidimensionaler Datensätze sind die Ergebnisse der Clustering-Algorithmen anschaulich dargestellt. Zunächst soll diese Übersicht nur dazu dienen, ein Gefühl für die Arbeitsweise unterschiedlicher Algorithmen mit unterschiedlicher Komplexität geben.

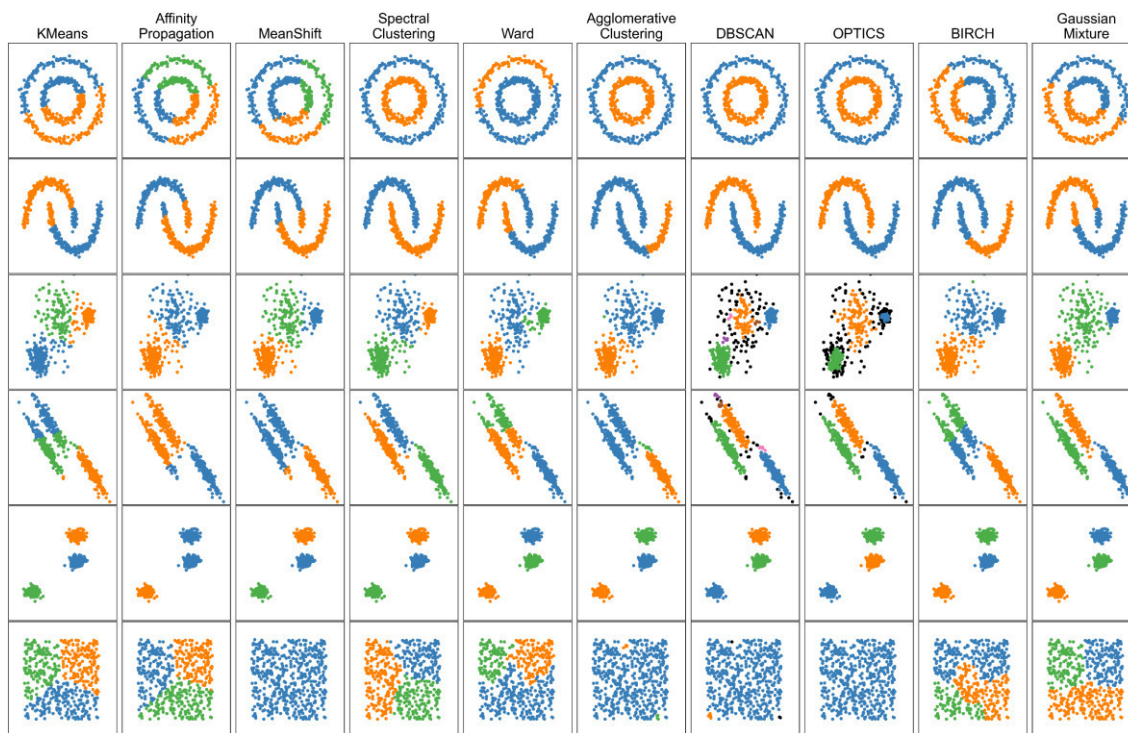


Abbildung 3-7: Übersicht und Vergleich verschiedener Clustering-Algorithmen anhand beispielhafter zweidimensionaler Datensätze [95]

Ein auch in der Bildverarbeitung häufig eingesetzter Klassifizierungsalgorithmus, welcher sich durch seine Einfachheit auszeichnet, ist der k -Means-Algorithmus, welcher auch in Abbildung 3-7 (erste Spalte) enthalten ist. Der k -Means-Algorithmus kann schnell Clusterzentren in einer Menge ähnlicher Objekte finden und bevorzugt dabei Gruppen mit geringer Varianz und ähnlicher Größe [96; 97]. Der Algorithmus benötigt als Eingabeparameter lediglich die zu findende Clusteranzahl k und arbeitet anschließend in drei Schritten. In Schritt 1 erfolgt die Initialisierung durch zufällige Wahl von k Clustermittelpunkten. In Schritt 2 wird die Zuordnung aller Datenobjekte des Datensatzes durchgeführt. Die Zuordnung erfolgt für jedes Datenobjekt gemäß der geringsten euklidischen Distanz

$$d = \sqrt{X_1^2 + X_2^2 + \dots + X_n^2} \quad (15)$$

zu den verschiedenen Clustermittelpunkten, wobei n die Dimension des Datensatz ist. Für die Datensätze in Abbildung 3-7 gilt $n = 2$ (Punktkoordinaten in x - und y -Richtung). In Schritt 3 werden die Mittelpunkte der Cluster neu berechnet. Die Schritte 2 und 3

werden nun solange wiederholt, bis sich die Clustermittelpunkte nicht mehr ändern oder ein anderes Konvergenzkriterium, wie z. B. eine bestimmte Anzahl an Iterationen, erreicht ist [97].

Wie bereits erwähnt, ist der k -Means-Algorithmus nicht auf zwei oder drei Dimensionen beschränkt, da die euklidische Distanz gemäß Gleichung (15) in jedem beliebigen n -dimensionalen Parameterraum berechnet werden kann. Somit eignet sich der k -Means-Algorithmus auch für die größere Anzahl an Parametern, welche bei der Klassifizierung der lasertexturierten Oberflächen in dieser Arbeit zur Verfügung stehen.

4 Material und Methoden

4.1 Probenmaterial

Im Rahmen dieser Arbeit sollen Oberflächentexturierungen auf den Metallen Kupfer und Aluminium durchgeführt werden. Zum Einsatz hierfür kommen jeweils Proben aus Vollmaterial mit Abmessungen von 20 x 20 mm und einer Dicke von 1,0 mm (Kupfer) sowie zylinderförmige Proben mit einem Durchmesser von 35 mm und einer Dicke von ca. 12 mm (Aluminium). Bei den Kupfer-Proben handelt es sich um OFC- (oxygen-free copper) und somit hochreines Kupfer mit einem Sauerstoffanteil $\leq 0,001$ %. Die Zusammensetzung der Aluminium-Legierung ist mit EN AW-5754 bzw. AlMg3 spezifiziert, welche sich insbesondere durch sehr gute Korrosionsbeständigkeit auszeichnet [98]. Die chemische Zusammensetzung der Legierung ist Tabelle 4-1 zu entnehmen.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Aluminium-Legierung EN AW-5754 (AlMg3), Massenanteile in % [98]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Mn+Cr	Al
$\leq 0,40$	$\leq 0,40$	$\leq 0,10$	$\leq 0,50$	2,6 - 3,6	$\leq 0,30$	$\leq 0,20$	$\leq 0,15$	0,10 - 0,6	Rest

Die Oberflächengüte der Proben kann mit den Oberflächenrauheits-Kennzahlen S_z , S_a und S_q beschrieben werden (Definition siehe Abschnitt 4.4). Die Kupfer-Proben liegen bereits in einem polierten Zustand mit Messwerten von $S_z = 1,3 \mu\text{m}$, $S_a = 0,17 \mu\text{m}$ und $S_q = 0,19 \mu\text{m}$ vor. Die Aluminium-Proben wurden zunächst im Labor präpariert. Hierzu wurden nach dem Trennen mehrere Schleif- und Polierschritte durchgeführt, welche in Anlage 1 im Detail aufgeführt sind.

Rauheitsmessungen ergeben für die Al-Proben $S_z = 7,7 \mu\text{m}$, $S_a = 0,07 \mu\text{m}$ und $S_q = 0,15 \mu\text{m}$. Die maximale Höhe S_z ist bei den Al-Proben deutlich größer. Die Ursache hierfür ist in Aufnahmen der Oberfläche unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) in Abbildung 4-1 zu erkennen. Auf den Oberflächen der Al-Proben sind zahlreiche mikroskopische Krater mit Abmessungen im Bereich einiger Mikrometer sowie lange geradlinige oberflächliche Kratzer vorhanden, welche teilweise auch mit bloßem Auge sichtbar sind. Die Oberflächen der Cu-Proben weisen hingegen sehr wenige bis keine solcher Defekte auf. Die Oberflächendefekte auf den Al-Proben sind durch den Schleif- und Polierprozess entstanden, konnten jedoch aufgrund der hohen Duktilität von Aluminium mit den zur Verfügung stehenden Mitteln nicht beseitigt werden. Da in der industriellen Anwendung der Oberflächentexturierung von Aluminium in der Regel selten von optisch

polierten Oberflächen auszugehen ist, wird die Oberflächengüte für die Zielstellung der Untersuchungen in dieser Arbeit als ausreichend bewertet. Der Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit der Proben vor der Bearbeitung ist jedoch in die Diskussion der resultierenden Oberflächentexturen in Kapitel 5 dieser Arbeit einzubeziehen.

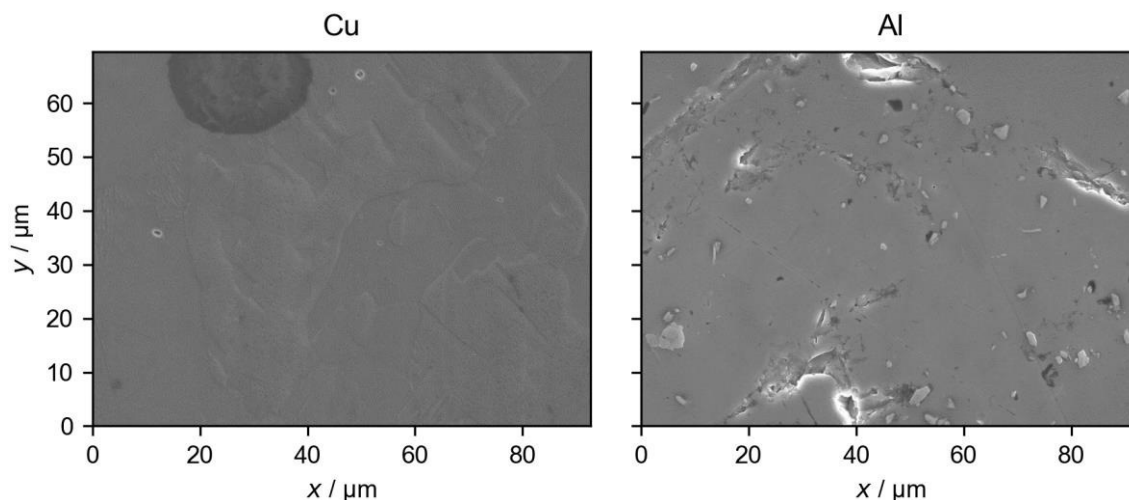


Abbildung 4-1: REM-Aufnahmen der Oberflächen von Kupfer (links) und Aluminium (rechts) im finalen Zustand vor der Bearbeitung

Für die Bearbeitung von Kupfer und Aluminium mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung sind weiterhin einige thermophysikalische Parameter von Bedeutung. Die in Abschnitt 3.1 im Zusammenhang mit dem Zwei-Temperatur-Modell beschriebenen thermophysikalischen Parameter des Phononensystems (makroskopische Größen) sind für die Laserstrahlung-Materie-Wechselwirkung sowie die Wärmeleitung innerhalb des Phononensystems bzw. Gitters von großer Bedeutung und werden daher für die Metalle Kupfer und Aluminium in Tabelle 4-2 vergleichend aufgeführt [99–101]. Zusätzlich wurde die Temperaturleitfähigkeit $\alpha = \lambda / (\rho \cdot c)$ berechnet, welche für den vereinfachten Fall der Wärmeleitungsgleichung mit konstanten temperaturunabhängigen thermophysikalischen Parametern verwendet werden kann.

Tabelle 4-2: Thermophysikalische Parameter von Kupfer und Aluminium [99]

Material	Einheit	Cu	Al
Dichte ρ	kg/m ³	8,94	2,70
spezifische Wärmekapazität c	J/(kg·K)	385	900
Wärmeleitfähigkeit λ_{th}	W/(m·K)	391	127
Temperaturleitfähigkeit α	m ² /s	0,114	0,052
Elektron-Phonon-Kopplungsfaktor γ	10 ¹⁷ W/(m ³ ·K)	1,0 [100]	2,45 [101]

4.2 Versuchsaufbau

4.2.1 Laserstrahlquelle

Für die Versuche in dieser Arbeit kommt ein Ultrakurzpuls-Lasersystem (FX-200, Edge-wave GmbH) mit einer Pulsdauer $\tau_H = 600$ fs zum Einsatz. Das System basiert auf der InnoSlab-Technologie und besteht aus einem Seed-Oszillator, einem Pulspicker (AOM), einem Verstärker und einem Modulator (EOM).

Die Seed-Laserstrahlung mit einer Pulswiederholfrequenz von $f_S = 50$ MHz wird in einem diodengepumpten und passiv modengekoppelten Oszillator mit slabförmigem Laserkristall erzeugt. Mit Hilfe des Pulspickers, welcher als akustooptischer Modulator ausgeführt ist, werden die zu verstärkenden Pulse aus der konstanten Pulsfolge der Seed-Laserstrahlung ausgewählt. Hierbei sind zwei verschiedene Betriebsmodi des Pulspickers möglich. Im „Divided Frequency Mode“ fungiert der Pulspicker als ganzzahliger Frequenzteiler der Seedfrequenz. Die resultierende Burstfrequenz kann dabei minimal $f_B = 2$ MHz betragen. Außerdem ist die Anzahl der Pulse pro Burst $PPB \leq f_S/f_B$ einstellbar. Im „Free Trigger Mode“ wird der Pulspicker durch ein internes oder externes Triggersignal gesteuert. Auf jede steigende Flanke des Triggersignals selektiert der Pulspicker den nächstmöglichen Puls aus der Pulsfolge der Seed-Laserstrahlung mit einer maximalen zeitlichen Verzögerung $\Delta t = 1/f_S = 20$ ns. Als externes Triggersignal kann beispielsweise das Frequenzsignal der RTC-Steuerkarte eines Galvanometerscanners verwendet werden, um per „Pulse on demand“ positionssynchron die erforderliche Pulsanzahl für einen Markiervektor anzufordern. Das externe Triggersignal kann hierbei beliebige Frequenzen $f \leq 2$ MHz haben.

Die Pulssequenz nach dem Pulspicker durchläuft anschließend mehrfach das linienförmige Yb:YAG-Verstärkermedium, welches von Laserdioden mit einer hohen Effizienz von > 95 % gepumpt wird. In Abhängigkeit der Pulswiederholfrequenz erfolgt eine Verstärkung der Pulsenergie auf bis zu $30 \mu\text{J}$. Die nach dem Verstärker tatsächlich emittierte Laserstrahlung wird durch ein Gate-Signal an einem elektrooptischen Modulator gesteuert. Im „Divided Frequency Mode“ kann beispielsweise das LaserOn-Signal eines Polygonscanners als Gate-Signal dienen. Die Pulssequenz des Pulspickers wird dann auf den entsprechenden Markierstrecken des Polygonscanners freigegeben. Durch Anlegen einer Analogspannung $U = 0 \dots 5$ V ist außerdem die externe Regulierung der Laserleistung möglich. Weitere technische Spezifikationen des Lasersystems sind in Tabelle 4-3 aufgeführt.

Tabelle 4-3: Technische Spezifikationen der verwendeten Laserstrahlquelle FX-200, Edgewave GmbH

Mittlere Wellenlänge λ	1030 nm
Pulldauer τ_H	600 fs
Repetitionsrate f_p	2 ... 50 MHz
Mittlere Leistung P_{av}	80 W
Pulsenergie Q_p	$\leq 30 \mu\text{J}$
Räumlicher Mode	TEM ₀₀
Beugungsmaßzahl M^2	1,4
Polarisation zu Tand	Linear, > 100:1

4.2.2 Optisches Setup

Zur Fokussierung der Laserstrahlung kommen zwei verschiedene Optiken zum Einsatz, um unterschiedliche Fokusbereiche erzielen zu können. Bei beiden Optiken handelt es sich um telezentrische F-Theta-Quarzglas-Optiken, die Brennweiten betragen $f = 255 \text{ mm}$ (JENar™ High Power Lens 1030-1080, JENOPTIK Optical Systems GmbH) und $f = 167 \text{ mm}$ (LINOS F-Theta-Ronar Lens 1030-1080nm, Qioptiq Photonics GmbH & Co. KG). Für beide Fokussieroptiken ist die exakte Kenntnis des Fokusbereichs $2w_0$ unbedingt erforderlich, um zuverlässige Werte der auf dem Material wirkenden Pulsspitzenfluenz

$$H_0 = \frac{2 \cdot Q_p}{\pi \cdot w_0^2} \quad (16)$$

berechnen zu können. Für die Optik $f = 255 \text{ mm}$ wurde daher eine detaillierte Strahlanalyse mit Hilfe des Strahlanalysegeräts MicroSpotMonitor MSM (Primes GmbH) durchgeführt, welches eine Vermessung und Analyse der räumlichen Intensitätsverteilung in verschiedenen z -Positionen im Bereich um die Fokusebene ermöglicht. Aus der gemessenen rotationssymmetrischen Intensitätsverteilung $I(r, z)$ kann über die 2. Momente-Methode mit

$$\sigma^2(z) = \frac{\iint_{-\infty}^{\infty} r^2 \cdot I(r, z) \, dr d\varphi}{\iint_{-\infty}^{\infty} I(r, z) \, dr d\varphi} \quad (17)$$

auf den Strahlradius

$$w_\sigma(z) = \sqrt{2} \sigma(z) \quad (18)$$

geschlossen werden [102]. Die Intensitätsverteilung in der Fokusebene $z = 0$ sowie der Verlauf der Strahlkaustik in einem Bereich $-2z_R \leq z \leq 2z_R$ für die Optik mit $f = 255$ mm sind in Abbildung 4-2 dargestellt.

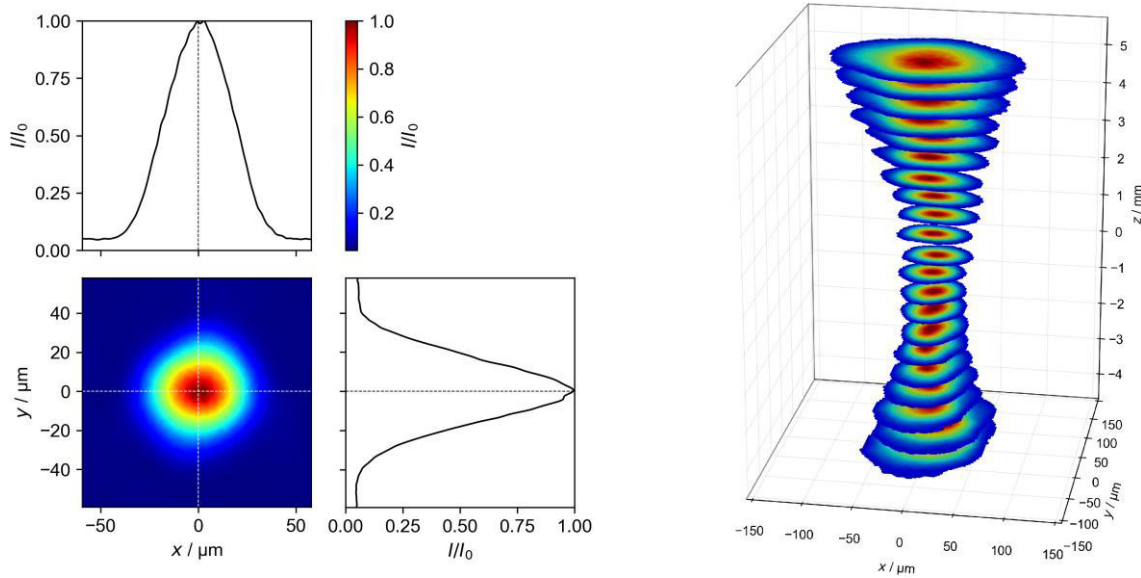


Abbildung 4-2: Strahlprofil in der Fokusebene $z = 0$ (links) und 3-dimensionale Strahlkaustik im Bereich -5 mm $\leq z \leq 5$ mm (rechts). Laserparameter: $\lambda = 1030$ nm, $f = 255$ mm, $f_p = 2$ MHz, $P_{av} = 1,6$ W

Die Messung bestätigt die annähernd gaußförmige Intensitätsverteilung im Fokus mit einem Fokusradius $w_{\sigma 0} = 30,7$ μm für die Optik $f = 255$ mm. In der Strahlkaustik ist ein Astigmatismus erkennbar, sodass die Fokuspositionen in x - und y -Richtung nicht in der gleichen z -Ebene liegen. Durch die unterschiedlichen Fernfelddivergenzwinkel $\theta_{\sigma x}$ und $\theta_{\sigma y}$ geht die Intensitätsverteilung außerhalb der Fokusebene in eine elliptische Intensitätsverteilung über. Aus den Messdaten können durch Approximation eines Gaußstrahls über

$$w(z) = w_{\sigma 0} \cdot \sqrt{1 + \left(\frac{z}{z_R}\right)^2} = w_{\sigma 0} \cdot \sqrt{1 + \left(z \cdot \frac{M^2 \cdot \lambda}{\pi \cdot w_{\sigma 0}^2}\right)^2} \quad (19)$$

und für die Näherung eines Parallelstrahls vor der Optik

$$w_{\sigma 0} = M^2 \cdot \frac{\lambda \cdot f}{\pi \cdot w_L} \quad (20)$$

die Beugungsmaßzahl M^2 , das Strahlparameterprodukt SPP , die Rayleighlänge z_R sowie der Rohstrahldurchmesser $2w_L$ gemäß Tabelle 4-4 ermittelt werden.

Tabelle 4-4: Strahlparameter für F-Theta-Optik $f = 255$ mm ($\lambda = 1030$ nm, $f_p = 2$ MHz, $P_{av} = 1,6$ W)

Beugungsmaßzahl M^2	1,4
Strahlparameterprodukt SPP	0,454
Rayleighlänge z_R	2,08 mm
Rohstrahldurchmesser $2w_L$	7,54 mm

Mit den Strahlparametern aus Tabelle 4-4 kann über Gleichung (20) auch für die Optik $f = 167$ mm der Fokusradius $w_{\sigma 0} = \mathbf{20,3 \mu m}$ berechnet werden.

Zur Einstellung der Polarisationsrichtung der linear polarisierten Laserstrahlung befindet sich im Strahlengang außerdem eine $\lambda/2$ -Platte. Die Polarisationsrichtung wird für die Versuche in dieser Arbeit nicht variiert und ist in der Bearbeitungsebene vertikal entlang der y -Richtung orientiert.

4.2.3 Bewegungseinrichtungen

In der Laseranlage, an welcher die Untersuchungen für diese Arbeit durchgeführt werden, sind verschiedene Bewegungssysteme integriert. Die Positionierung der Probe in x - und y -Richtung erfolgt durch zwei Lineartische des Herstellers Steinmeyer Mechatronik GmbH, die Einstellung der Fokusslage in z -Richtung wird durch eine Linearachse des Typs PRO190SL (Aerotech, Inc.) mit einem Verfahrensweg von 300 mm realisiert. Für die Versuche in dieser Arbeit wird das Achssystem ausschließlich zur Positionierung der Probe genutzt und nicht während der Bearbeitung bewegt.

Zur Ablenkung der Laserstrahlung bei der Bearbeitung stehen zwei verschiedene Scansysteme zur Verfügung. Für den Großteil der Untersuchungen in dieser Arbeit kommt ein hochdynamischer Galvanometerscanner (intelliSCAN_{se} 30, Scanlab GmbH) mit einer Eingangsapertur von 30 mm zum Einsatz (siehe Abbildung 4-3 links). In Kombination mit der Optik $f = 255$ mm erreicht der Scanner eine maximale Markiergeschwindigkeit $v_{\text{mark}} = 18$ m/s bei einer Scanfeldgröße von 114×114 mm², mit der Optik $f = 167$ mm ist eine Markiergeschwindigkeit $v_{\text{mark}} = 11$ m/s und ein Scanfeld von 85×85 mm² möglich. Der Galvanometerscanner kommt insbesondere bei langsameren Geschwindigkeiten und für maximale Pulswiederholraten $f_p = 2$ MHz zum Einsatz.

Für höhere Markiergeschwindigkeiten kommt ein Polygonscanner (vgl. Polygonscannersysteme der Firma MOEWE Optical Solutions GmbH) zum Einsatz. Die rasterorientierte Funktionsweise des Polygonscanners ermöglicht Ablenkgeschwindigkeiten von über

1000 m/s entlang der Fast-Axis des Polygonrades. Die Slow-Axis und somit die zweidimensionale Bearbeitung wird durch einen zusätzlichen Galvanometerspiegel realisiert, welcher direkt im Gehäuse des Polygonscanners integriert ist. Der Aufbau des Polygonscanners ist in Abbildung 4-3 rechts dargestellt. Die nutzbare Facettenlänge des Polygonrades („duty cycle“) ist durch die Eingangsapertur der Fokussieroptik begrenzt und beträgt bei dem genutzten Polygonscanner max. 60 % bei voller Ausnutzung des Scanfeldes [103]. Die enormen Geschwindigkeitsvorteile des Polygonscanners können daher nur bei nahezu vollständiger Ausnutzung des Scanfeldes zum Tragen kommen. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit wird der Polygonscanner bei Pulswiederholraten $f_p \geq 2$ MHz eingesetzt und wenn Markiergeschwindigkeiten $v_{\text{mark}} \geq 20$ m/s erforderlich sind. Die Markiergeschwindigkeit $v_{\text{mark}} \geq 20$ m/s stellt hierbei die minimal mögliche Ablenkgeschwindigkeit dar, mit welcher die Drehzahlstabilität des Polygonrades für eine exakte Positionsgenauigkeit noch gewährleistet werden kann.

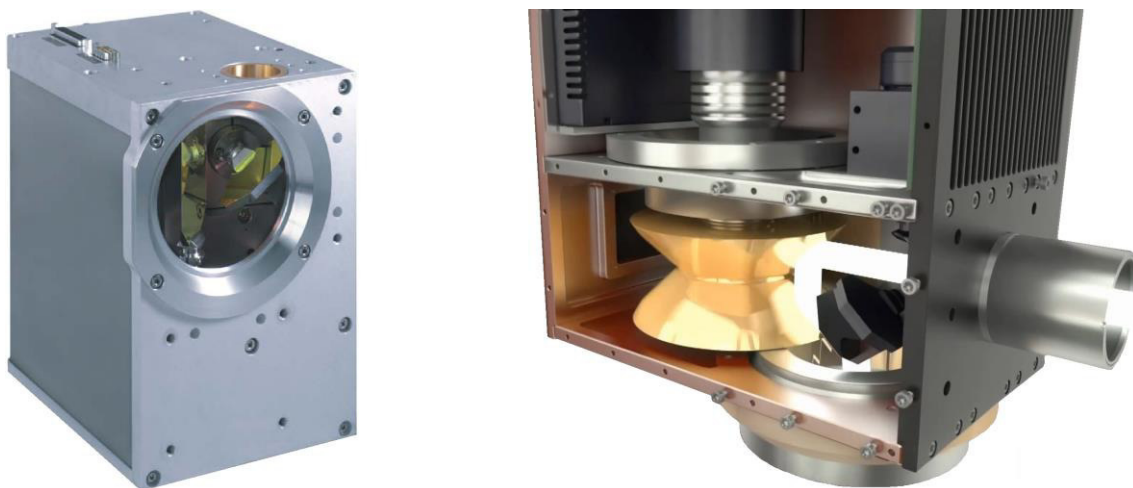


Abbildung 4-3: Links: Galvanometerscanner intelliSCAN_{se} 30 (© Scanlab GmbH), rechts: Polygonscanner mit Polygonrad mit Doppelreflexion, Galvanometerspiegel und F-Theta-Fokussieroptik (© MOEWE Optical Solutions GmbH)

4.3 Bearbeitungsstrategien für die Flächenbearbeitung

Die Strukturierung bzw. Texturierung einer Substratoberfläche mittels Laserstrahlung basiert in der Regel auf scannenden Verfahren, beispielweise mit den im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Scansystemen. Um eine Bearbeitung der gesamten Oberfläche zu erreichen, wird diese in ein Linienraster mit einem Linienabstand d_L unterteilt. Mit Hilfe des Scanners wird die Laserstrahlung entlang dieses Linienrasters mit

einer konstanten Markiergeschwindigkeit v_{mark} abgelenkt. Kommt, wie bei den Untersuchungen in dieser Arbeit, gepulste Laserstrahlung mit der Pulswiederholfrequenz f_p zum Einsatz, so resultiert hieraus der Pulsabstand

$$d_p = \frac{v_{\text{mark}}}{f_p} \quad (21)$$

zwischen aufeinanderfolgenden Pulsen innerhalb einer Linie.

4.3.1 Linienscanstrategie

In Abhängigkeit des Verhältnisses zwischen Linien- und Pulsabstand werden in dieser Arbeit zwei verschiedene Scanstrategien unterschieden. Beträgt das Verhältnis $d_L : d_p > 10$, ist also der Linienabstand mindestens zehnmals so groß wie der Pulsabstand, so wird im Folgenden von der sogenannten Linienscanstrategie gesprochen. Wird hingegen ein Verhältnis $d_L : d_p \leq 10$ gewählt, nähern sich die Werte von Puls- und Linienabstand also zunehmend an, so wird dieses Prozessregime als Flächenscanstrategie bezeichnet (siehe folgender Abschnitt 4.3.2).

Abbildung 4-4 zeigt eine vergleichende schematische Darstellung für beide Scanstrategien. Anhand dieser Darstellung wird deutlich, weshalb die Unterscheidung der beiden unterschiedlichen Pulsanordnungen vorgenommen wird. Bei einem großen Verhältnis $d_L : d_p$ im Falle der Linienscanstrategie findet bei gleicher Fluenz ein relativ hoher Energieeintrag pro Wegstrecke bzw. Fläche im Vergleich zur Flächenscanstrategie statt. Durch den größeren Energieeintrag verändern sich die Wechselwirkungsmechanismen zwischen Laserstrahlung und Material und somit auch die resultierenden Oberflächenstrukturen auf dem Material. Wird die Linienscanstrategie zur Oberflächentexturierung angewendet, so wird die finale Bearbeitung in der Regel mit nur einer Überfahrt realisiert, da die Abtragtiefe aufgrund des hohen Energieeintrages bereits relativ groß ist und die Markiergeschwindigkeit infolge des geringen Pulsabstandes zudem gering ist.

Zur Charakterisierung der Pulsanordnung bei der Linienscanstrategie wird neben dem Linienabstand d_L und dem Pulsabstand d_p die eindimensionale effektive Pulsanzahl

$$N_{\text{eff},1D} = \frac{4w_0}{d_p} \quad (22)$$

eingeführt, welche die Anzahl der Pulse auf der Fläche eines Spotdurchmessers entlang einer Linie in Scanrichtung beschreibt [40; 104].

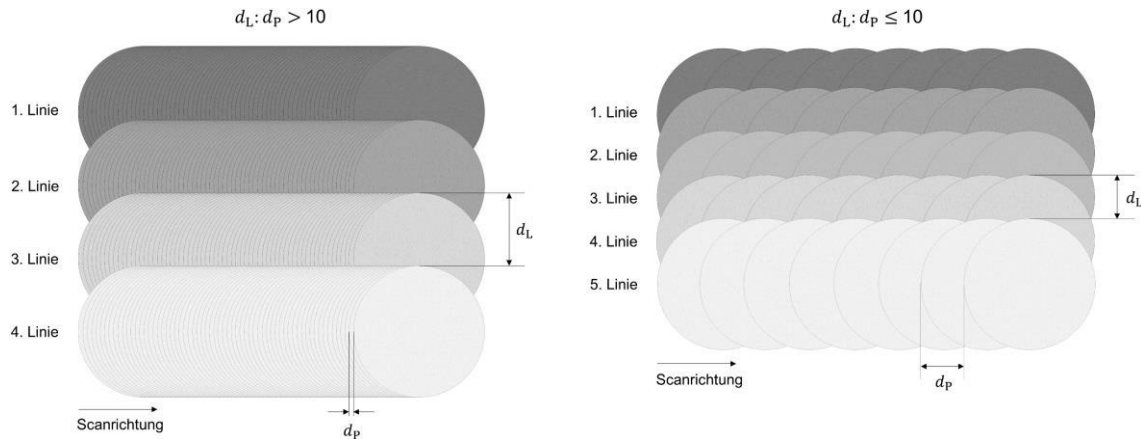


Abbildung 4-4: Schematische Darstellung der Puls- und Linienabstände d_P und d_L für die Linienscanstrategie (links) und die Flächenscanstrategie (rechts)

4.3.2 Flächenscanstrategie

Wie bereits im vorangegangenen Abschnitt erwähnt, wird in dieser Arbeit bei einem Verhältnis von Linien- und Pulsabstand von $d_L : d_P \leq 10$ von der sogenannten Flächenscanstrategie gesprochen. Ein Beispiel hierfür ist das in Abbildung 4-4 dargestellte Verhältnis $d_L : d_P = 1$, bei dem Linien- und Pulsabstand gleich groß sind und aus rein geometrischer Sicht eine absolut homogene Füllung einer Fläche erreicht wird. Aufgrund des geringeren Puls- und Linienüberlapps ist der Energieeintrag pro Fläche bei gleicher Fluenz deutlich kleiner als bei der Linienscanstrategie. Je nach Variation von Puls- und Linienabstand und in Abhängigkeit der anderen Laser- und Prozessparameter ist die Abtragtiefe bei einer Überfahrt deutlich geringer bis nahezu null. Mit weiteren Überfahrten (bis zu einigen zehn) kann die Oberflächentextur je nach Material und gewählten Laser- und Prozessparametern stark variieren (siehe Abschnitt 5.4 und 5.5).

Zur Charakterisierung der Pulsanordnung bei der Flächenscanstrategie kann ebenfalls die eindimensionale effektive Pulsanzahl $N_{\text{eff},1D}$ verwendet werden. Besser eignet sich hier jedoch die zweidimensionale effektive Pulsanzahl

$$N_{\text{eff},2D} = \frac{4\pi w_0^2}{d_P \cdot d_L}, \quad (23)$$

da diese sowohl Puls- als auch Linienabstand berücksichtigt. Die ausschließlich geometrische bzw. analytische Herleitung einer Gleichung zur Berechnung der Pulsanzahl auf der Fläche eines Fokussdurchmessers bei Verschiebung in x- und y-Richtung ist nicht trivial. Ein exakter Wert der Pulsanzahl kann mittels eines numerischen Abzählverfahrens und Iteration des Puls- und Linienabstandes ermittelt werden. Das genaue Vorgehen hierzu ist in Anlage 2 beschrieben. Eine gute Näherung des exakten Wertes wird

mit Gleichung (23) erzielt. In der Literatur wird die effektive Pulsanzahl ebenfalls zur Beschreibung der Pulsanordnung bei der Flächenbearbeitung mit gepulster Laserstrahlung verwendet, jedoch wird der Faktor 4 in Gleichung (23) nicht berücksichtigt [40; 105]. In diesem Fall gilt die berechnete Pulsanzahl nur exakt in den Ecken eines rechteckigen Bearbeitungsfeldes.

Die effektiven Pulsanzahlen $N_{\text{eff},1\text{D}}$ und $N_{\text{eff},2\text{D}}$ stellen außerdem geeignete Kenngrößen dar, um eine gewisse Vergleichbarkeit unterschiedlicher Linien- und Flächenbearbeitungen insbesondere bei verschiedenen Fokusradien zu gewährleisten, da die Größen Fokusradius w_0 sowie Puls- und/oder Linienabstand d_P bzw. d_L in der effektiven Pulsanzahl berücksichtigt werden.

4.3.3 Deterministische Oberflächenstrukturen

Neben der systematischen Füllung einer Fläche mit einer bestimmten Pulsanordnung entsprechend der Linien- oder Flächenscanstrategie ist es auch möglich, periodische bzw. deterministische Oberflächenstrukturen durch selektiven Abtrag zu erzeugen. Die minimalen Abmessungen solcher Strukturen sind in der Regel durch den Fokusradius $2w_0$ limitiert und liegen in der Größenordnung des Fokusradius. Im Vergleich zu LIPSS oder anderen Nano- und Mikrostrukturen, welche in Folge unterschiedlicher Wechselwirkungen der Laserstrahlung mit dem Material erzeugt werden können, handelt es sich bei den beschriebenen deterministischen Strukturen um makroskopische Strukturen. Während bei Oberflächentexturen mittels Linien- bzw. Flächenscanstrategie die Abtragtiefe in der Regel nicht relevant ist und eine im makroskopischen Maßstab möglichst homogene und ebene Oberflächen erzeugt werden soll, spielt die Oberflächentopologie bei deterministischen Strukturen die entscheidende Rolle.

Eine interessante Weiterentwicklung bzw. Variation deterministischer Oberflächenstrukturen besteht in der hierarchischen Überlagerung des primären makroskopischen Abtragprofils mit einer sekundären mikro- bzw. nanoskopischen Oberflächentextur (z. B. LIPSS). Diese Überlagerung kann bei entsprechend angepassten Laserparametern entweder direkt in einem 1-step-Prozess erfolgen oder alternativ durch eine nachfolgende zweite Bearbeitung des makroskopischen Abtragprofils [32]. Beispiele für deterministische Oberflächenstrukturen sind verschiedene Gitterstrukturen mit unterschiedlichen Linienabständen und Grabentiefen (siehe Abbildung 4-5 links) oder unterschiedlich (z. B. hexagonal) angeordnete Lochraster (siehe Abbildung 4-5 rechts).

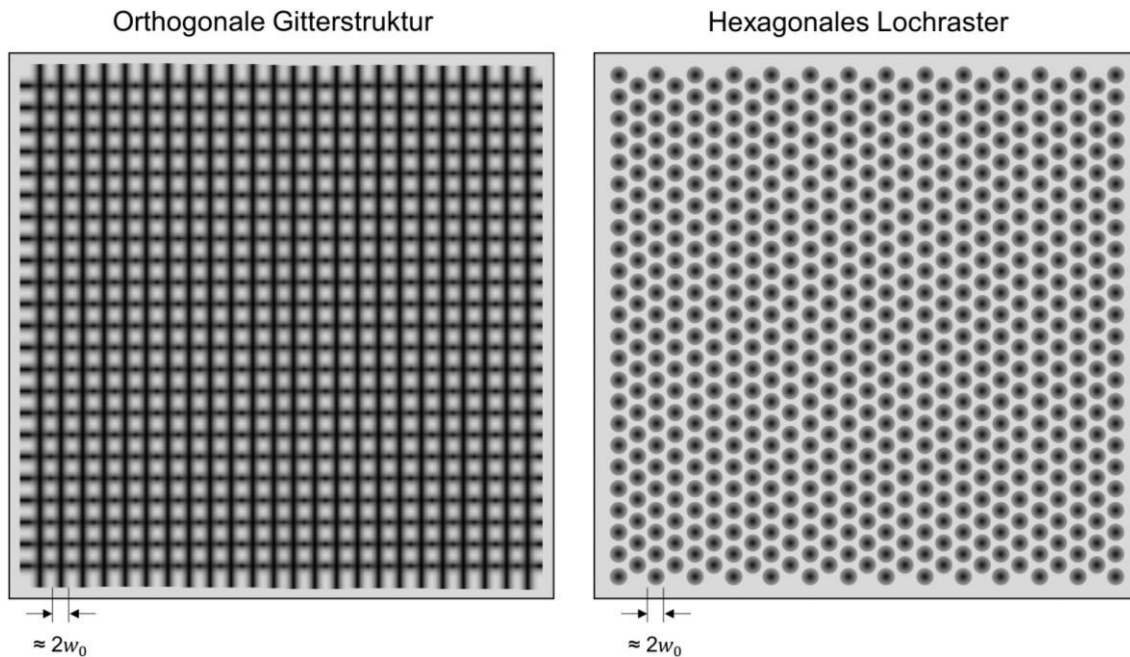


Abbildung 4-5: Beispiele deterministischer Oberflächenstrukturen. Links: Orthogonale Gitterstruktur, rechts: Hexagonal angeordnetes Lochraster.

4.4 Messtechnik und Analytik

Zur Analyse und Auswertung der Oberflächenstrukturen kommen verschiedene Messgeräte und Analyseverfahren zum Einsatz. Zunächst wurden alle Proben (außer in Abschnitt 5.2) nach der Bearbeitung 5 Minuten lang im Ultraschallbad gereinigt, um lose und schwach anhaftende Partikelablagerungen von der Oberfläche zu entfernen.

Die Grundlage für die Analyse der erzeugten Oberflächenstrukturen in dieser Arbeit bilden die Aufnahmen der Oberflächen-Höhenprofile mit einem konfokalen 3D-Laserscanning-Mikroskop Keyence VK-X200. Mit Hilfe eines Objektivs mit 150-facher Vergrößerung kann eine laterale Auflösungsgrenze von ca. 500 nm sowie eine Höhenauflösung von ca. 50 nm erreicht werden. Somit ist auch die Betrachtung der kleinsten erzeugten Strukturen (Ripplestrukturen mit $\Lambda_{\text{LSFL}} \approx 1 \mu\text{m}$) mit dem 3D-Laserscanning-Mikroskop möglich. Bei einer Höhenmessung kann gleichzeitig eine lichtmikroskopische Aufnahme desselben Oberflächenbereichs gemacht werden, welche aus mehreren Schärfenebenen und der jeweiligen Laserintensität zusammengesetzt wird, sodass hieraus ein optisches Bild mit hoher Schärfentiefe resultiert. Dieses ist neben dem Höhenbild hilfreich für die visuelle Charakterisierung der entsprechenden Oberflächenstrukturen. Weiterhin werden ausgewählte Oberflächenstrukturen an einem Raster-Elektronen-Mikroskop JEOL JSM-6510LV untersucht, mit welchem bis zu 10.000-fache Vergrößerungen realisierbar sind. Die Aufnahmen am Raster-Elektronen-Mikroskop (REM) zeigen weitere Details

und Oberflächeneigenschaften, welche mit den angewendeten optischen Messverfahren nicht dargestellt werden können.

Die Analyse und anschließende Klassifizierung der Oberflächentexturen in Abschnitt 5.4 basiert auf der Ermittlung von Kennzahlen der Oberflächenrauheit sowie auf der Berechnung fraktaler Kennzahlen. Beide Arten von Kennzahlen können direkt aus den x-y-z-Daten der Oberflächentexturen bestimmt werden, welche aus der Vermessung am 3D-Laserscanning-Mikroskop hervorgehen. Da die Rohdaten vereinzelt Intensitätspeaks aufgrund von Messartefakten oder lokalen Fehlmessungen enthalten, werden die Daten zunächst gefiltert. Hierzu kommen drei nacheinander angewendete zweidimensionale Gaußfilter mit einer Standardabweichung $\sigma = 1$ px zum Einsatz, sodass nur eine minimale Glättung des Höhenprofils erfolgt, signifikante Peaks jedoch stark reduziert werden können. Durch die Filterung der Daten wird außerdem die Berechnungszeit des weiter unten erläuterten Boxcounting-Algorithmus verkürzt.

Die Kennwerte der Oberflächenrauheit maximale Höhe S_z , mittlere arithmetische Höhe S_a und mittlere quadratische Höhe S_q sowie der modifizierte Rauheitskennwert S_z^* werden basierend auf den gefilterten x-y-z-Daten gemäß Gleichungen (9) - (12) aus Kapitel 3.3.1 dieser Arbeit berechnet.

Die Grundlagen der fraktalen Analyse mit Hilfe des Boxcounting-Algorithmus wurde bereits in Abschnitt 3.3.2 beschrieben. Gesucht sind für jede Oberflächentextur die fraktale Dimension bzw. die einzelnen Boxcount-Werte für verschiedene Skalierungsfaktoren sowie die mittlere Lakunarität bzw. deren Einzelwerte für verschiedene Skalierungsfaktoren. Auf die Methodik zur Bestimmung dieser Kennzahlen soll im Folgenden etwas genauer eingegangen werden. Die Implementierung der benötigten Algorithmen und Berechnungen erfolgt in der quelloffenen und frei verfügbaren Programmiersprache Python, welche in der interaktiven Entwicklungsumgebung „Spyder“ ausgeführt wird.

Die Höhenprofile des 3D-Laserscanning-Mikroskops werden mit lateralen Abmessungen von $N_x = 2048$ px und $N_y = 1536$ px aufgenommen. Die maximale Höhendifferenz $N_z = z_{\max} - z_{\min}$ kann in Abhängigkeit der Oberflächentextur stark variieren. Aufgrund der hohen z-Auflösung von 24 Bit gilt jedoch allgemein $N_z \gg N_y \approx N_x$. Hieraus ergibt sich ein Pixel- bzw. Voxelraster $N_x \cdot N_y \cdot N_z$, in welchem die Oberflächenpunkte liegen. Dieses Raster wird nun in Würfel bzw. Boxen unterschiedlicher Boxgrößen r unterteilt. Als maximale Boxgröße wird der größte gemeinsame Teiler der lateralen Abmessungen mit $r = 512$ px festgelegt. In der ersten Skalierungsebene wird das Höhenprofil somit in

Boxen der Größe $512 \times 512 \times 512$ px eingeteilt, wobei in jeder z -Ebene 4×3 Boxen liegen (siehe Abbildung 4-6). Der Boxcounting-Algorithmus durchläuft nun in z -Richtung dieses Boxraster und zählt in jeder Box die Anzahl der enthaltenen Oberflächenpunkte. Hieraus werden für die entsprechende Boxgröße r zwei fraktale Kennzahlen bestimmt:

- Der Boxcount-Wert BC_r entspricht der Anzahl der Boxen des Boxrasters, in denen sich mindestens ein Oberflächenpunkt befindet, d. h. $BC_r \leq r^3$.
- Die Lakunarität λ_r ergibt sich gemäß Gleichung (14) aus dem quadrierten Verhältnis der Standardabweichung der gezählten Oberflächenpunkte je Box zum Mittelwert der gezählten Oberflächenpunkte je Box.

Abbildung 4-6 dient der grafischen Veranschaulichung der beschriebenen Ermittlung des Boxcount-Wertes BC_r sowie der Lakunarität λ_r .

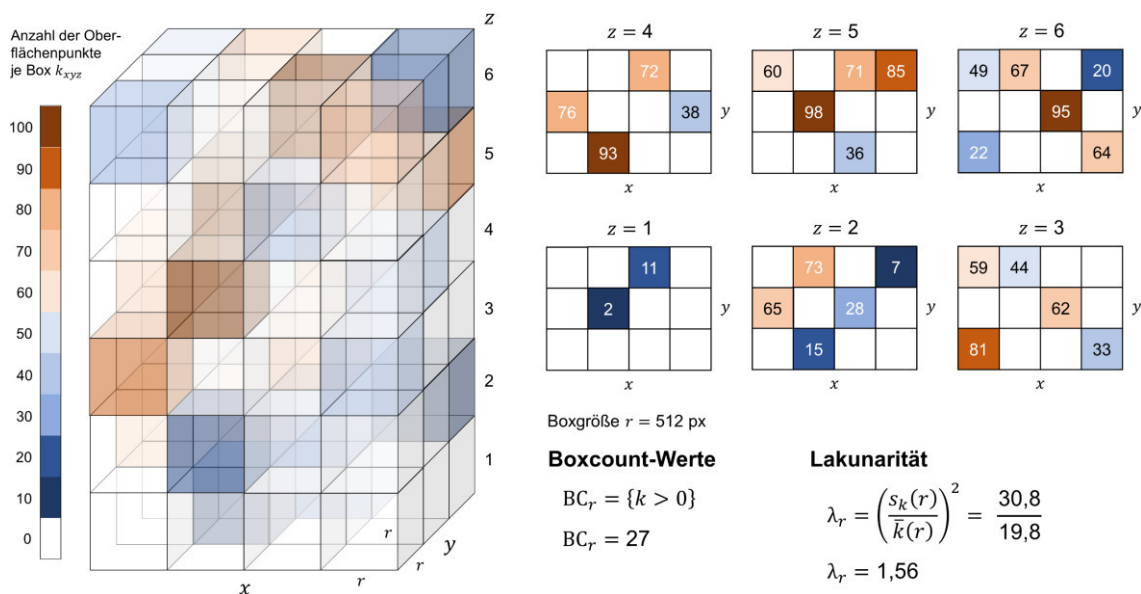


Abbildung 4-6: Grafische Darstellung zur Veranschaulichung des Boxcount-Wertes BC_r und der Lakunarität λ_r für ein Raster der Boxgröße $r = 512$ px. Für die Anzahl der Oberflächenpunkte wurden beispielhafte Werte gewählt, aus Gründen der Übersichtlichkeit sind in z -Richtung nur 6 Ebenen dargestellt.

Nach der Ermittlung der genannten fraktalen Kennzahlen für die Boxgröße $r = 512$ px wird die Boxgröße halbiert und der beschriebene Zähl-Algorithmus erneut durchgeführt. Da die Anzahl der zu zählenden Boxen und somit die Berechnungszeit mit jeder Halbierung der Boxgröße exponentiell steigt, kann die Berechnung nicht bis zur Boxgröße eines einzelnen Pixels durchgeführt werden, sondern muss nach einer Boxgröße $r = 8$ px beendet werden. Eine Optimierung der Berechnungszeit erfolgt zusätzlich zur Parallelisierung der Berechnungen in z -Richtung (parallele Nutzung aller 16 zur Verfügung stehenden Prozessorkerne) sowie die Kompilierung des Quellcodes der numerischen Funktionen in Maschinencode mit Hilfe des Just-in-time-Compilers „numba“. Die komplette

Berechnung der fraktalen Kennzahlen für die Boxgrößen $r = (512, 256, 128, 64, 32, 16, 8)$ einer Oberflächentextur dauert in Abhängigkeit des z -Wertebereichs ca. 60 ... 80 s. Für eine Anzahl von insgesamt ca. 2000 Datensätzen verschiedener Oberflächentexturen auf Kupfer und Aluminium beträgt die gesamte Berechnungsdauer somit ca. 40 h. Als Ergebnis der Berechnungen wird für jedes Material eine CSV-Datei ausgegeben, welche die ermittelten fraktalen Kennzahlen $BC_{512} \dots BC_8, \lambda_{512} \dots \lambda_8$, die fraktale Dimension (ermittelt nach Gleichung (13)), die mittlere Lakunarität (arithmetischer Mittelwert $\lambda_{512} \dots \lambda_8$), die oben genannten Rauheitskennwerte S_z, S_z^*, S_a, S_q sowie sämtliche Laser- und Prozessparameter jeder erzeugten Oberflächentextur beinhaltet.

Die Klassifizierung der Oberflächentexturen mit Hilfe des in Abschnitt 3.3.3 beschriebenen k -Means-Algorithmus erfolgt auf Basis der in dieser Datei gespeicherten Kennwerte. Die Implementierung des k -Means-Algorithmus wird durch die Klasse „sklearn.cluster.KMeans“ der Software-Bibliothek „scikit-learn“ des maschinellen Lernens in Python realisiert. Abbildung 3-7 in Abschnitt 3.3.3 zeigt in der linken Spalte Beispiele des k -Means-Clustering für verschiedene Datensätze der Dimension $n = 2$ (x - und y -Koordinaten), welches mit Hilfe des k -Means-Algorithmus in $k = 3$ Cluster unterteilt wurde.

Für das k -Means-Clustering der Oberflächentexturen auf Kupfer und Aluminium kann die Dimension n des Datensatzes beliebig aus allen oben genannten fraktalen Kennzahlen, Rauheitskennwerten und Laserparametern zusammengesetzt werden. Die Anzahl an Elementen beträgt für den Cu-Datensatz $m_{Cu} = 880$ und für den Al-Datensatz $m_{Al} = 1285$. Die vom Algorithmus zu bildende Clusteranzahl k kann frei gewählt werden. Als Ergebnis des k -Means-Clustering wird ebenfalls eine CSV-Datei erstellt, welche jedem vorhandenen Element des Datensatzes eine Clusterzugehörigkeit für die gewählte Dimension n und Clusteranzahl k zuordnet.

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Bestimmung der Schwellfluenzen von Kupfer und Aluminium

Bei der Untersuchung von Wechselwirkungsprozessen von Laserstrahlung mit unterschiedlichen Materialien spielt die Fluenz der Laserstrahlung stets eine entscheidende Rolle. Im Gegensatz zu anderen Laser- und Prozessparametern wie Pulswiederholfrequenz, Anzahl der Überfahrten oder Puls- und Linienabstand lassen sich Wechselwirkungen mit unterschiedlichen Materialien bei der gleichen Fluenz nicht ohne weiteres miteinander vergleichen. Hierfür sind materialspezifische Referenzwerte erforderlich. Wie bereits in Abschnitt 3.2 beschrieben, können hierfür verschiedene Schwellfluenzen ermittelt werden. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit wird die Ablations-Schwellfluenz H_{th} als Referenzwert verwendet, da die Laser-Oberflächentexturierung in den meisten Fällen mit einer mehr oder weniger stark ausgeprägten Ablation von Material verbunden ist. Eine Ausnahme hierbei stellen LIPSS-Strukturen dar, bei welchen lediglich eine räumlich-periodische Umverteilung von Material an der Oberfläche und kein Materialabtrag erfolgt.

Aufgrund der Abhängigkeit der Schwellfluenz von der Pulsanzahl (Anzahl der aufeinanderfolgenden Pulse auf dieselbe Stelle) stehen wiederum verschiedene Ablations-Schwellfluenzen als Referenzwerte zur Verfügung. Der in Abschnitt 3.2, Abbildung 3-3 theoretisch beschriebene Zusammenhang und die daraus ableitbaren Kennwerte sollen im Folgenden für die in dieser Arbeit zu untersuchenden Materialien Kupfer und Aluminium ermittelt werden. Um den Einfluss des zeitlichen Abstandes der aufeinanderfolgenden Pulse durch Wärmeakkumulation oder Abschirmungseffekte in dieser Untersuchung zu vermeiden, wird die Pulsfolge mit einer geringen Pulswiederholfrequenz von $f_P = 1$ kHz realisiert. Bei einem hieraus resultierenden zeitlichen Pulsabstand von 1 ms kann von einer vollständigen Wärmeableitung in das umliegende Material ausgegangen werden [106]. Die Bestimmung der Schwellfluenz für eine bestimmte Pulsanzahl erfolgt über die Methode des quadratischen Durchmessers nach Liu [76], wobei aus dem Zusammenhang

$$D^2 = -2w_0^2 \cdot \ln\left(\frac{H_{th}}{H_0}\right) \quad (24)$$

mit dem Durchmesser D des Ablationskraters, dem Strahlradius w_0 im Fokus der Laserstrahlung und der Fluenz H_0 die Schwellfluenz H_{th} abgeleitet werden kann. Die Vermessung der Ablationskrater mittels Lichtmikroskopie ist in Abbildung 5-1 am Beispiel von

Kupfer für verschiedene Pulsanzahlen dargestellt, um das einheitliche Vorgehen zu veranschaulichen. Die Definition des Ablationsdurchmessers D ist eindeutig anhand des inneren dunklen Ablationsbereiches erkennbar und hebt sich durch eine scharfe Kontur vom umgebenden Material ab. Die rötlich-braunen ringförmigen Verfärbungen im äußeren Bereich können als Oxidbildungen und Partikelablagerungen identifiziert werden, welche durch eine Reinigung im Ultraschallbad entfernt werden können.

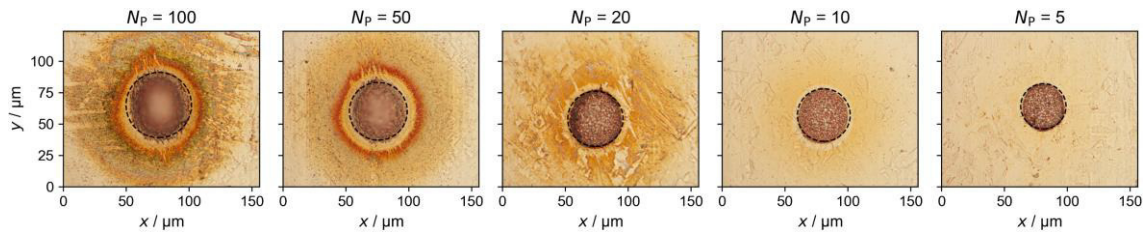


Abbildung 5-1: Ablationskrater auf Kupfer bei unterschiedlichen Pulsanzahlen N_P mit $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$ und $f_P = 1 \text{ kHz}$. Die schwarz gestrichelten Kreise markieren die deutlich sichtbaren Grenzen des inneren dunkel gefärbten Ablationsbereiches.

In der halblogarithmischen Darstellung des Zusammenhangs aus Gleichung (24) in Abbildung 5-2 ist die Abnahme der Schwellfluenz bei steigender Pulsanzahl zu erkennen. Wie aufgrund vorhandener Werte aus der Literatur zu erwarten ist, sind die Schwellfluenzen von Kupfer deutlich größer als die Schwellfluenzen von Aluminium [82; 107].

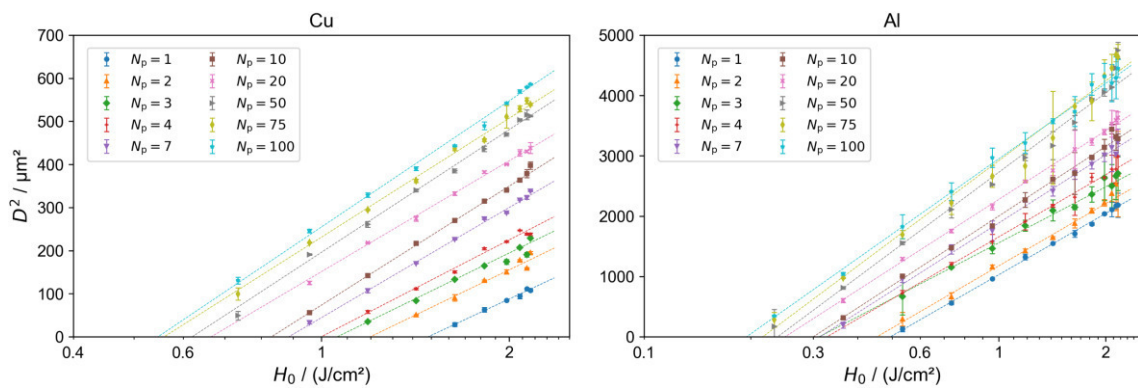


Abbildung 5-2: Abhängigkeit des quadratischen Durchmessers D^2 von der Fluenz H_0 für verschiedene Pulsanzahlen $N_P = 1 \dots 100$

Wird das Absinken der Schwellfluenz mit Hilfe des Inkubationsmodells nach Jee *et al.* [84] über den funktionalen Zusammenhang

$$H_{th}(N_P) = H_{th,1} \cdot N_P^{S-1} \quad (25)$$

dargestellt, so kann die Einzelpuls-Schwelfluenz $H_{th,1}$ sowie der Inkubationsfaktor S durch Approximation ermittelt werden. Abbildung 5-3 zeigt den approximierten Verlauf der Schwelfluenz $H_{th} = f(N_p)$ in linearer Darstellung sowie den Verlauf der akkumulierten Schwelfluenz $H_{th} \cdot N_p = f(N_p)$ in doppellogarithmischer Darstellung. Das Inkubationsmodell beschreibt den Verlauf der Schwelfluenz für Kupfer und Aluminium sehr gut.

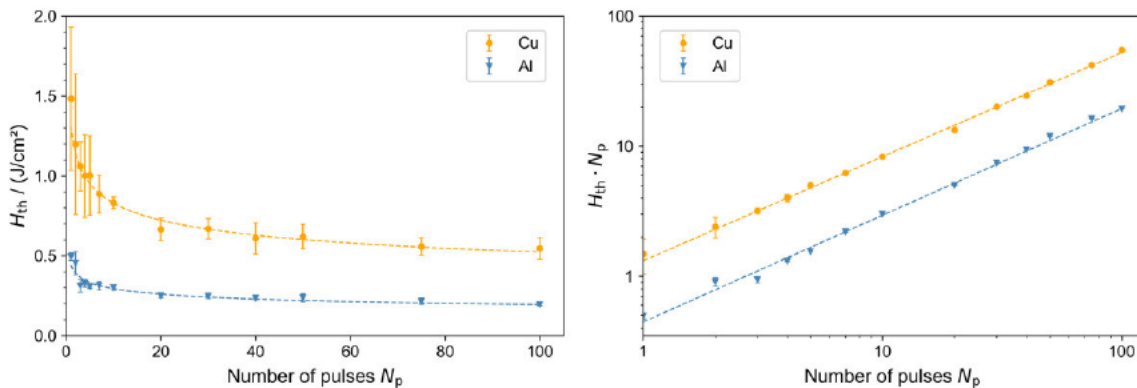


Abbildung 5-3: Verlauf der Schwelfluenz H_{th} in Abhängigkeit der Pulsanzahl N_p (links) und der akkumulierten Schwelfluenz $H_{th} \cdot N_p$ in Abhängigkeit der Pulsanzahl N_p (rechts), Approximation (gestrichelte Linie) mittels des Inkubationsmodells nach Jee *et al.* [84]

Die mit Hilfe des Inkubationsmodells ermittelten Schwelfluenzen in Abhängigkeit der Pulsanzahl bieten eine höhere statistische Sicherheit als die Schwelfluenzen, welche direkt aus der Darstellung des quadratischen Durchmessers $D^2(H_0)$ abgelesen werden können. Insbesondere im Bereich kleiner Pulsanzahlen stehen weniger Messwerte zur Verfügung, welche zudem größeren Schwankungen unterliegen und somit einen statistisch unsicheren Wert der Schwelfluenz liefern. Tabelle 5-1 gibt einen Überblick über die ermittelten Schwelfluenzen und den Inkubationsfaktor von Kupfer und Aluminium sowie einen Vergleich mit Literaturwerten.

Tabelle 5-1: Experimentell bestimmte Schwelfluenzen H_{th} für $N_p = 1, 10, 100$ und Inkubationsfaktor S für Kupfer und Aluminium. Referenzwerte aus der Literatur: [82]: $\lambda = 1064 \text{ nm}$, $\tau_H = 10 \text{ ps}$, $f_p = 1 \text{ kHz}$; [107]: $\lambda = 800 \text{ nm}$, $\tau_H = 550 \text{ fs}$, $f_p = 1 \text{ kHz}$.

Material	$H_{th}(N_p = 1)$	$H_{th}(N_p = 10)$	$H_{th}(N_p = 100)$	Inkubationsfaktor S
Cu	1,31 J/cm ²	0,83 J/cm ²	0,52 J/cm ²	0,80
Cu [82]	1,73 J/cm ²	0,74 J/cm ²	0,50 J/cm ²	0,77
Cu [107]		0,557 J/cm ²	0,331 J/cm ²	
Al	0,44 J/cm ²	0,29 J/cm ²	0,19 J/cm ²	0,82
Al [82]	0,85 J/cm ²	0,47 J/cm ²	0,16 J/cm ²	0,84

Die experimentell bestimmten Werte der Schwellfluenzen und des Inkubationsfaktors lassen sich mit den in Tabelle 5-1 aufgeführten Werten verifizieren. Zwar sind insbesondere bei den kleinen Pulsanzahlen $N_p = 1$ und $N_p = 10$ Abweichungen zu erkennen, jedoch sind die in diesem Bereich ermittelten Schwellfluenzen aufgrund der schwachen Wechselwirkung der Laserstrahlung mit dem Material stärkeren Schwankungen unterlegen und stark von den experimentellen Umgebungsbedingungen abhängig. Ein weiterer Einflussfaktor ist die Pulsdauer, welche mit $\tau_H = 10$ ps in [82] deutlich größer ist als die Pulsdauer für die Versuche in dieser Arbeit mit $\tau_H = 600$ fs.

Für die nachfolgenden Untersuchungen soll ein einheitlicher und geeigneter Referenzwert der Schwellfluenz definiert werden. Da die Anzahl sich überlappender Pulse bei der scannenden Bearbeitung je nach Puls- und Linienabstand stark variiert, soll als Richtwert die durchschnittlich auf eine Stelle bzw. auf die Fläche eines Spotdurchmessers treffende Pulsanzahl verwendet werden. Die durchschnittliche effektive Pulsanzahl (siehe Abschnitt 5.3) beträgt $N_{\text{eff},2D} \approx 150$. Da ein Teil der Pulse dieser Pulsanzahl nur minimal überlappen und kaum zu einem Absinken der Schwellfluenz beitragen, soll als Referenzwert die ermittelte Schwellfluenz für $N_p = 100$ Pulse verwendet und im Folgenden der Einfachheit halber nur noch als H_{th} bezeichnet werden. Die Werte dieser Schwellfluenz entsprechen den in Tabelle 5-1 aufgeführten Werten $H_{\text{th}} = 0,52$ J/cm² für Kupfer und $H_{\text{th}} = 0,19$ J/cm² für Aluminium.

5.2 Linienscanstrategie

Die Untersuchung der Oberflächentexturierung von Kupfer und Aluminium soll in dieser Arbeit mit den in Abschnitt 4.3 erläuterten Scanstrategien systematisch durchgeführt werden. In diesem Abschnitt werden auf Kupfer und Aluminium erzeugbare Oberflächentexturen mit Hilfe der Linienscanstrategie betrachtet und analysiert.

Die Versuche in diesem Abschnitt werden ausschließlich mit der Fokussieroptik $f = 255$ mm in Kombination mit dem Galvanometerscanner durchgeführt. Der Fokussdurchmesser beträgt für diese Optik $2w_0 = 60$ μm (vgl. Abschnitt 4.2.2, Wert im Rahmen der Messgenauigkeit gerundet), sodass bei einer maximalen Pulsenergie $Q_p = 30$ μJ eine Fluenz $H_0 = 2,12$ J/cm² resultiert. Entsprechend der Definition der Linienscanstrategie werden für Linien- und Pulsabstand in den folgenden Untersuchungen Werte mit einem Verhältnis $d_L : d_p > 10$ gewählt. Da sich Linien- und Pulsabstand um mehr als eine Größenordnung voneinander unterscheiden, ist es nicht zielführend, beliebige Kombinationen beider Größen anzuwenden. Der Linienabstand sollte so gewählt werden, dass

sich benachbarte Linien partiell überlappen und dabei keine periodischen Rillenstrukturen, sondern eine annähernd ebene Oberflächentopologie erreicht wird, auf welcher sich möglicherweise verschiedene Mikro- oder Nanostrukturen ausbilden. Ein zielführendes Vorgehen besteht somit darin, zunächst die Linienbreite und das Abtragprofil einzelner Linien zu vermessen und diese anschließend für eine Flächenbearbeitung mit einer optimalen Überlappung aneinanderzufügen.

Die Linienbreite und das Abtragprofil einer Linie, bestehend aus Pulsen mit dem Pulsabstand d_p , wird sowohl durch die Fluenz der Laserstrahlung als auch durch den Pulsabstand selbst bestimmt, da in Abhängigkeit des Pulsabstandes unterschiedlich viele Pulse auf eine Stelle treffen und somit die Schwellfluenz variiert. Demzufolge müsste für eine weitreichende Parametervariation für jede Kombination aus Fluenz und Pulsabstand eine Vermessung von Einzellinien durchgeführt und anschließend der optimale Linienabstand ermittelt werden. Da der Schwerpunkt dieser Arbeit jedoch auf Untersuchungen zur Flächenscanstrategie und der detaillierten Auswertung dieser Strukturen liegen soll, wird für die Linienscanstrategie in diesem Abschnitt nur eine Fluenz ausgewählt. Bei Voruntersuchungen, in denen die Fluenz auf Kupfer variiert wurde, zeigte sich eine deutliche Ausbildung von Mikrostrukturen bei einer Fluenz $H_0 \approx 3H_{th,Cu} = 1,77 \text{ J/cm}^2$, welche daher in diesem Abschnitt verwendet wird.

Die gemessenen Profillinien einzelner Grabenstrukturen auf Kupfer mit $H_0 = 1,77 \text{ J/cm}^2$ und den Pulsabständen $d_p = (0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5) \mu\text{m}$ sind in Abbildung 5-4 dargestellt. Entsprechend der Grabenbreiten wurden im Experiment die Linienabstände in einem Bereich $5 \mu\text{m} \leq d_L \leq 20 \mu\text{m}$ variiert und für jeden Pulsabstand der Linienabstand $d_L = (16, 14, 11, 9, 8) \mu\text{m}$ mit der homogensten Oberflächenstruktur (minimale Rillen zwischen den einzelnen Linien) ermittelt. Um diese Vorgehensweise und die dabei ermittelten Werte der Linienabstände begründen zu können, soll im Folgenden ein vereinfachtes Modell zur Beschreibung der Aneinanderreihung mehrerer Linien angenommen werden. Das Prinzip dieses Modells ist in Abbildung 5-4 dargestellt. Das messtechnisch erfasste Abtragprofil eines einzelnen Grabens (grau schraffierte Profile in unteren Diagrammen) kann rechnerisch im Linienabstand d_L vervielfältigt werden (dünne schwarze Profillinien). Wird durch Superposition aller Profillinien an jedem Ort die Summe der Abtragtiefen gebildet, so resultiert ein Abtragprofil entsprechend der dick gezeichneten schwarzen Linie als Maß für die resultierende Oberflächenstruktur. Durch Variation des Linienabstandes im Modell kann für jeden Pulsabstand ein Linienabstand mit optimal glatter Oberflächenstruktur gefunden werden, welche in Form der roten Linien dargestellt sind. In diesem Modell liegen die optimalen Linienabstände $d_{L,opt} = (17.2, 15.8, 14.3, 11.8, 11.0) \mu\text{m}$ nur leicht über den experimentell bestimmten Werten. Insofern kann mit

Hilfe dieses Modells eine gute Abschätzung bzw. Begründung der experimentell erhaltenen Werte erfolgen. Für ausführlichere Untersuchungen mit anderen Fluenzen und Pulsabständen bietet dieses Modell somit eine einfache Möglichkeit, anhand einzelner Grabenprofile eine Abschätzung der optimalen Linienabstände durchführen zu können und somit die Vielzahl experimenteller Parametervariationen zu verringern.

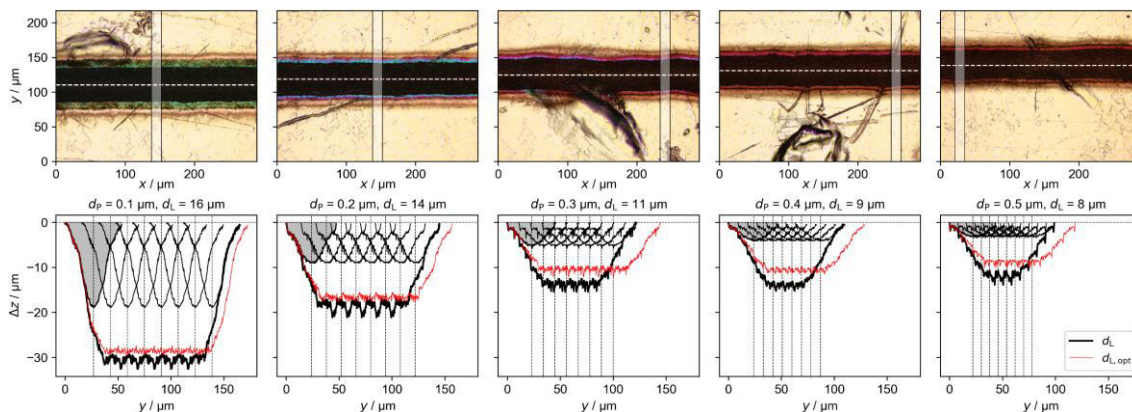


Abbildung 5-4: Theoretisches Modell zur Superposition der Abtragprofile einzelner Linien mit verschiedenen Puls- und Linienabständen. Die schwarzen Linien stellen die experimentelle Linienanordnung dar sowie die Superposition der einzelnen Grabenprofile. Die rote Linie resultiert aus einem approximierten Linienabstand $d_{L,opt}$ für ein gemäß dem Modell optimal homogenes Abtragprofil.

Für die ermittelten fünf Kombinationen aus Linien- und Pulsabstand, mit denen eine ebene Oberflächentopologie erzeugt werden kann, wird nun die Oberflächentextur bzw. gegebenenfalls vorhandene Mikro- und Nanostrukturen untersucht. Hierzu werden REM-Aufnahmen der Oberflächen direkt nach der Bearbeitung sowie nach der Reinigung im Ultraschallbad angefertigt. Im Zustand direkt nach der Bearbeitung sind auf den Oberflächen zahlreiche unregelmäßig angeordnete Mikrostrukturen zu erkennen (Abbildung 5-5, obere Reihe), welche an eine zerklüftete blumenkohlartige Struktur erinnern. Je kleiner der Pulsabstand und je größer demzufolge die effektive Pulsanzahl $N_{eff,1D}$ sowie die in das Material eingebrachte Energie pro Flächeneinheit, desto dichter sind die Mikrostrukturen angeordnet. Durch die Reinigung der Proben im Ultraschallbad werden diese Mikrostrukturen jedoch größtenteils entfernt (Abbildung 5-5, untere Reihe). Unter den entfernten Mikrostrukturen treten stattdessen periodische Ripple-Strukturen hervor.

Aus dieser Beobachtung kann geschlossen werden, dass die blumenkohlartigen Mikrostrukturen keine direkt in die Oberfläche geschriebene Textur darstellen, sondern aus lose anhaftenden Partikelablagerungen bestehen, welche auch in der Literatur bei verschiedenen Materialien insbesondere bei langsamen Scangeschwindigkeiten und somit sehr hoher lokaler Energiedeposition beobachtet werden [62; 64; 108]. Wie bereits

argumentiert, sind diese Mikrostrukturen aufgrund ihrer Entstehung jedoch nicht als stabile und eindeutig reproduzierbare Oberflächentexturen anzusehen, da keine feste Bindung zum Bulk-Material besteht. Werden derartige Oberflächen mechanischen Belastungen ausgesetzt, ist die Wahrscheinlichkeit der Veränderung bzw. Zerstörung der Oberflächenstrukturen sehr hoch. Die reale Anwendbarkeit dieser Mikrostrukturen muss daher sorgfältig geprüft werden. Da in einigen Anwendungen jedoch interessante Oberflächeneigenschaften zu beobachten sind, werden die beschriebenen blumenkohlartigen Mikrostrukturen auf Kupfer in Abschnitt 5.7 nochmals aufgegriffen.

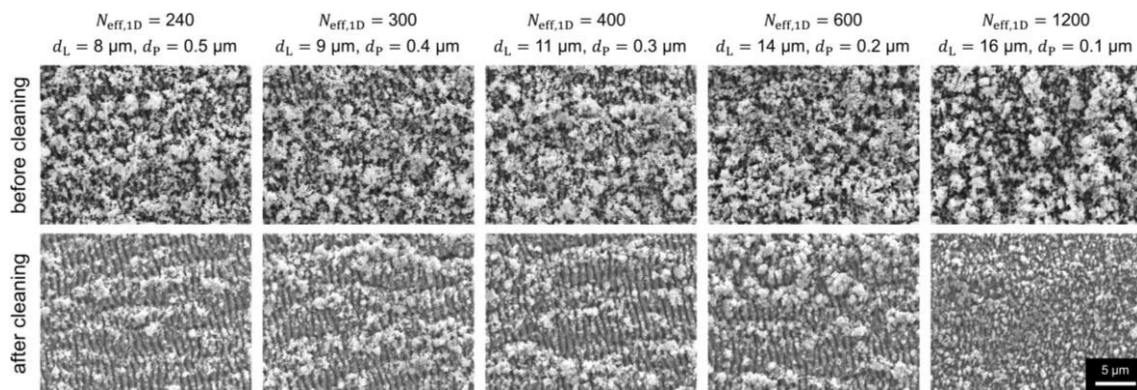


Abbildung 5-5: REM-Aufnahmen der Cu-Oberflächen direkt nach der Bearbeitung (obere Reihe) sowie nach der Reinigung im Ultraschallbad (untere Reihe). Laserparameter: $f_p = 200 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 1,77 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 25 \mu\text{J}$

Für Aluminium wird entsprechend eine Fluenz $H_0 \approx 3H_{\text{th,Al}} = 0,59 \text{ J/cm}^2$ verwendet. Bei sonst identischen Laserparametern wie in den Untersuchungen auf Kupfer ist auf Aluminium die Entstehung ähnlicher aus Partikelablagerungen bestehender Mikrostrukturen zu beobachten. Im Unterschied zu den Strukturen auf Kupfer formieren sich auf Aluminium bei der größten effektiven Pulsanzahl $N_{\text{eff},1D} = 1200$ ($d_L = 16 \mu\text{m}$, $d_p = 0,1 \mu\text{m}$) periodisch angeordnete säulenförmige Strukturen wie in der oberen Reihe von Abbildung 5-6 dargestellt. Die einzelnen Säulenstrukturen haben mit ca. $10 \mu\text{m}$ deutlich größere Abmessungen als die unregelmäßig verteilten Partikelablagerungen auf Kupfer. Da jedoch auch die säulenförmigen Strukturen bei der Reinigung im Ultraschallbad zerstört werden (siehe Abbildung 5-6 oben rechts), ist davon auszugehen, dass sich die einzelnen Säulen ebenfalls während eines Partikelablagerungsprozesses bilden. Eine entscheidende Rolle spielt hierbei offenbar das zeitliche Regime, da bei einer Pulswiederholfrequenz $f_p \geq 400 \text{ kHz}$ keine säulenförmigen Strukturen mehr zu erkennen sind. Aus dieser Beobachtung lässt sich vermuten, dass eine periodische makroskopische Anordnung vieler mikroskopischer Partikel nur unter ganz bestimmten Voraussetzungen der zeitlichen Pulsabfolge möglich ist, welche bei diesen Untersuchungen erfüllt wurden. Der

Ablationsprozess und die anschließende Wiedererstarrung von schmelzflüssigem Material findet bei Festkörpern auf einer Zeitskala von 1 ns ... 5 μ s statt [109]. Bei einer Pulsfrequenz von $f_p = 200$ kHz beträgt der zeitliche Pulsabstand 5 μ s. Der folgende Puls wird somit nur minimal bis gar nicht mit der Ablationswolke des vorangegangenen Pulses bzw. evtl. verbliebenem schmelzflüssigem Material wechselwirken. Möglicherweise ist diese Bedingung in Kombination mit anderen materialspezifischen Eigenschaften, welche den Ablationsprozess zeitlich beeinflussen, die Voraussetzung für die Entstehung der beobachteten säulenförmigen Strukturen auf Aluminium.

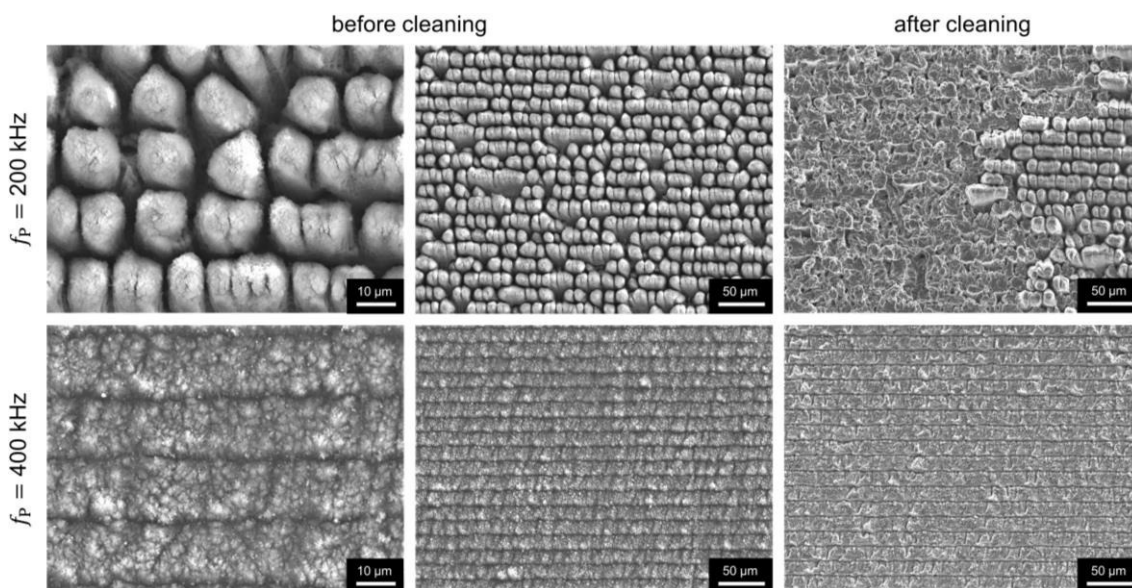


Abbildung 5-6: REM-Aufnahmen von Al-Oberflächenstrukturen bei einer Pulsanzahl $N_{\text{eff},1D} = 1200$.

Obere Reihe: periodisch angeordnete säulenförmige Strukturen bei $f_p = 200$ kHz,

untere Reihe: Strukturen unregelmäßiger Partikelablagerungen bei $f_p = 400$ kHz.

Laserparameter: $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 0,59$ J/cm², $Q_p = 8,3$ μ J, $d_L = 16$ μ m, $d_p = 0,1$ μ m

Weitere Untersuchungen zur Entstehung von Mikrostrukturen bei Nutzung der Linien-scanstrategie sind in dieser Arbeit nicht vorgesehen. Die Ergebnisse in diesem Abschnitt zeigen, dass durch einen hohen lokalen Energieeintrag aufgrund großer effektiver Pulsanzahlen von einigen 100 bis 1000 Pulsen Oberflächenstrukturen entstehen, welche stark durch das Ablationsverhalten und damit einhergehende Partikelablagerungsprozesse bestimmt werden. Die resultierenden Mikrostrukturen besitzen folglich nur eine lose Haftung an der Materialoberfläche und werden durch eine Reinigung im Ultraschallbad bzw. durch verschiedene Formen mechanischer Einwirkung zerstört. Eine räumlich und zeitlich besser kontrollierbare Energiedeposition ist mit Hilfe der Flächenscanstrategie möglich, welche im folgenden Abschnitt vorgestellt wird. Die Ergebnisse der Untersuchungen mittels Linien-scanstrategie werden am Ende dieser Arbeit in Abschnitt 5.7 in Zusammenhang mit einer potentiellen Anwendung nochmals aufgegriffen.

5.3 Flächenscanstrategie

Mit der sogenannten Flächenscanstrategie sollen in dieser Arbeit die Möglichkeiten der Oberflächentexturierung von Kupfer und Aluminium in einem großen Bereich von Laser- und Prozessparametern untersucht werden. Da eine Vielzahl von Parametern die Wechselwirkungen zwischen Laserstrahlung und Material beeinflussen, ist ein systematisches Vorgehen mit ausgewählten Einschränkungen und Vereinfachungen zwingend erforderlich, um einen vollständigen Überblick über die auf Kupfer und Aluminium auftretenden Oberflächenmikro- und nanostrukturen zu erhalten. Die Laser- und Prozessparameter

- Pulswiederholfrequenz f_p ,
- Anzahl der Überfahrten N_{scan} ,
- Fluenz H_0 ,
- Pulsenergie Q_p ,
- Pulsabstand d_p bzw. Pulsüberlapp $\sigma_p = 1 - \frac{d_p}{2w_0}$ und
- Linienabstand d_L bzw. Linienüberlapp $\sigma_L = 1 - \frac{d_L}{2w_0}$

stellen sowohl in einer Vielzahl an Untersuchungen in der Literatur als auch aus eigenen Erfahrungen heraus die wichtigsten Stellgrößen für die Oberflächentexturierung mittels gepulster Laserstrahlung dar. Weitere Einflussgrößen, welche bei den Untersuchungen in dieser Arbeit nicht variiert werden, sind die Pulsdauer $\tau_H = 600$ fs sowie Polarisationszustand und -richtung (lineare Polarisierung, Schwingungsebene entlang der y -Achse in der Bearbeitungsebene). Verschiedene Untersuchungen zeigen, dass Polarisationsrichtung und Polarisationszustand zwar u. a. die Ausbildung und Ausrichtung von LIPSS beeinflussen, jedoch nicht die grundlegenden Wechselwirkungsmechanismen zwischen Laserstrahlung und Material [27; 110]. Die Pulsdauer stellt insbesondere im Bereich ultrakurz gepulster Laserstrahlung einen sehr komplexen Parameter dar und beeinflusst bereits die initialen Wechselwirkungsprozesse der Energieeinkopplung in das Material, sodass eine Variation der Pulsdauer im Rahmen der Untersuchungen in dieser Arbeit nicht sinnvoll ist.

Zur systematischen Untersuchung einer maximalen Anzahl der oben genannten Parameterkombinationen kommen in dieser Arbeit zwei verschiedene Parametermatrizen zum Einsatz. Die Parametermatrix I ermöglicht eine vollständige Untersuchung der räumlichen Energieverteilung auf dem Material im Rahmen der Flächenscanstrategie mit der festgelegten Bedingung $d_L: d_p \leq 10$. Die Pulswiederholfrequenz bleibt konstant mit $f_p = 200$ kHz. In zwei Stufen wird eine Anordnung von Testfeldern der Größe $0,7 \times 0,7$ mm² gewählt, welche in Abbildung 5-7 schematisch dargestellt ist. In der Stufe 1 wird in x -Richtung die Fluenz $H_0 = (0.35, 0.71, 1.06, 1.41, 1.77, 2.12, 4.77)$ J/cm²

und in y -Richtung die Anzahl der Überfahrten $N_{scan} = (1, 2, 5, 10, 20)$ variiert. Mit der Fokussieroptik $f = 255 \text{ mm}$ (Fokusbereich $2w_0 = 60 \text{ }\mu\text{m}$) ist bei maximaler Pulsenergie $Q_P = 30 \text{ }\mu\text{J}$ maximal eine Fluenz $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$ erreichbar. Die höchste Fluenz $H_0 = 4,77 \text{ J/cm}^2$ wird durch Verwendung der Optik $f = 167 \text{ mm}$ (Fokusbereich $2w_0 = 40 \text{ }\mu\text{m}$) bei maximaler Pulsenergie $Q_P = 30 \text{ }\mu\text{J}$ erreicht. Die entsprechenden Felder, für welche die Optik $f = 167 \text{ mm}$ genutzt wurde, sind in Abbildung 5-7 und Abbildung 5-8 grün gekennzeichnet.

In der Stufe 2 wird die Pulsanordnung auf dem Material durch Variation des Pulsabstandes $d_P = (5, 10, 15, 20) \text{ }\mu\text{m}$ in x -Richtung und des Linienabstandes $d_L = (5, 10, 15, 20) \text{ }\mu\text{m}$ in y -Richtung vorgegeben. Da bei der Fluenz $H_0 = 4,77 \text{ J/cm}^2$ aufgrund der anderen Optik ein kleinerer Fokusbereich gegeben ist, müssen die Puls- und Linienabstände entsprechend verkleinert werden, um eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu gewährleisten. Mit $d_P = d_L = (3.5, 6.5, 10, 13.5) \text{ }\mu\text{m}$ ergeben sich für alle Fluenzen ein einheitlicher Puls- bzw. Linienüberlapp von $\sigma_P = \sigma_L = (91.7, 83.4, 75.2, 66.9) \%$. Die Wahl der Fluenzen erfolgt in Anlehnung an die in Abschnitt 5.1 ermittelten Schwellfluenzen für Kupfer und Aluminium. Dabei wird als minimale Fluenz jeweils ca. die 2-fache Schwellfluenz angesetzt, sodass die blau markierten Felder mit den Fluenzen $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$ und $H_0 = 0,71 \text{ J/cm}^2$ nur bei den Parametermatrizen auf Aluminium zur Anwendung kommen. Für Kupfer beträgt die minimal angewendete Fluenz $H_0 = 1,06 \text{ J/cm}^2$.

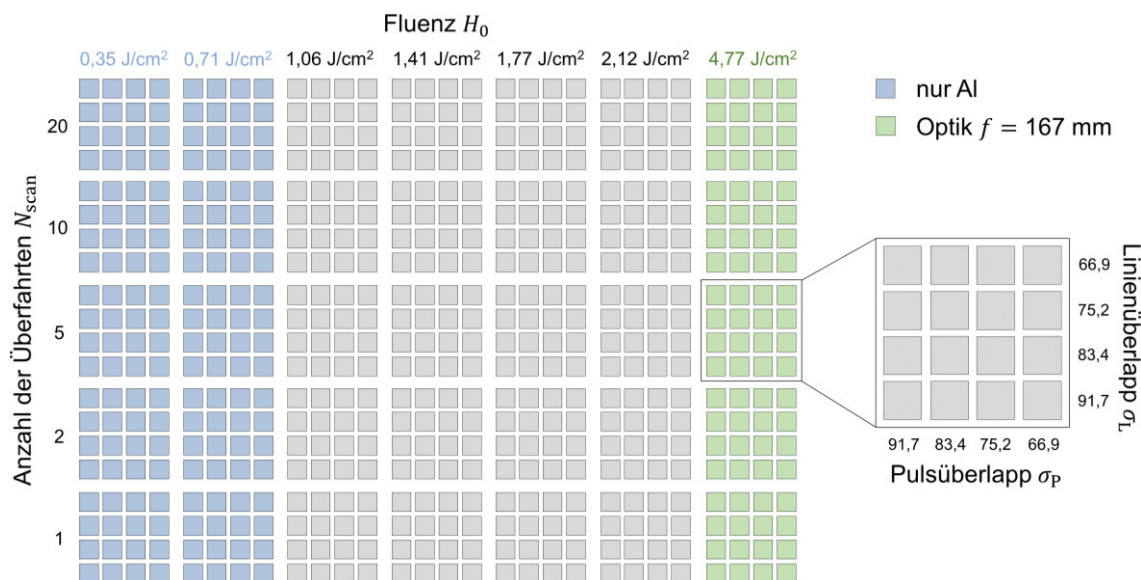


Abbildung 5-7: Parametermatrix I, Variation der Fluenz H_0 und der Anzahl an Überfahrten N_{scan} in der 1. Stufe, Variation des Pulsüberlapps σ_P und des Linienüberlapps σ_L in der 2. Stufe. Material- bzw. laserbedingte Unterschiede zwischen Cu und Al bzw. Besonderheiten farblich markiert.

Die Untersuchung des zeitlichen Regimes des Auftreffens aufeinanderfolgender Laserpulse wird mit der in Abbildung 5-8 dargestellten Parametermatrix II realisiert. Als entscheidender Parameter kommt hier in der Stufe 1 die Pulswiederholffrequenz f_p hinzu und wird in einem Bereich von mehr als zwei Größenordnungen variiert. Eine vollständige Reproduzierung der Parametermatrix I mit mehreren Pulswiederholffrequenzen ist aufgrund eines schnell unüberschaubaren mess- und auswertungstechnischen Aufwandes nicht möglich. Aus diesem Grund werden die vier Parameter der räumlichen Energieverteilung der Parametermatrix I auf drei Parameter reduziert, indem Puls- und Linienüberlapp zu einer Größe zusammengefasst werden, sodass Puls- und Linienüberlapp immer gleich groß sind. Dies ermöglicht mit Hilfe der Parametermatrix II trotzdem eine umfassende und weitreichende Variation der räumlichen Energieverteilung für die Pulswiederholffrequenzen $f_p = (400, 600, 800, 1000, 2000, 4000, 8000)$ kHz.

Wie in Abschnitt 4.2.1 beschrieben, ermöglicht die verwendete Laserstrahlquelle Pulswiederholffrequenzen von bis zu 50 MHz. Zwei Faktoren limitieren jedoch die beliebige Erhöhung der Pulswiederholffrequenz. Zum einen sinkt die Pulsenergie bei Erhöhung der Pulswiederholffrequenz für $f_p > 2$ MHz, da die mittlere Leistung der Laserstrahlquelle begrenzt ist. Bei $f_p = 4$ MHz sinkt die maximale Pulsenergie so auf $Q_p = 15 \mu\text{J}$, bei $f_p = 8$ MHz sogar auf $Q_p = 7 \mu\text{J}$, sodass die Schwellfluenz irgendwann unterschritten wird und keine Materialbearbeitung mehr stattfindet. Aus diesem Grund sind in Abbildung 5-8 einige Parameterfelder bei hohen Pulswiederholffrequenzen ausgegraut. Nur für Aluminium ist eine Bearbeitung bei $f_p = 8$ MHz bei einer maximalen Fluenz von $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$ noch möglich. Aufgrund der höheren Schwellfluenz liegt die Grenze bei Kupfer bereits bei $f_p = 4$ MHz und einer maximalen Fluenz von $H_0 = 1,06 \text{ J/cm}^2$. Zum anderen steigt bei hohen Pulswiederholffrequenzen die erforderliche Markiergeschwindigkeit, um die erforderlichen Pulsabstände zu realisieren. Für $d_p = 10 \mu\text{m}$ bei $f_p = 2$ MHz ist bereits eine Markiergeschwindigkeit $v_{\text{mark}} = 20 \text{ m/s}$ erforderlich, für $d_p = 20 \mu\text{m}$ und $f_p = 8$ MHz bereits $v_{\text{mark}} = 160 \text{ m/s}$. Geschwindigkeiten ab $v_{\text{mark}} = 20 \text{ m/s}$ können daher nicht mehr mit dem Galvanometerscanner realisiert werden, sondern erfordern die Nutzung eines Polygonscanners. Entsprechende Parameterfelder sind in Abbildung 5-8 mit einem roten Rahmen gekennzeichnet.

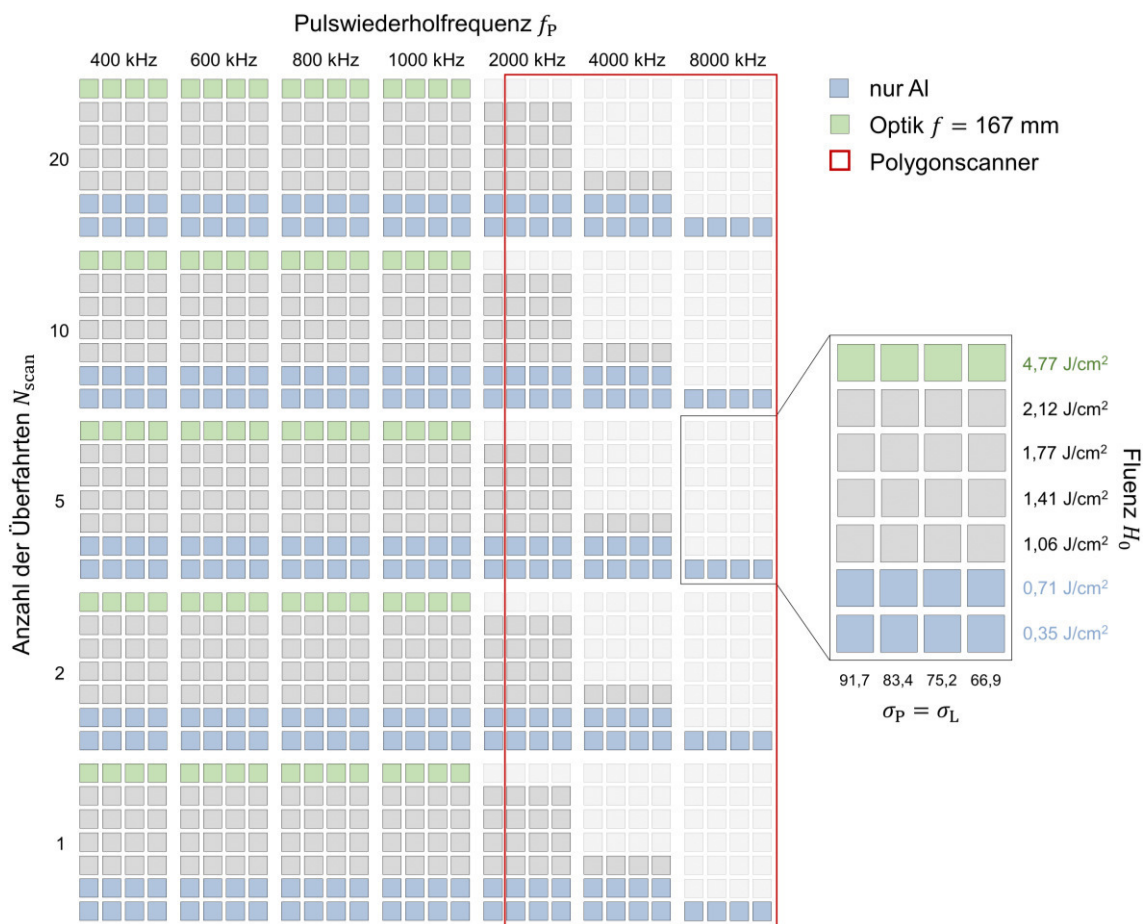


Abbildung 5-8: Parametermatrix II, Variation der Pulswiederholfrequenz f_p und der Anzahl an Überfahrten N_{scan} in der 1. Stufe, Variation der Fluenz H_0 und des Puls-/ Linienüberlapps $\sigma_p = \sigma_L$ in der 2. Stufe. Material- bzw. laserbedingte Unterschiede zwischen Cu und Al bzw. Besonderheiten farblich markiert.

Insgesamt umfassen die Versuche zur Untersuchung der Flächenscanstrategie somit jeweils die Prozessierung der Parametermatrix I und der Parametermatrix II sowohl auf Kupfer als auch auf Aluminium mit geringfügigen materialbedingten Unterschieden entsprechend der farblich markierten bzw. ausgegrauten Einzelfelder in der Parametermatrix II. Die Auswertung dieser großen Zahl an Parameterfeldern erfordert eine systematische und teilweise automatisierte Messmethodik, welche mit dem 3D-Laserscanning-Mikroskop (vgl. Abschnitt 4.4) realisiert werden kann. Die Steuerungssoftware des Mikroskops ermöglicht in Verbindung mit einem motorisierten x - y -Präzisionsstisch die automatisierte Vermessung großer Parameterfelder mit konstanten Abständen in x - und y -Richtung. Mit dieser Methode konnte ein Großteil der Parameterfelder mit minimalem manuellem Messaufwand vermessen werden. Die eindeutige Zuordnung der entsprechenden Laser- und Prozessparameter zu den gespeicherten Datensätzen erfolgt durch automatisierte Umbenennung der entsprechenden Datensätze mit Hilfe eines Python-Skriptes.

5.4 Kategorisierung der Oberflächenstrukturen

Das Ziel des folgenden Abschnittes ist eine übersichtliche Darstellung aller im Rahmen der Parametermatrizen I und II der Flächenscanstrategie beobachteten Oberflächentexturen auf Kupfer und Aluminium sowie die Erstellung einer sinnvollen Klassifikation verschiedener Oberflächentypen. Diese Klassifikation wird mit zwei verschiedenen Methoden durchgeführt und anschließend verglichen.

5.4.1 Manuelle Klassifizierung

Da bei der Auswertung der verschiedenen erzeugten Oberflächentexturen mit einer großen Anzahl von über 2000 Datensätzen umgegangen werden muss, bringt eine manuelle bzw. händische Klassifizierung der Oberflächentexturen einige Nachteile mit sich. So ist diese Methode sehr zeitaufwändig und die Definition und Zuordnung verschiedener Kategorien beruht teilweise auf subjektiver Wahrnehmung. Zum Erreichen einer teil- oder vollautomatisierten Klassifizierung lasertexturierter Oberflächen mittels Algorithmen des maschinellen Lernens ist jedoch stets ein sogenanntes „Training“ der Algorithmen erforderlich. Dieses „Training“ kann zunächst ebenfalls nur auf Basis subjektiver Wahrnehmungen des Bedieners aufbauen. In diesem Kontext ist eine manuelle Analyse der zur Verfügung stehenden Daten sogar zwingend erforderlich und soll daher in diesem Abschnitt vorgenommen werden.

Die Bildung und Benennung der im Folgenden definierten Kategorien beruht im Wesentlichen auf der Oberflächentopologie, welche durch die bereits beschriebene Vermessung mittels 3D-Laserscanning-Mikroskopie für alle erzeugten Parameterfelder als einheitliche grafische Darstellung verfügbar ist. Entscheidende Faktoren sind insbesondere die maximale Höhendifferenz (erkennbar auf der Falschfarbenskala am rechten Rand, z. B. in Abbildung 5-10, rechte Spalte), die spezifische Homogenität bzw. Heterogenität auftretender Mikrostrukturen und deren Formen, zu beobachtende Periodizitäten, die hierarchische Überlagerung von Strukturen sowie unregelmäßig bis stochastisch verteilte Oberflächentopologien. Zu jedem Höhenprofil steht außerdem ein lichtmikroskopisches Bild mit hoher Schärfentiefe und für alle Messungen konstanten Belichtungswerten zur Verfügung (vgl. Abbildung 5-10, mittlere Spalte). Dieses Farbbild enthält nicht so viele Informationen wie das Höhenprofil, ist jedoch beispielsweise bei der Unterscheidung von bereits vor der Bearbeitung bestehenden Oberflächendefekten und tatsächlich durch die Bearbeitung entstandenen Abtragstrukturen hilfreich.

Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen (vgl. Abbildung 5-10, linke Spalte) standen für die Klassifizierung der Oberflächentexturen noch nicht zur Verfügung. Aufgrund des

deutlich höheren zeitlichen und manuellen Messaufwandes im Vergleich zur 3D-Laserscanning-Mikroskopie wurden REM-Aufnahmen erst nach der erfolgten Klassifizierung für ausgewählte Datensätze aller Kategorien angefertigt.

Für die Materialien Kupfer und Aluminium werden insgesamt 10 verschiedene Oberflächentexturkategorien definiert. Der Anteil der zugeordneten Datensätze je Kategorie an der Gesamtzahl der Datensätze ist in Abbildung 5-9 dargestellt. Die Bezeichnung und Reihenfolge der Kategorien ist angelehnt an die Einteilung lasergenerierter Oberflächenstrukturen aus Abbildung 2-3 in Abschnitt 2.2. Ausgehend von LIPSS in verschieden starker Ausprägung ist ein Übergang zu graben- und noppenförmigen Strukturen zu beobachten sowie die Ausbildung größerer Spike- bzw. säulenförmiger Strukturen in Folge eines starken Materialabtrags. Wie in Abbildung 5-9 zu erkennen, treten die meisten Strukturkategorien sowohl bei Kupfer als auch bei Aluminium auf, einige Oberflächentypen können jedoch nur auf einem der beiden Materialien beobachtet werden.

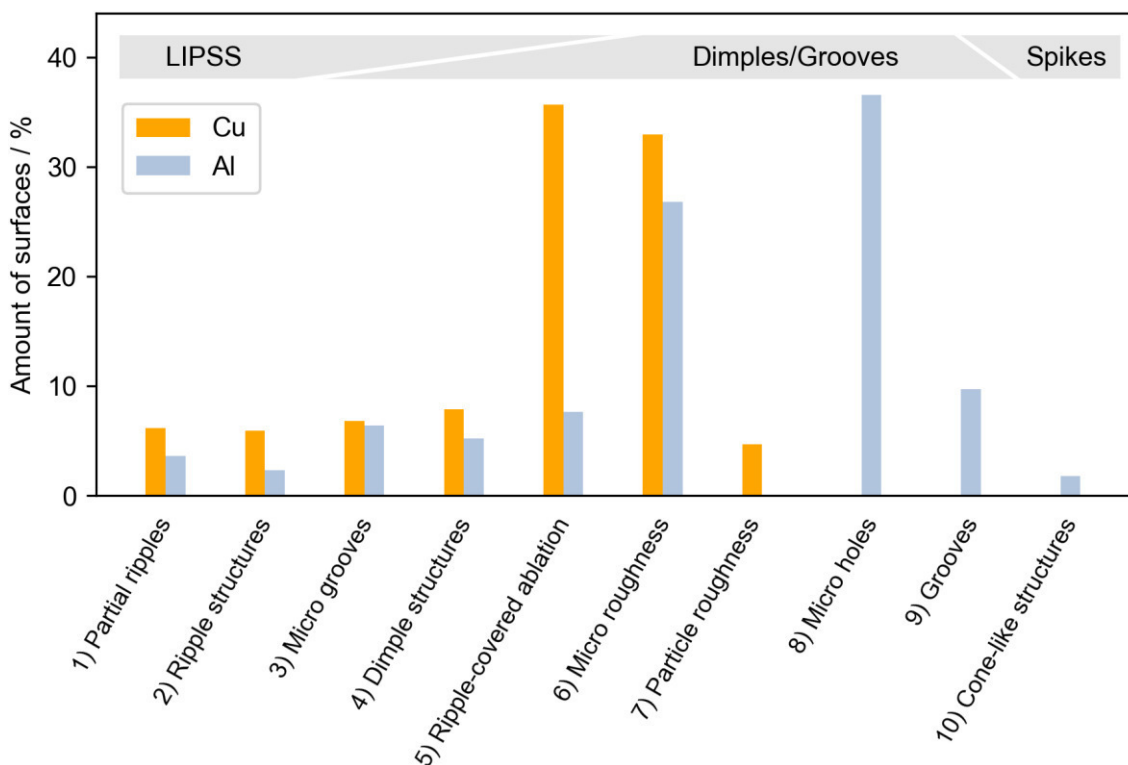


Abbildung 5-9: Manuell definierte Oberflächentexturkategorien für Kupfer und Aluminium und deren prozentuale Anteile an der Gesamtzahl an Datensätzen

1) Teilflächige Ripple-Strukturen

Die erste Oberflächentexturkategorie „Teilflächige Ripple-Strukturen“ (Partial ripples) tritt sowohl auf Kupfer als auch auf Aluminium zu ähnlichen Anteilen auf. Wie die Bezeichnung dieser Oberflächentextur bereits andeutet, bilden sich auf Teilen der Materialoberfläche erste Ripple-Strukturen aus, andere Teile der Oberfläche bleiben hingegen unverändert. Die Kategorie schließt sowohl die frühesten Zustände der Ripple-Formierung als auch die anschließende Fortpflanzung und großflächige Ausdehnung von Ripple-Strukturen ein. Abbildung 5-10 zeigt exemplarisch teilflächige Ripple-Strukturen auf Kupfer sowie die beginnende Ripple-Formierung an Oberflächendefekten auf Aluminium.

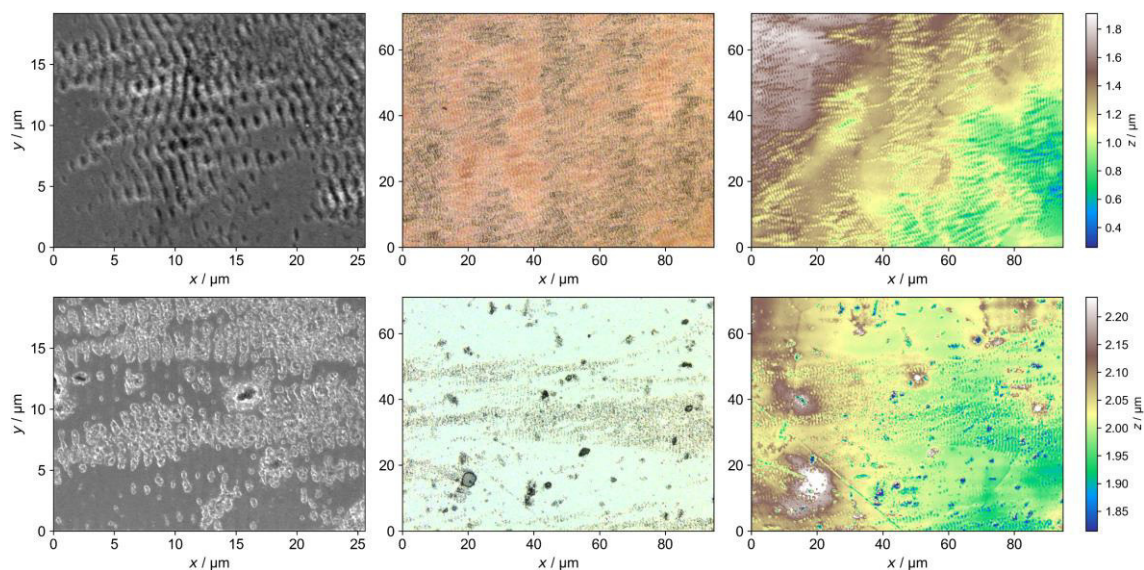


Abbildung 5-10: Oberflächenstrukturkategorie „Teilflächige Ripple-Strukturen“.

Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 1,06$ J/cm², $Q_p = 15$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 20$ μm,

unten: Al, $f_p = 400$ kHz, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 0,35$ J/cm², $Q_p = 5$ μJ, $d_L = 15$ μm, $d_p = 15$ μm.

2) Ripple-Strukturen

Die Oberflächentexturkategorie „Ripple-Strukturen“ (Ripple structures) schließt unmittelbar an die erste Kategorie an und beinhaltet ausschließlich vollflächig durch die Laserstrahlung modifizierte Oberflächen auf Kupfer und Aluminium. Einige Parametersätze führen zu sehr homogen angeordneten Ripple-Strukturen, wie in Abbildung 5-11 für Kupfer dargestellt. Da die Periode der Ripple-Strukturen im Bereich der Wellenlänge der Laserstrahlung und somit nahe des sichtbaren Spektralbereichs liegt, ist bei bestimmten Betrachtungswinkeln eine schimmernde Farbwirkung der Oberfläche zu erkennen. Eine homogene Ripple-Oberfläche wirkt in diesem Fall als Beugungsgitter für das weiße Umgebungslicht. Bei dem Großteil der Parametersätze in dieser Kategorie bilden sich Oberflächen mit inhomogenen Ripple-Strukturen, wie in Abbildung 5-11 beispielsweise für Aluminium dargestellt. Durch Überlagerungen sind die Wellenfronten der Ripple-Strukturen oft unterbrochen und wirken daher weniger bis gar nicht als optisches Gitter.

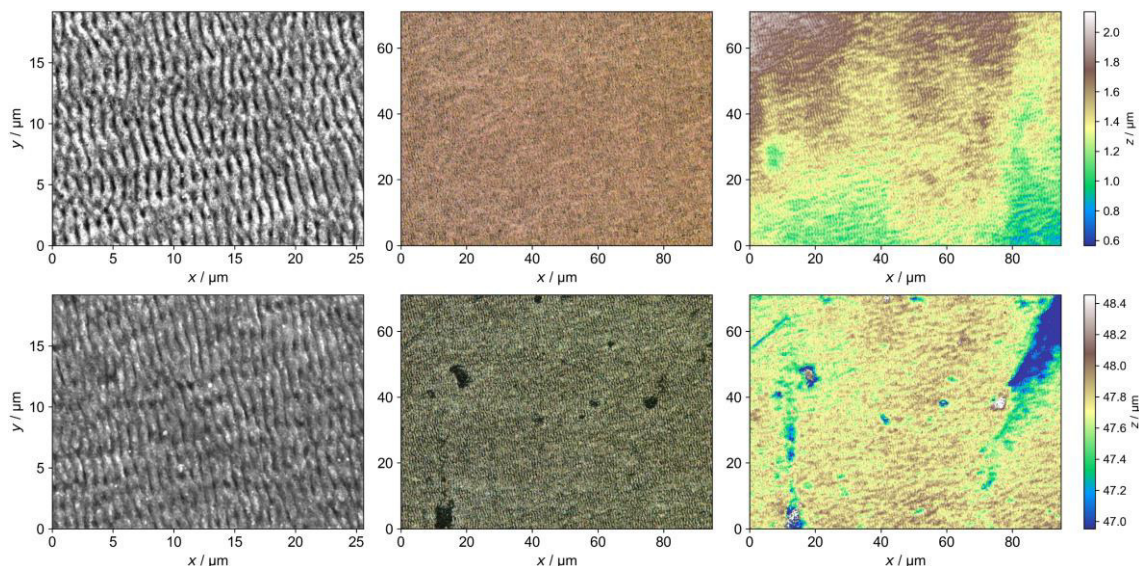


Abbildung 5-11: Oberflächentexturkategorie „Ripple-Strukturen“.

Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 1,06$ J/cm², $Q_p = 15$ µJ, $d_L = 5$ µm, $d_p = 10$ µm,
 unten: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 0,35$ J/cm², $Q_p = 5$ µJ, $d_L = 5$ µm, $d_p = 5$ µm.

3) Mikrogräben

Senkrecht zu den Ripple-Strukturen verlaufen bei einigen Oberflächen annähernd geradlinige Vertiefungen, welche als „Mikrogräben“ (Micro grooves) bezeichnet werden und der dritten Oberflächentexturkategorie zugeordnet sind. Die Tiefe der Mikrogräben liegt zunächst im Bereich der Ripple-Tiefe, kann sich jedoch z. B. bei weiteren Überfahrten vergrößern. Die Abstände benachbarter Mikrogräben ist ca. zwei- bis fünfmal größer als die Periode der Ripple-Strukturen. Mikrogräben sind sowohl auf Kupfer als auch auf Aluminium zu beobachten. Abbildung 5-12 zeigt Beispiele von Mikrograbenstrukturen auf Kupfer und Aluminium. Um die Sichtbarkeit der Strukturen zu verbessern, ist der Verlauf einiger Mikrogräben in einer REM-Aufnahme (oben links) mit roten Punktklinien gekennzeichnet. Gut zu erkennen sind die annähernd waagrecht verlaufenden Vertiefungen auch in den Höhenprofilen in der rechten Spalte.

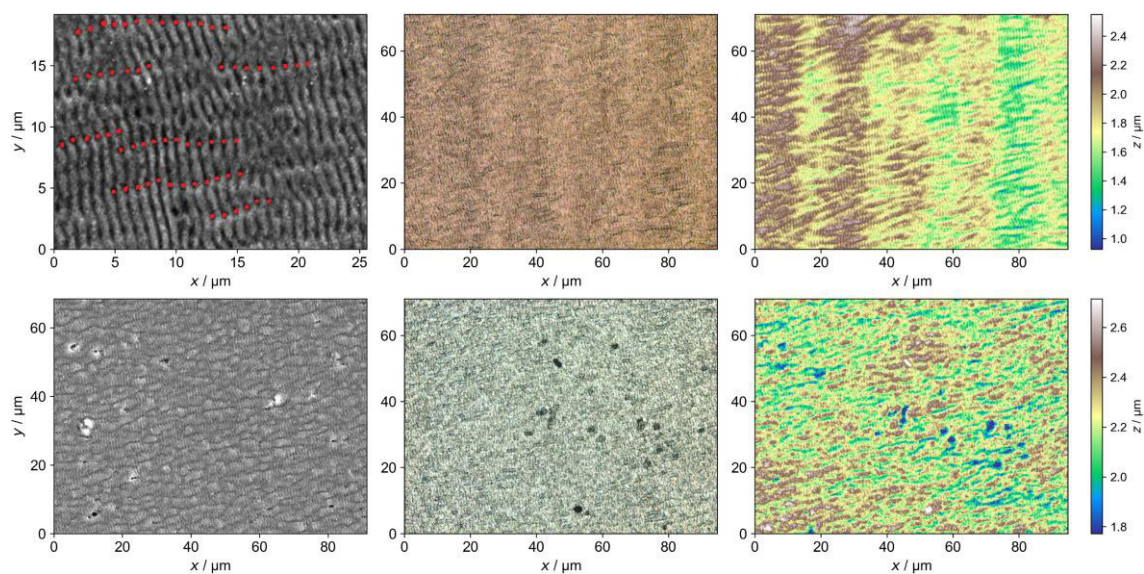


Abbildung 5-12: Oberflächentexturkategorie „Mikrogräben“.

Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 2$, $H_0 = 1,06$ J/cm², $Q_p = 15$ μJ, $d_L = 5$ μm, $d_p = 20$ μm,
 unten: Al, $f_p = 1000$ kHz, $N_{\text{scan}} = 5$, $H_0 = 0,35$ J/cm², $Q_p = 5$ μJ, $d_L = 10$ μm, $d_p = 10$ μm.

4) Noppenförmige Strukturen

Die Oberflächentexturkategorie „Noppenförmige Strukturen“ (Dimple structures) zeigt bereits eine stärkere Veränderung der Oberflächentopologie im Vergleich zu den vorangegangenen Strukturen. Die Bezeichnung der Kategorie beschreibt eine noppenförmige Oberflächentextur im mikroskopischen Maßstab mit runden inselförmigen Erhebungen mit Durchmessern von einigen μm bis ca. $10 \mu\text{m}$. Die Höhenunterschiede zwischen den Erhebungen und den dazwischenliegenden Vertiefungen betragen ebenfalls wenige μm . Eine exemplarische noppenförmige Struktur auf Kupfer ist in Abbildung 5-13 oben dargestellt. Auf Aluminium können neben den beschriebenen runden Strukturen auch längliche Noppen beobachtet werden, welche in Abbildung 5-13 unten dargestellt sind. Die Bilder in höchster Vergrößerung links zeigen außerdem, dass die noppenförmige Textur zusätzlich von Ripple-Strukturen überlagert ist.

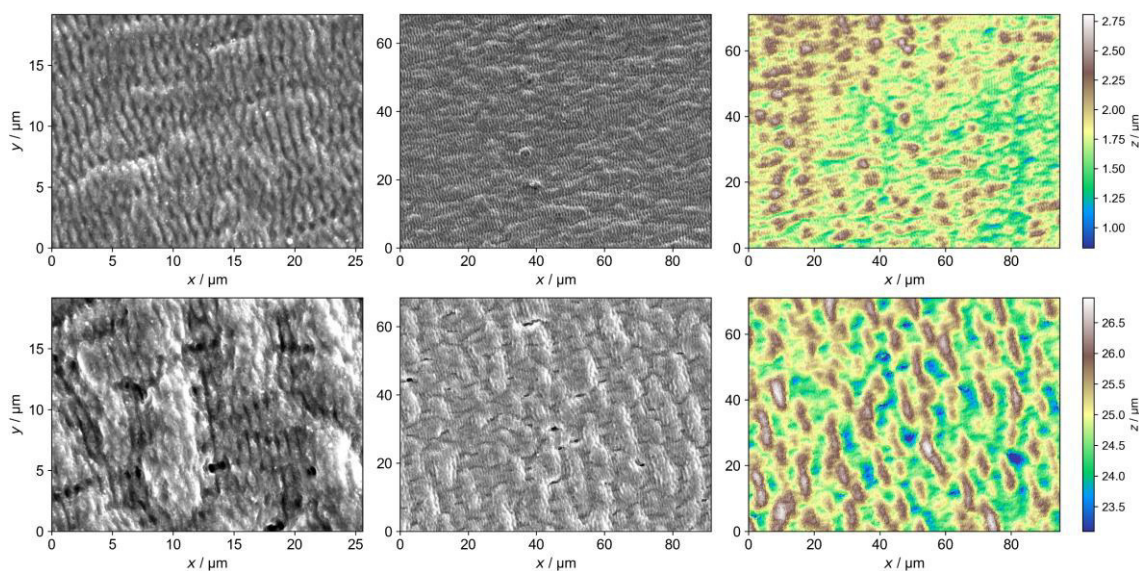


Abbildung 5-13: Oberflächenstrukturkategorie „Noppenförmige Strukturen“.

Oben: Cu, $f_p = 200 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 10$, $H_0 = 1,06 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 15 \mu\text{J}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 10 \mu\text{m}$,

unten: Al, $f_p = 1000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 5 \mu\text{J}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 5 \mu\text{m}$.

5) Abtragprofil mit Ripple-Strukturen

Die Kategorie „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“ (Ripple-covered ablation) stellt gewissermaßen eine Verallgemeinerung der vorangegangenen noppenförmigen Strukturen dar bzw. können noppenförmige Strukturen als Sonderfall eines Abtragprofils mit Ripple-Strukturen bezeichnet werden. Bei einer Vielzahl an Parametersätzen werden durch den Materialabtrag Oberflächentopologien erzeugt, die keine charakteristischen Periodizitäten, geometrischen Formen oder andere Merkmale aufweisen und somit einer allgemeiner definierten Oberflächenkategorie zugeordnet werden müssen. Insbesondere auf Kupfer sind viele dieser Oberflächen teilweise oder vollständig von sekundären Ripple-Strukturen überlagert, wie bereits bei den noppenförmigen Strukturen beobachtet wurde. Aus diesem Grund beinhaltet die Kategorie Abtragprofil mit Ripple-Strukturen relativ viele Datensätze, insbesondere bei Kupfer über 35 % aller erzeugten Oberflächentexturen. Die Beispiele für Kupfer und Aluminium in Abbildung 5-14 zeigen dementsprechend in der rechten Spalte keine markanten Oberflächentopografien, jedoch ist auf den REM-Aufnahmen in der linken Spalte deutlich die teilweise Ausbildung von Ripple-Strukturen zu erkennen.

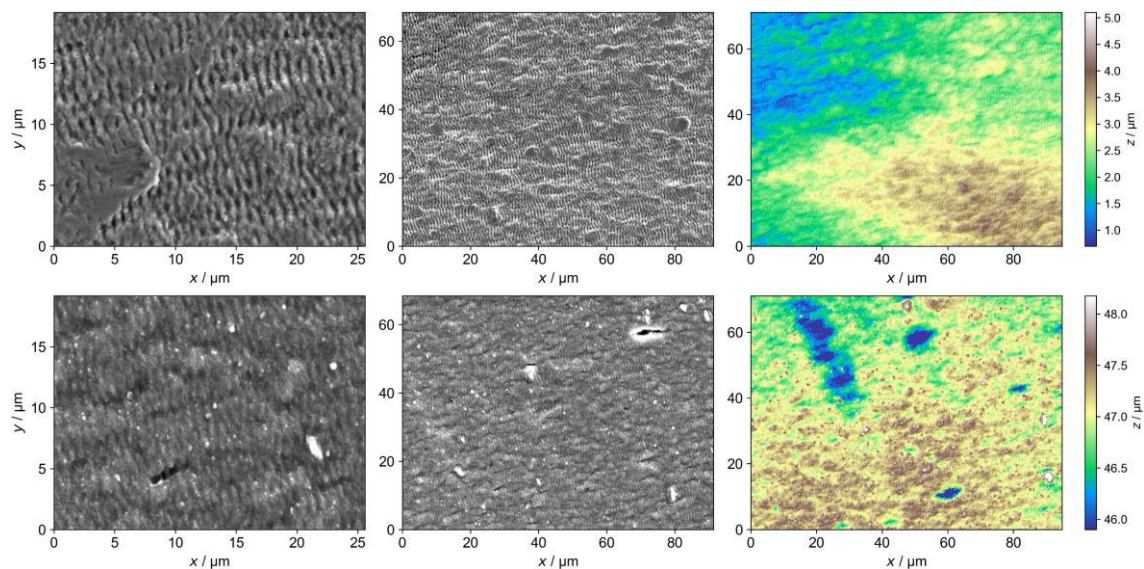


Abbildung 5-14: Oberflächenstrukturkategorie „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“.

Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ µJ, $d_L = 5$ µm, $d_p = 5$ µm,
 unten: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 1,77$ J/cm², $Q_p = 25$ µJ, $d_L = 5$ µm, $d_p = 5$ µm.

6) Mikrorauheit

Der Oberflächentexturkategorie „Mikrorauheit“ (Micro roughness) werden Datensätze mit einer mikroskopisch aufgerauten Oberfläche zugeordnet. Die Rautiefe sowie die lateralen Abstände zwischen Erhebungen und Vertiefungen liegen dabei in einer ähnlichen Größenordnung wie bei Ripple-Strukturen. Im Unterschied zu einem Abtragprofil mit überlagerten Ripple-Strukturen ist in den Oberflächentexturen der Kategorie Mikrorauheit jedoch keine Vorzugsrichtung zu erkennen. Oberflächen mit Mikrorauheit treten ebenfalls bei vielen Parametersätzen auf, mit einem Anteil von ca. 32 % (Cu) bzw. 27 % (Al) an der Gesamtzahl an Datensätzen. Die stochastische Oberflächentextur ist in Abbildung 5-15 auf Kupfer und Aluminium zu erkennen. Das primäre Höhenprofil unterscheidet sich zwar sichtbar, die mikroskopisch aufgeraute Oberflächentextur ist jedoch sehr ähnlich.

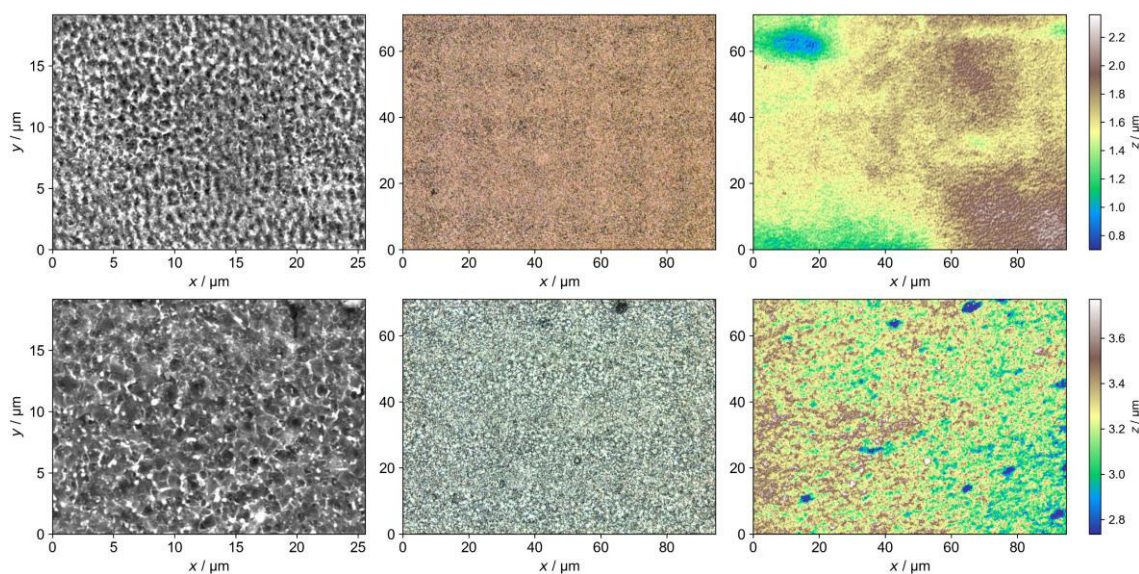


Abbildung 5-15: Oberflächenprofilkategorie „Mikrorauheit“.

Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ µJ, $d_L = 15$ µm, $d_p = 15$ µm,
 unten: Al, $f_p = 800$ kHz, $N_{\text{scan}} = 5$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ µJ, $d_L = 20$ µm, $d_p = 20$ µm.

7) Partikelrauheit

Die Kategorie „Partikelrauheit“ (Particle roughness) beinhaltet Oberflächen mit signifikanten Partikelablagerungen, welche zu einer messbaren Erhöhung der Oberflächenrauheit führen, wie an der Höhenskala in Abbildung 5-16 rechts im Vergleich zu den vorangegangenen Strukturen zu erkennen ist. Im Gegensatz zu den Partikelablagerungen bei der Linienscanstrategie (vgl. Abschnitt 5.2) können die hier beschriebenen Partikel jedoch nicht durch die Reinigung im Ultraschallbad entfernt werden, weshalb von einer höheren Haftfestigkeit an der Oberfläche auszugehen ist. Dass es sich tatsächlich um wiedererstartete Materialablagerungen handelt, bestätigen die Aufnahmen des Rasterelektronenmikroskops, z. B. in Abbildung 5-16 links. Durch eine verringerte elektrische Leitfähigkeit zur Oberfläche erfolgt während des Elektronenbeschusses eine elektrische Aufladung der Partikel, welche infolgedessen auf dem Bild sehr hell erscheinen. Interessanterweise wurden Oberflächenstrukturen mit Partikelrauheit nur auf Kupfer beobachtet.

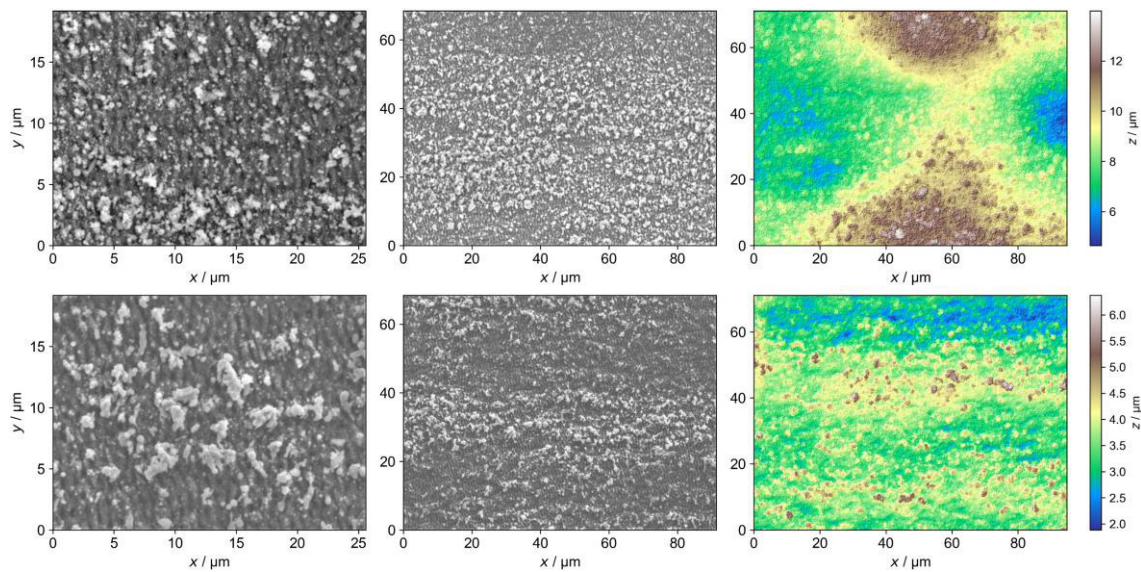


Abbildung 5-16: Oberflächentexturkategorie „Partikelrauheit“.

Oben: Cu, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 4,77$ J/cm², $Q_p = 30$ µJ, $d_L = 3,5$ µm, $d_p = 3,5$ µm,

unten: Cu, $f_p = 1000$ kHz, $N_{\text{scan}} = 2$, $H_0 = 4,77$ J/cm², $Q_p = 30$ µJ, $d_L = 3,5$ µm, $d_p = 3,5$ µm.

8) Mikrolöcher

Während Oberflächen der Kategorie 7 nur auf Kupfer zu beobachten sind, treten Oberflächen der Kategorien 8 bis 10 nur auf Aluminium auf. Die Oberflächentexturkategorie „Mikrolöcher“ (Micro holes) ist grundsätzlich oft ähnlich zu Oberflächen der Kategorien Mikrorauheit oder Abtragprofil mit Ripple-Strukturen, jedoch befinden sich auf der Oberfläche zusätzlich zahlreiche unregelmäßig angeordnete lochförmige Vertiefungen mit einem Durchmesser von ca. 2 bis 5 μm . Die Tiefe der Löcher ist nicht exakt zu ermitteln, da die Vermessung steiler Wände mit optischen Messverfahren wie dem 3D-Laserscanning-Mikroskop aufgrund von Mehrfachreflexionen immer problematisch ist. Das reflektierte Signal im Inneren der kleinen Löcher ist bei den meisten Messungen sehr schwach oder liegt sogar im Bereich den Signal-Rausch-Abstandes. Der Stereobildeindruck der REM-Aufnahmen in Abbildung 5-17 lässt jedoch Aspektverhältnisse $> 1:2$ von Durchmesser zu Tiefe vermuten. Wie weitere Untersuchungen zeigen werden, besteht ein direkter Zusammenhang zwischen dem Auftreten von Mikrolöchern auf Aluminium und der initialen Oberflächenbeschaffenheit von Aluminium vor der Bearbeitung. Wahrscheinlich sind aus diesem Grund auf Kupfer keine Mikrolöcher zu beobachten.

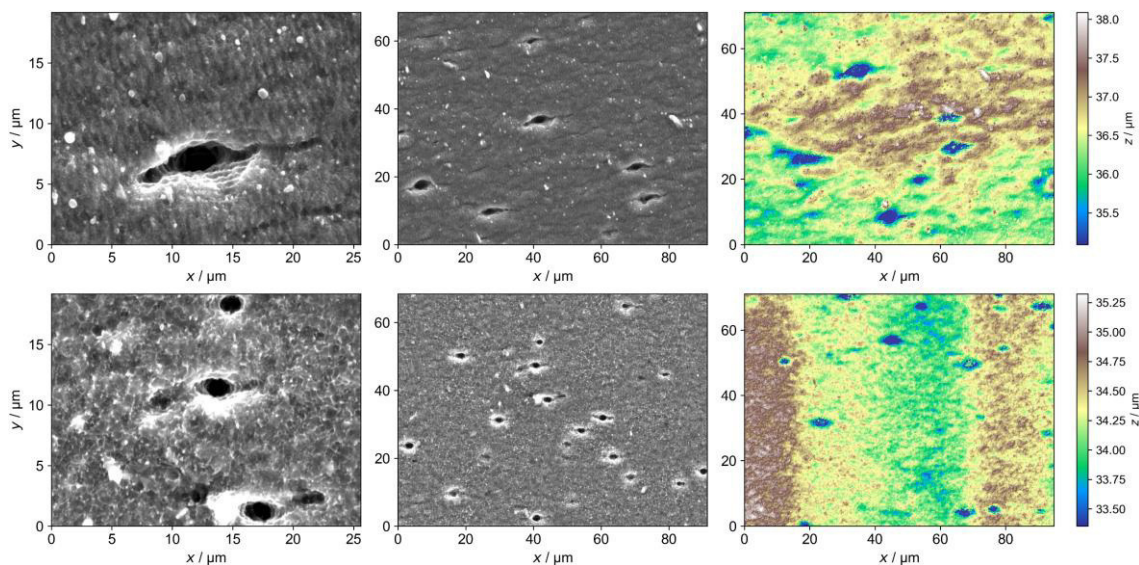


Abbildung 5-17: Oberflächenstrukturkategorie „Mikrolöcher“.

Oben: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 2$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ , $d_L = 5$ μm , $d_p = 5$ μm ,
 unten: Al, $f_p = 2000$ kHz, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 1,41$ J/cm², $Q_p = 20$ μJ , $d_L = 20$ μm , $d_p = 20$ μm .

9) Gräben

Ebenfalls nur auf Aluminium zu beobachten ist die Oberflächentexturkategorie „Gräben“ (Grooves). Wenn sich die Anzahl an Mikrolöchern immer weiter erhöht und die Löcher immer dichter zusammenrücken, formieren diese sich zu durchgängigen Gräben, wie in der oberen Reihe von Abbildung 5-18 gut zu erkennen ist. Die Grabenbreite beträgt wenige μm , die Tiefe beträgt gemäß der dargestellten Höhenprofile bis zu $10\ \mu\text{m}$. Das hohe Aspektverhältnis und die damit verbundenen steilen Grabenwände werden in den REM-Aufnahmen deutlich. Erhöht sich die Anzahl der Gräben auf der Oberfläche, stoßen die Endpunkte mehrerer Gräben an einigen Stellen zusammen und bilden eine Art Grabenetz. Die Vorzugsrichtung der Gräben entspricht dem annähernd waagerechten Verlauf der Mikrogräben in Kategorie 3 und verläuft somit senkrecht zu den Ripple-Strukturen.

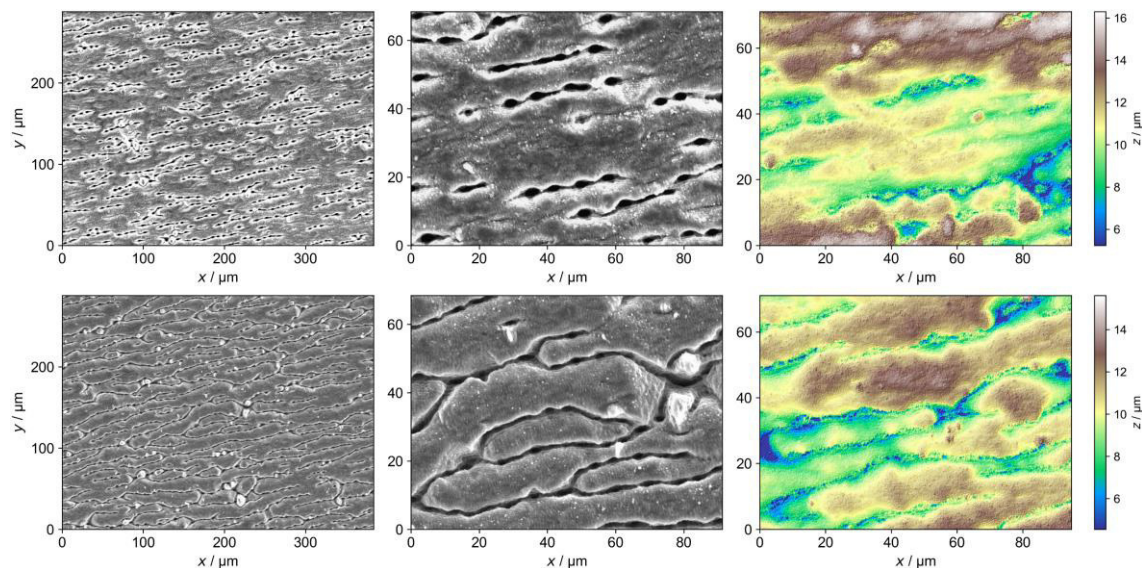


Abbildung 5-18: Oberflächenstrukturkategorie „Gräben“.

Oben: Al, $f_P = 200\ \text{kHz}$, $N_{\text{scan}} = 10$, $H_0 = 2,12\ \text{J/cm}^2$, $Q_P = 30\ \mu\text{J}$, $d_L = 5\ \mu\text{m}$, $d_P = 5\ \mu\text{m}$,
 unten: Al, $f_P = 1000\ \text{kHz}$, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 1,41\ \text{J/cm}^2$, $Q_P = 20\ \mu\text{J}$, $d_L = 5\ \mu\text{m}$, $d_P = 5\ \mu\text{m}$.

10) Cone-like structures

Die letzte Oberflächentexturkategorie „Cone-like structures“ beinhaltet die räumlich am stärksten zerklüfteten Oberflächenstrukturen mit den größten Höhendifferenzen von bis zu über 50 μm . Die Formen der Mikrostrukturen in dieser Kategorie variieren von sehr unregelmäßig geformten Strukturen (Abbildung 5-19, obere Reihe) über höcker- und säulenähnliche Strukturen (Abbildung 5-19, mittlere Reihe) bis hin zu kegel-/ rautenförmigen und hoch periodisch angeordneten Strukturen (Abbildung 5-19, untere Reihe). Teilweise sind die verschiedenen Arten der Cone-like structures von kleinen Partikeln bedeckt oder weisen sekundäre Oberflächentexturen (z. B. Ripple-Strukturen) auf der Oberfläche der größeren Primärstrukturen auf. In vielen Fällen resultiert hieraus ein komplexer hierarchischer Aufbau der gesamten Oberflächentextur.

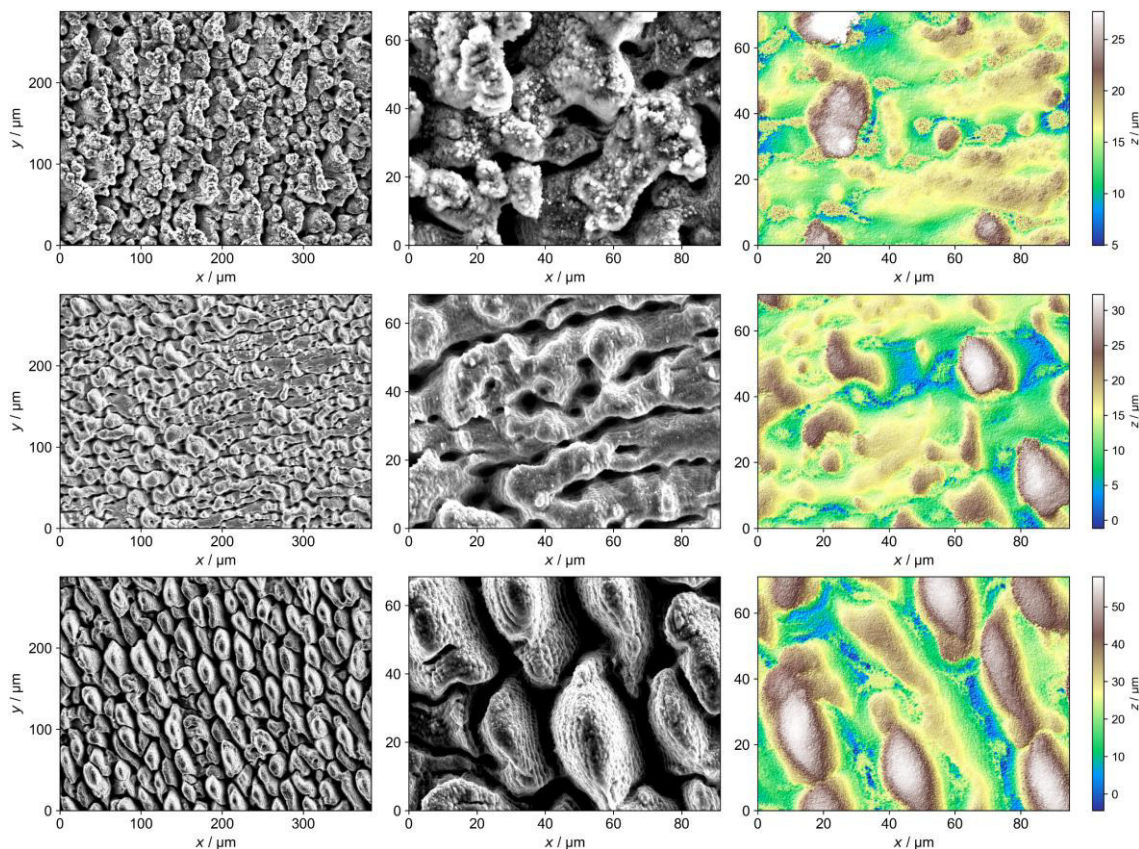


Abbildung 5-19: Oberflächenstrukturkategorie „Cone-like structures“.

Oben: Al, $f_p = 200$ kHz, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 4,77$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ , $d_L = 3,5$ μm , $d_p = 3,5$ μm ,

Mitte: Al, $f_p = 2000$ kHz, $N_{\text{scan}} = 10$, $H_0 = 2,12$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ , $d_L = 5$ μm , $d_p = 5$ μm ,

unten: Al, $f_p = 2000$ kHz, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 1,77$ J/cm², $Q_p = 25$ μJ , $d_L = 5$ μm , $d_p = 5$ μm .

5.4.2 *k*-Means-Klassifizierung

Eine Nachbildung ähnlicher Oberflächentexturkategorien wie bei der manuellen Klassifizierung soll in diesem Abschnitt mit Hilfe des *k*-Means-Algorithmus versucht werden. Untersuchungen auf Edelstahl zeigen, dass eine zufriedenstellende Klassifizierung der Oberflächentexturen in einem ähnlichen Parameterfeld mit Hilfe des *k*-Means-Algorithmus möglich ist [27].

Da das Ergebnis des *k*-Means-Algorithmus stark von der Anzahl *k* der vorgegebenen Cluster abhängig sein kann, soll *k* nicht ausschließlich auf die Anzahl der jeweils manuell definierten Kategorien für Kupfer und Aluminium beschränkt werden. Eine Toleranz von ± 2 Oberflächentexturkategorien soll im Folgenden zugelassen werden, sodass der *k*-Means-Algorithmus für Kupfer (7 manuell definierte Kategorien) mit $k = (5, 6, 7, 8, 9)$ und für Aluminium (9 manuell definierte Kategorien) mit $k = (7, 8, 9, 10, 11)$ auf die Datensätze angewendet werden soll. Um den „Erfolg“ des Algorithmus zu veranschaulichen wird im Folgenden eine Darstellung gewählt, die für eine bestimmte Dimension der Datensätze (gewählte Eingabeparameter) und die genannten Werte von *k* die Anzahl der je Cluster zugeordneten Datensätze zeigt. Eine solche Darstellung ist in Abbildung 5-20 zu sehen. Die Diagrammüberschrift beschreibt die Dimension der Datensätze. Wird dem Algorithmus beispielsweise eine Clusteranzahl $k = 7$ für Kupfer vorgegeben, so stellen die dunkelbraunen Balken jeweils die Anzahlen der zugeordneten Datensätze in den Clustern 1 bis 7 dar. Vergleichend stellt der breitere schwarze Balken die Anzahl der Datensätze der manuell definierten Oberflächentexturkategorien dar. Eine hohe Übereinstimmung der Anzahl an Datensätzen in den manuellen Kategorien und den Clustern des Algorithmus kann eine erfolgreiche Klassifizierung des *k*-Means-Algorithmus bedeuten. Jedoch kann mit einer solchen Darstellung nur die quantitative Verteilung der Clustergrößen, geordnet nach der Anzahl an Datensätzen, analysiert werden, nicht die qualitative Zuordnung der Oberflächentexturen. Um zu überprüfen, ob die gebildeten Cluster tatsächlich zusammengehörige Typen von Oberflächentexturen enthalten, werden die Farb- und Höhenbilder der Oberflächen entsprechend der Cluster-Zugehörigkeit automatisch in einzelne Clusterordner kopiert und können dort anschließend von Hand bzw. stichprobenartig kontrolliert werden. Nur eine Übereinstimmung der quantitativen und der qualitativen Clusterzuordnung kann tatsächlich ein Maß für den „Erfolg“ des Algorithmus sein.

Wie bereits in Abschnitt 4.4 erläutert, kann die Dimension der Datensätze für die *k*-Means-Klassifizierung aus den ermittelten fraktalen Kennzahlen, den Rauheitskennwerten sowie den Laser- und Prozessparametern in beliebiger Kombination zusammengesetzt werden. Eine Übersicht aller zur Verfügung stehenden Größen gibt Tabelle 5-2.

Tabelle 5-2: Auflistung aller zur Verfügung stehenden Dimensionen für die k -Means-Klassifizierung

Laser- und Prozessparameter		Fraktale Kennzahlen	
Pulswiederholfrequenz	f_P	Boxcount-Werte	BC_{512}
Anzahl der Überfahrten	N_{scan}		BC_{256}
Fluenz	H_0		BC_{128}
Pulsenergie	Q_P		BC_{64}
Linienabstand	d_L		BC_{32}
Pulsabstand	d_P		BC_{16}
Linienüberlapp	σ_L		BC_8
Pulsüberlapp	σ_P	Lakunaritäten	λ_{512}
effektive Pulsanzahl	$N_{eff,1D}$		λ_{256}
effektive Pulsanzahl	$N_{eff,2D}$		λ_{128}
Strahlradius	w_0		λ_{64}
Rauheitskennwerte			λ_{32}
maximale Höhe	S_z		λ_{16}
modifizierter Rauheitskennwert	S_z^*		λ_8
mittlere arithmetische Höhe	S_a	Fraktale Dimension	D_F
mittlere quadratische Höhe	S_q	mittlere Lakunarität	$\bar{\lambda}$

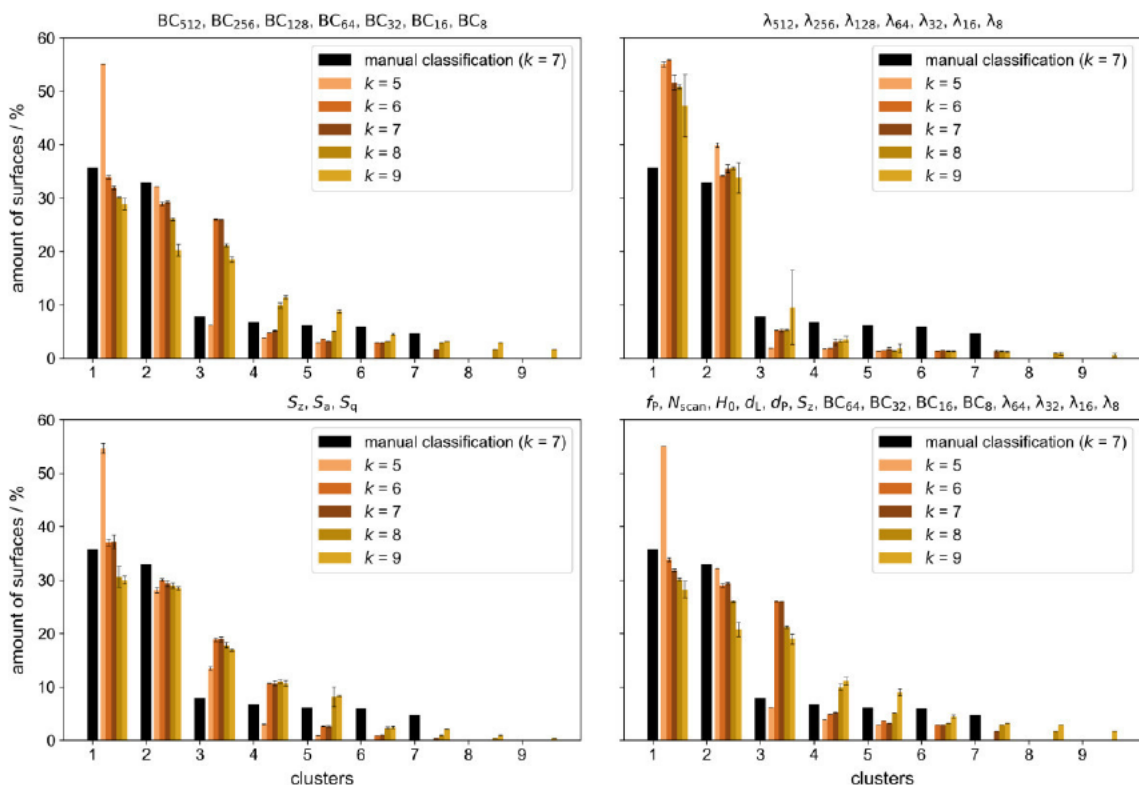


Abbildung 5-20: Clusterverteilung der Oberflächentexturen auf Kupfer für verschiedene Dimensionen des k -Means-Algorithmus (entsprechend der Diagrammüberschriften) und Clusteranzahlen k

Zunächst werden die zur Verfügung stehenden Oberflächenrauheitskennwerte S_z , S_a und S_q als Dimensionen für die k -Means-Klassifizierung der Oberflächentexturen auf Kupfer gewählt und der Einfluss auf die Clusterverteilung analysiert. In Abbildung 5-20 unten links ist die quantitative Verteilung der mit Hilfe des Algorithmus gebildeten Cluster für die Eingabeparameter S_z , S_a und S_q dargestellt. Die relativen Häufigkeiten für unterschiedliche Anzahlen an Clustern lassen vermuten, dass mit diesen Rauheitskennwerten eine erste grobe Klassifizierung erreicht werden kann, da in einigen Kategorien hohe Übereinstimmungen mit der manuellen Klassifizierung vorliegen. Bei Betrachtung der tatsächlichen Clusterzuordnung der erzeugten Oberflächen zeigt sich jedoch, dass diese nahezu zufällig erfolgt, in jedem gebildeten Cluster sind mehrere verschiedene Strukturkategorien beliebig gemischt. Ein ähnliches Ergebnis wird auch für andere Kombinationen von nur zwei Rauheitskennwerten als Dimensionen erzielt. Wie erwartet, genügen die Amplitudenkenngrößen der Oberflächenrauheit nicht, um die Oberflächentexturen ausreichend zu charakterisieren. Für die Kombination mit anderen Parametern aus Tabelle 5-2 bringt die Verwendung mehrerer verschiedener Rauheitskennwerte somit keinen weiteren Vorteil, da keine Verbesserung des Klassifizierungsergebnisses erreicht werden kann. Nachfolgend wird für Kupfer nur noch die maximale Höhe S_z verwendet.

Die zweite Gruppe von Kennzahlen, welche als Dimensionen für den k -Means-Algorithmus zur Verfügung stehen, sind die ermittelten Boxcount-Kennwerte für verschiedene Boxgrößen. In Abbildung 5-20 oben links ist die quantitative Verteilung der mit Hilfe des Algorithmus gebildeten Cluster dargestellt, wenn als Dimensionen alle Boxcount-Kennwerte ($BC_{512} \dots BC_8$) verwendet werden. Im Vergleich zu den Rauheitskennwerten ist keine Verbesserung der quantitativen Übereinstimmung mit den manuell erstellten Kategorien erkennbar. Die tatsächliche Clusterzuordnung ist jedoch erfolgreicher, der Algorithmus ist mit Hilfe der Boxcount-Kennwerte in der Lage, die Kategorien „Teilflächige Ripple-Strukturen“ sowie „Partikelrauheit“ mit wenigen Ausnahmen in sortenreine Cluster zu trennen, wobei jedoch mehrere Cluster derselben Kategorie (z. B. drei Cluster „Teilflächige Ripple-Strukturen“) gebildet werden. Die Zuordnung und Trennung der übrigen Strukturkategorien funktioniert nur sehr eingeschränkt. Oberflächen vom Typ „Mikrogräben“, „Noppenförmige Strukturen“, „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“ und „Mikrorauheit“ können mit Hilfe des Algorithmus nicht eindeutig unterschieden werden. Bei ausschließlicher Verwendung der Boxcount-Kennwerte für kleine Boxgrößen (BC_{64} , BC_{32} , BC_{16} , BC_8) sind Tendenzen in Richtung einer dominierenden Strukturkategorie je Cluster erkennbar, eine sortenreine Klassifizierung ist jedoch nicht möglich. Da die Boxcount-Kennwerte BC_{64} , BC_{32} , BC_{16} und BC_8 mehr Informationen über kleine Struktu-

ren und Strukturunterschiede enthalten und daher auch ein etwas besseres Klassifizierungsergebnis liefern, werden für die Kombination mit weiteren Parametern ausschließlich diese vier Boxcount-Kennwerte genutzt.

Die Lakunaritäts-Kennwerte für verschiedene Boxgrößen stehen als dritte Gruppe von Kennzahlen zur Verfügung. Die quantitative Verteilung der mittels k -Means-Algorithmus gebildeten Cluster für die Lakunaritäten ($\lambda_{512} \dots \lambda_8$) ist in Abbildung 5-20 oben rechts dargestellt. Die Anzahl der zugeordneten Oberflächen pro Cluster weicht von den bereits beschriebenen Ergebnissen für die Rauheits- und Boxcount-Kennwerte ab. Von einer Verbesserung der Übereinstimmung mit den manuell erstellten Kategorien kann jedoch nicht gesprochen werden. Die qualitative Zuordnung und Trennung der Oberflächenstrukturen ist vergleichbar mit dem Ergebnis der Boxcount-Kennwerte. Die Kategorien „Teilflächige Ripple-Strukturen“ und „Partikelrauheit“ werden nahezu eindeutig erkannt, die übrigen Strukturkategorien liegen in zwei großen gemischten Clustern vor. Zusätzlich existiert noch ein Cluster mit Oberflächenstrukturen, die ein relativ homogenes Erscheinungsbild bzw. gewisse Periodizitäten aufweisen, jedoch entspricht dieses Cluster keiner der manuell definierten Kategorien und ist auch nicht als vollständig zu betrachten. Möglicherweise wird hierin aber die Bedeutung der Lakunaritäten als Maß für die spezifische räumliche Heterogenität einer Oberflächentextur deutlich. Werden nur die Lakunaritäts-Kennwerte für kleine Boxgrößen ($\lambda_{64}, \lambda_{32}, \lambda_{16}, \lambda_8$) als Eingabeparameter verwendet, zeigt sich kein nennenswerter Unterschied, weder in der quantitativen noch in der qualitativen Klassifizierung des Algorithmus. Um die Anzahl der Dimensionen möglichst gering zu halten, werden im Folgenden ausschließlich die zu den ausgewählten Boxcount-Werten gehörigen Lakunaritäten $\lambda_{64}, \lambda_{32}, \lambda_{16}$ und λ_8 verwendet.

Die fraktale Dimension D_F und die mittlere Lakunarität $\bar{\lambda}$ werden nicht als Dimensionen des Algorithmus verwendet, da durch die Approximation bzw. Mittelwertbildung zur Berechnung dieser Kennzahlen die Informationen zu jeweiligen Skalierungsfaktoren verloren gehen. Insbesondere die Lakunarität nimmt für unterschiedliche Boxgrößen bzw. Skalierungsfaktoren Werte über mehr als zwei Größenordnungen verteilt an.

Zu den genannten drei Gruppen von Kennzahlen (Rauheits-, Boxcount- und Lakunaritäts-Kennwerte) können noch ausgewählte, für die Klassifizierung ggf. relevante Laser- und Prozessparameter hinzugezogen werden, um die Klassifizierung des k -Means-Algorithmus eventuell zu verbessern. Da wichtige Abhängigkeiten der Oberflächenstrukturen insbesondere von den Größen Pulswiederholfrequenz f_p , Anzahl der Überfahrten N_{scan} , Fluenz H_0 , Linienabstand d_L und Pulsabstand d_p bestehen, werden diese Werte zu den Dimensionen des Algorithmus hinzugefügt. In Abbildung 5-20 unten rechts ist die

Clusterverteilung des k -Means-Algorithmus für die Kombination der Parameter f_P , N_{scan} , H_0 , d_L , d_P , S_z , BC_{64} , BC_{32} , BC_{16} , BC_8 , λ_{64} , λ_{32} , λ_{16} , λ_8 dargestellt. Die quantitative Clusterverteilung kommt der manuellen Klassifizierung an vielen Stellen sehr nahe und zeigt im Vergleich zu den einzelnen Rauheits-, Boxcount- und Lakunaritäts-Kennzahlen eine Verbesserung. Auch die qualitative Zuordnung der Oberflächentexturen kombiniert die in den vorangegangenen Absätzen beschriebenen Vorteile der jeweiligen Kennzahlen. Trotzdem genügt die Kombination aller genannten Kennwerte nicht, um mittels k -Means-Klassifizierung eine sortenreine Trennung der Oberflächentexturen entsprechend der manuell definierten Strukturkategorien zu erreichen.

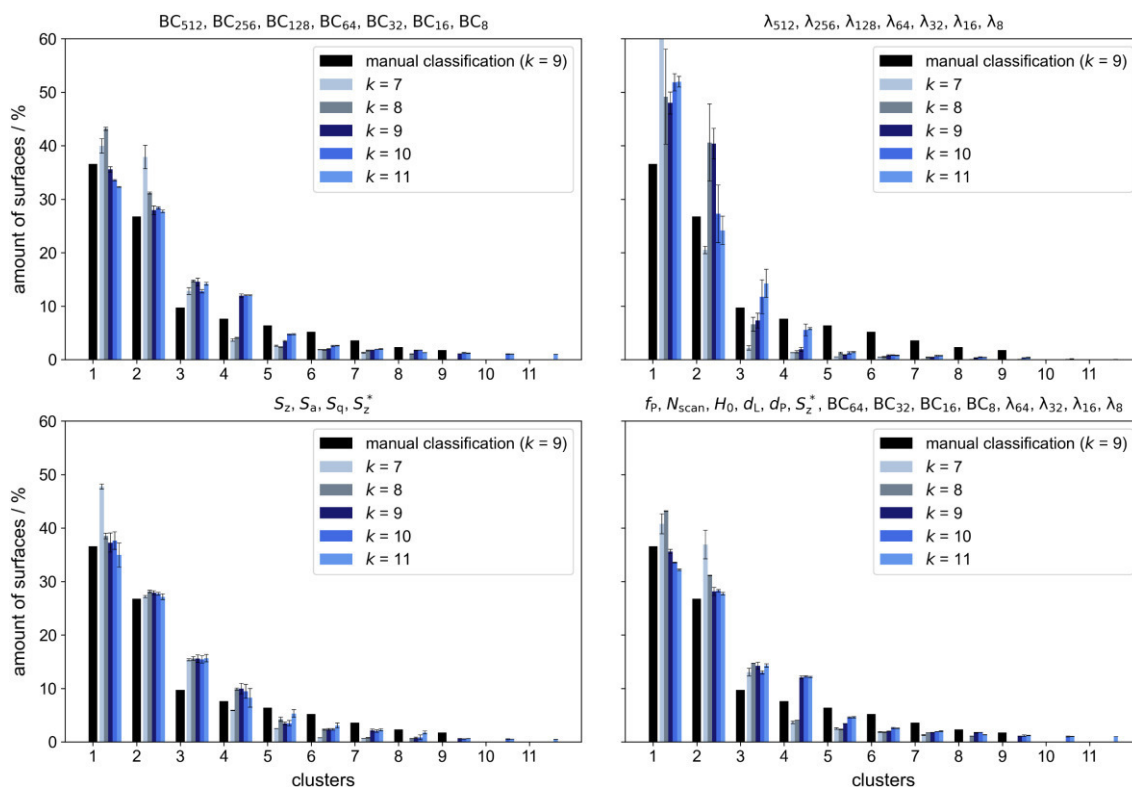


Abbildung 5-21: Clusterverteilung der Oberflächentexturen auf Aluminium für verschiedene Dimensionen des k -Means-Algorithmus (entsprechend der Diagrammüberschriften) und Clusteranzahlen k

Für die auf Aluminium erzeugten Oberflächentexturen werden ähnliche Ergebnisse der k -Means-Klassifizierung erzielt, sodass an dieser Stelle nur auf einige beobachtete Unterschiede und mögliche Gründe hierfür eingegangen werden soll. Die prinzipiell gleiche Wirkungsweise des Algorithmus aufgrund der größtenteils übereinstimmenden Strukturkategorien im Vergleich zu Kupfer wird auch an den Clusterverteilungen in Abbildung 5-21 deutlich, welche sehr ähnlich zu denen für Kupfer (vgl. Abbildung 5-20) sind.

Bei der Untersuchung des Einflusses der unterschiedlichen Rauheitskennwerte auf die Clusterbildung durch den Algorithmus kann für Aluminium festgestellt werden, dass die

maximale Höhe S_z ungeeignet ist, um charakteristische Höhendifferenzen in den Strukturkategorien zu beschreiben. Wie bei der Beschreibung der Kategorie „Mikrolöcher“ bereits kurz erwähnt, werden die Oberflächentexturen auf Aluminium teilweise stark von der initialen Oberflächenbeschaffenheit vor der Bearbeitung beeinflusst, wodurch sich u. a. mikroskopische Löcher oder andere Artefakte an vorhandenen Oberflächendefekten bilden. Bei der Vermessung der Oberflächen mittels 3D-Laserscanning-Mikroskopie resultieren solche Oberflächenartefakte meist in starken lokalen Peaks der Laserintensität oder schwachen reflektierten Signalen, sodass S_z oft stark überhöhte Werte annimmt, die nicht die charakteristische Oberflächentextur beschreiben. Anstelle der maximalen Höhe S_z wird für die Kombination mit den Boxcount- und Lakunaritäts-Kennwerten der modifizierte Rauheitskennwert S_z^* verwendet (siehe Abbildung 5-21 unten rechts). Hierdurch werden einzelne Ausreißer abgeschwächt, wiederkehrende starke Höhenunterschiede im Oberflächenprofil werden jedoch weiterhin in Form eines hohen Wertes von S_z^* berücksichtigt.

Für die Boxcount- und Lakunaritäts-Kennwerte gelten die gleichen Zusammenhänge wie oben beschrieben für die Kupfer-Oberflächen (vgl. Abbildung 5-21 oben für Aluminium und Abbildung 5-20 oben für Kupfer). Bei Kombination der Boxcount-, Lakunaritäts- und Rauheitskennwerte sowie der Laserparameter als Dimensionen des Algorithmus wird ebenfalls ein ähnliches Klassifizierungsergebnis wie bei Kupfer erreicht. Die Strukturkategorien „Teilflächige Ripple-Strukturen“ und „Cone-like structures“ werden eindeutig identifiziert und in ein oder mehrere Cluster nahezu sortenrein getrennt. Auch Grabenstrukturen werden teilweise erkannt und in ein separates Cluster eingeordnet, wobei jedoch ein großer Teil dieser Strukturen in weiteren Clustern, vermischt mit Ripple-Strukturen, Mikrogräben, noppenförmigen Strukturen, Mikrorauheit und Mikrolöchern verbleibt. Eine detailliertere Trennung der genannten Strukturkategorien ist mit Hilfe des k -Means-Algorithmus auch für Aluminium nicht möglich.

Die statistische Sicherheit des Klassifizierungsergebnisses des k -Means-Algorithmus ist in Form von Fehlerbalken in Abbildung 5-20 und Abbildung 5-21 berücksichtigt. Hierzu wurde der Algorithmus jeweils zehnmals mit denselben Datensätzen, Dimensionen und derselben Clusteranzahl k gestartet und die Standardabweichung der Anzahl der je Cluster zugeordneten Datensätze berechnet. Statistische Unsicherheiten von über 5 % treten nur bei stark von der manuell definierten Clusteranzahl abweichendem k auf.

5.4.3 Zusammenfassende Bemerkungen

An dieser Stelle soll ein kurzes Zwischenfazit zum Vergleich der Klassifizierungsmethoden der Oberflächentexturen mit manueller Zuordnung bzw. mittels k -Means-Clustering gezogen werden.

Die Forderung nach einer teil- bzw. vollautomatisierten Oberflächenklassifizierung konnte mit Hilfe des k -Means-Algorithmus für die auf Kupfer und Aluminium erzeugten Oberflächentexturen nicht hinreichend erfüllt werden. Die Klassifizierung der Datensätze nach den Kriterien, welche für die manuelle Kategorisierung angegeben wurden, ist nur in Ansätzen möglich. Eine relativ sichere Strukturerkennung liefert der Algorithmus nur für Oberflächen mit minimaler und maximaler Oberflächenmodifikation. So werden fast alle Oberflächen der Kategorien „Teilflächige Ripple-Strukturen“ sowie „Partikelrauheit“ im Falle von Kupfer und „Cone-like structures“ im Falle von Aluminium durch den Algorithmus erkannt und entsprechend getrennt. Zwischen diesen „Extremen“ liegende Mikrostrukturen mit ähnlichen Abmessungen lassen sich nicht identifizieren. Die Ursache hierfür liegt hauptsächlich in der Arbeitsweise des Algorithmus an sich. Wie in der beispielhaften Darstellung bei der Erklärung der Grundlagen des k -Means-Algorithmus in Abschnitt 3.3.3, Abbildung 3-7 zu erkennen, ist bedingt durch die Minimierung des Abstandes zum Clusterschwerpunkt prinzipiell nur die Bildung konvexer Cluster möglich. Eine teilweise Überlappung, ein nahtloser Übergang zwischen den Clustern oder auch die Bildung hierarchisch aufgebauter Cluster ist mit k -Means ausgeschlossen. Zwar lässt sich das einfache zweidimensionale Beispiel einer Punktwolke nicht ohne weiteres auf die n -dimensionalen Datensätze der Oberflächentexturen übertragen, jedoch liegt nahe, dass es sich bei den manuell erstellten Kategorien nicht ausschließlich um konvexe Cluster handelt. Weiterhin liefert k -Means insbesondere dann gute Ergebnisse, wenn alle Cluster eine ähnliche Größe haben. Auch diese Voraussetzung ist bei den manuell erstellten Strukturkategorien nicht erfüllt.

Zur Verbesserung der Clusterbildung könnten andere Algorithmen der Clusteranalyse, wie z. B. DBSCAN oder OPTICS getestet werden, welche dichtebasiert arbeiten und daher, wie in Abbildung 3-7 zu erkennen, beliebig geformte Cluster oder auch hierarchische Clusterstrukturen (OPTICS) sowie Ausreißer und Rauschen erkennen können [111; 112]. Die ermittelten fraktalen Kennzahlen der Oberflächentexturen stellen für diese Algorithmen ebenfalls eine geeignete Datengrundlage dar. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit soll jedoch der Schwerpunkt auf genauere Betrachtungen zur Entstehung der in diesem Abschnitt gefundenen Oberflächentexturen gelegt werden. Hierfür bildet die manuelle Klassifizierung die Basis, da von einer konsistenten Zuordnung aller Datensätze ausgegangen werden kann.

5.5 Abhängigkeiten der Oberflächentextur von Laser- und Prozessparametern

Das Parameterfeld der Untersuchungen zur Flächenscanstrategie mit Variation der fünf verschiedenen Laser- und Prozessparameter

- Pulswiederholfrequenz f_p ,
- Anzahl der Überfahrten N_{scan} ,
- Fluenz H_0 ,
- Pulsüberlapp σ_p und
- Linienüberlapp σ_L

ermöglicht umfassende Auswertungen der erzeugten Oberflächentexturen hinsichtlich der jeweils wirkenden Einflussgrößen. Die klassifizierten Datensätze eignen sich von ihrer Struktur her für eine umfangreiche statistische Versuchsauswertung, bei welcher die relativen Häufigkeiten und Streuungen der genannten Laser- und Prozessparameter in jeder Oberflächentexturkategorie analysiert werden können. Zu beachten ist jedoch, dass nur die Parametermatrix I einen vollfaktoriellen Versuchsplan darstellt, in dem alle Parameterkombinationen (N_{scan} , H_0 , σ_p , σ_L) mit gleicher Gewichtung vorkommen. Die Pulswiederholfrequenz f_p wurde in der Parametermatrix II nur teilfaktoriell (nur für ausgewählte Kombinationen aus Puls- und Linienabstand) berücksichtigt, da ansonsten eine noch deutlich größere Versuchsanzahl notwendig gewesen wäre. In der Gesamtmenge aller Datensätze sind die Pulswiederholfrequenzen $f_p > 200$ kHz somit unterrepräsentiert, sodass einfache statistische Auswertungen im Bezug auf die Pulswiederholfrequenz missverständliche Ergebnisse liefern können. Die Auswertungen und Erklärungen der verschiedenen entstehenden Oberflächentexturen soll daher über eine rein statistische Versuchsauswertung hinausgehen und ausgewählte Parameterabhängigkeiten unter Einbeziehung bekannter Zusammenhänge näher beleuchten. Die Untersuchungen werden nachfolgend in drei Abschnitte gegliedert, in welchen jeweils ähnliche Oberflächentexturkategorien mit unterschiedlich starker Oberflächenmodifikation gemeinsam betrachtet werden. Die Einteilung orientiert sich im Wesentlichen an den übergeordneten Klassen lasergenerierter Oberflächentexturen (LIPSS, Dimples/Grooves, Spikes), welche bereits aus der Übersicht in Abbildung 2-3 sowie aus Abbildung 5-9 bekannt sind.

5.5.1 LIPSS

In die Klasse der Laser-induced periodic surface structures (LIPSS) werden in diesem Abschnitt die Oberflächentexturkategorien „Teilflächige Ripple-Strukturen“, „Ripple-Strukturen“ und „Mikrogräben“ eingeordnet. Da die Laser- und Prozessparameter für die

Entstehung dieser drei Mikro- bzw. Nanostrukturen sehr ähnlich sind, können durch eine zusammenhängende Untersuchung im Idealfall entscheidende Unterschiede in Bezug auf die Entstehungsmechanismen herausgefunden werden.

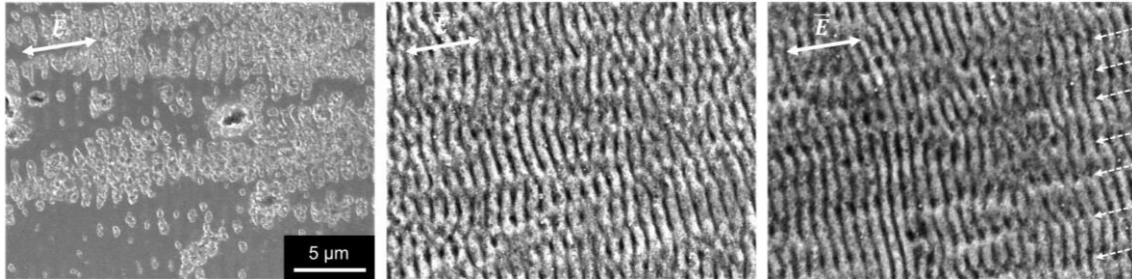


Abbildung 5-22: Teilflächige Ripple-Strukturen auf Al (links) sowie Ripple-Strukturen (Mitte) und Mikrogräben (rechts) auf Cu. Der weiße Doppelpfeil kennzeichnet die Polarisationsrichtung der Laserstrahlung

Bei den beobachteten Ripple-Strukturen auf Kupfer und Aluminium handelt es sich ausschließlich um High spatial frequency LIPSS (HSFL), wie in Abbildung 5-22 in der Mitte dargestellt ist. Die Ripple-Periode stimmt nahezu exakt mit der Wellenlänge der Laserstrahlung $\lambda = 1030 \text{ nm}$ überein. Auf Kupfer wurde $\Lambda_{\text{LSFL}} = 1,0 \text{ }\mu\text{m}$ durch Mittelung über 25 Ripple-Perioden ermittelt, auf Aluminium konnte $\Lambda_{\text{LSFL}} = 1,2 \text{ }\mu\text{m}$ durch Mittelung über 30 Ripple-Perioden ermittelt werden. Die Ausrichtung der Ripple-Strukturen erfolgt senkrecht zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung, welche durch weiße Doppelpfeile in Abbildung 5-22 gekennzeichnet. In den frühesten Phasen der Ripple-Bildung wird die Ausrichtung auch bzw. teilweise sogar maßgeblich durch Oberflächendefekte und Kratzer bestimmt. Untersuchungen zeigen ebenfalls, dass lokale Unregelmäßigkeiten in der Legierungszusammensetzung bzw. der Verlauf von Korngrenzen die Entstehung von Ripple-Strukturen beeinflussen [44]. Die Teilflächige Ripple-Struktur in Abbildung 5-22 links zeigt die bevorzugte Ausbildung von Ripple-Strukturen an mikroskopischen Oberflächendefekten sowie entlang bestimmter bevorzugter Linien. Einen Erklärungsansatz kann das Modell der Ripple-Entstehung durch Wechselwirkung der Laserstrahlung mit Oberflächenplasmonen liefern [113–115]. Im Falle von Oberflächenunregelmäßigkeiten und -defekten ist davon auszugehen, dass die durch die Laserstrahlung angeregten kollektiven Schwingungen der Oberflächenplasmonen starke lokale Störungen erfahren und somit eine unregelmäßige Ripple-Formation erfolgt. Wie bereits erwähnt, ist die Oberflächenbeschaffenheit insbesondere der Al-Proben vor der Bearbeitung durch zahlreiche Mikrokratzer und Defekte gekennzeichnet, sodass viele kleine unregelmäßig angeordnete Entstehungszentren der Ripple-Strukturen existieren. Bei der weiteren Ripple-Ausbreitung stoßen die Endpunkte der Ripple-Strukturen nicht immer exakt anei-

einander, sodass sich weniger gleichförmige Wellenstrukturen ausbilden. In der unterschiedlichen Oberflächenbeschaffenheit der Cu- und Al-Proben liegt somit auch der Grund für die insgesamt deutlich geringere Anzahl an LIPSS-Oberflächen auf Aluminium im Vergleich zu Kupfer (vgl. Abbildung 5-9, Kategorien 1-5). Nahezu perfekt homogene Ripple-Strukturen über eine große Fläche wie in [116] konnten jedoch weder auf Kupfer noch auf Aluminium nicht beobachtet werden, da auch die Oberflächen der Cu-Proben nicht optisch glatt poliert wurden und weniger stark ausgeprägte Mikrokratzer aufweist. Ebenso nicht beobachtet wurden High spatial frequency LIPSS mit Ripple-Perioden $\Lambda_{\text{HSFL}} < \lambda/2$. Da die Strukturgrößen von HSFL im Bereich einiger 10 bis 100 nm liegen, waren die verwendeten REM-Vergrößerungen möglicherweise nicht ausreichend, um HSFL auflösen zu können.

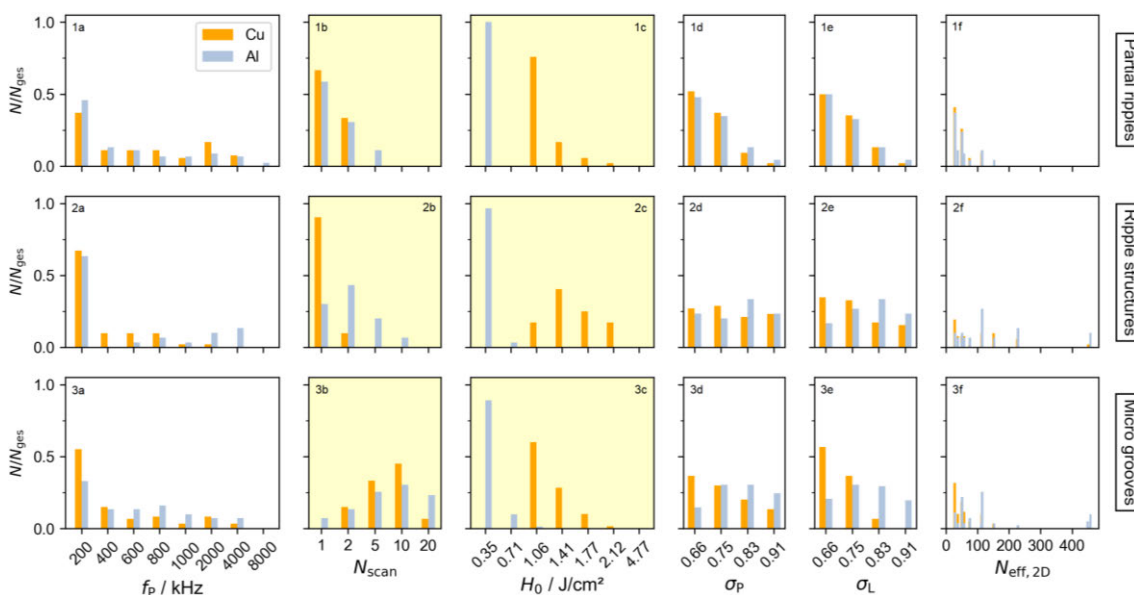


Abbildung 5-23: Statistische Verteilung der Laser- und Prozessparameter f_p , N_{scan} , H_0 , σ_p , σ_L und $N_{\text{eff},2D}$ für die Oberflächentexturkategorien „Teilflächige Ripple-Strukturen“, „Ripple-Strukturen“ und „Mikrogräben“. Texturspezifische charakteristische Parameterwerte in gelb hinterlegten Diagrammen.

Die Entstehung von Ripple-Strukturen ist in den meisten Fällen an einen bestimmten Parameterkorridor zwischen Fluenz und Anzahl der Überfahrten gebunden, welcher in Abbildung 5-23 in den gelb hinterlegten Diagrammen 1b, 1c, 2b und 2c dargestellt ist. Dieser Bereich (1c, 2c) umfasst für Aluminium fast ausschließlich geringe Fluenzen $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$ leicht oberhalb der Schwellfluenz. Im Falle von Kupfer sind Ripple-Strukturen in einem etwas breiteren Fluenzbereich bis vereinzelt $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$ zu beobachten, wobei über 60 % der Oberflächen mit $H_0 \leq 1,41 \text{ J/cm}^2$ erzeugt wurden. Bei der Interpretation der Fluenzen ist immer zu beachten, dass $H_{\text{th,Cu}} \approx 2,5 H_{\text{th,Al}}$ gilt und sich somit die entsprechenden absoluten Werte der Fluenz in der gleichen Oberflächen-

texturkategorie zwischen Kupfer und Aluminium ungefähr um diesen Faktor unterscheiden können. Die Anzahl an Überfahrten (1b, 2b) ist bei der Entstehung von Ripple-Strukturen auf wenige Überfahrten begrenzt. Fast alle Ripple-Strukturen auf Kupfer wurden mit nur einer Überfahrt realisiert, auf Aluminium führten auch 2 und 5 Überfahrten häufig zur Bildung von Ripple-Strukturen. Das beschriebene Parameterfeld aus Fluenz und Anzahl der Überfahrten wurde in der Literatur auch bei der Untersuchung von Ripple-Strukturen auf anderen Materialien beobachtet [41; 44; 117]. In der Literatur erfolgt jedoch häufig keine scharfe Trennung zwischen der Anzahl an Überfahrten und der effektiven Pulsanzahl bzw. den expliziten Puls- und Linienabständen. Aus Abbildung 5-23 geht hervor, dass genau in diesen Parametern der wesentliche Unterschied zwischen einer teilflächigen und einer vollflächigen Ripple-Bildung liegt. Teilflächige Ripple-Strukturen resultieren hauptsächlich bei geringem Puls- und Linienüberlapp von 66 - 75 % (1d, 1e), während für vollflächige Ripple-Strukturen annähernd gleichverteilte Werte zwischen 66 % und 91 % (2d, 2e) vorliegen. Somit ist auch die effektive Pulsanzahl bei teilflächigen Ripple-Strukturen (1f) im Durchschnitt niedriger als bei vollflächigen Ripple-Strukturen (2f).

Die Mikrogräben als dritte Oberflächenstrukturkategorie in Abbildung 5-23 (3a - 3f) grenzt sich insbesondere durch eine größere Anzahl an Überfahrten $N_{\text{scan}} = 2 \dots 20$ von den Ripple-Strukturen ab. Aus dieser Abhängigkeit lässt sich schlussfolgern, dass zusätzliche Überfahrten mit geringen Fluenzen die Bildung von Mikrogräben begünstigen. Die Entstehung solcher Mikrogräben, welche senkrecht zu bereits vorhandenen Ripple-Strukturen orientiert sind, ist in der Literatur zwar teilweise bekannt [116; 118], jedoch existieren kaum Theorien zur Erklärung der Strukturen. Abbildung 5-23 rechts zeigt Mikrograbenstrukturen auf Kupfer, die weißen Pfeile am rechten Rand deuten den etwa zwei- bis dreimal größeren Abstand der Mikrogräben zueinander an im Vergleich zu Ripple-Strukturen. Aufgrund der Periodizität der Mikrogräben ist nicht davon auszugehen, dass unregelmäßig verteilte Absorptionszentren (Oberflächendefekte etc.) den Ausgangspunkt der Mikrogräben bilden. Da nicht die unbearbeitete Oberfläche, sondern die bereits durch ein bis zwei Überfahrten erzeugte Ripple-Oberflächentopologie den Ausgangspunkt für die Entstehung von Mikrogräben bildet, ist ein direkter Zusammenhang zwischen der wellenförmigen Ripple-Struktur und der Mikrograbenformierung wahrscheinlich. Wie in Abbildung 5-24 anhand einer einfachen schematischen Darstellung gezeigt, treten bei der Bestrahlung einer bereits vorhandenen Ripple-Struktur bei jeder weiteren Überfahrt Mehrfachreflexionen aufgrund der gekrümmten Oberflächentopologie auf. Diese Mehrfachreflexionen treffen insbesondere an den Innenseiten der Wände auf und führen zu einer Mehrfachabsorption der Laserstrahlung. Da die Laserstrahlung parallel zur Einfallsebene polarisiert ist (senkrecht zur Richtung der Ripple-

Strukturen), sinkt der Reflexionsgrad mit zunehmendem Einfallswinkel an den gekrümmten Oberflächen gemäß der Fresnel-Gleichungen zusätzlich ab. Insgesamt ist also von einer deutlich verstärkten Absorption an den Innenwänden auszugehen, was in diesem Modell durchaus zu einer Grabenbildung senkrecht zur Ripple-Orientierung führen kann. Nicht erklärt werden kann mit diesem Modell jedoch der exakte Abstand der Mikrogräben zueinander.

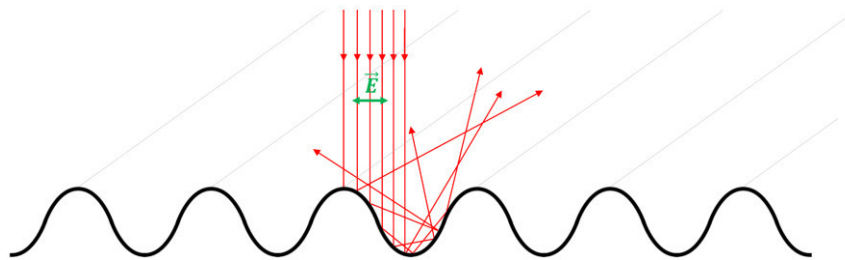


Abbildung 5-24: Schematische Darstellung der Bestrahlung einer bereits vorhandenen Ripple-Struktur mit Mehrfachreflexionen bei weiteren Überfahrten

Die Pulswiederholfrequenz konnte bei der Bildung von LIPSS nicht als Einflussfaktor identifiziert werden. In Abbildung 5-23 (1a, 2a, 3a) ist zwar zu erkennen, dass der Anteil der Mikrogräben mit $f_p > 200$ kHz größer ist als bei Ripple-Strukturen, jedoch kann keine systematische Abhängigkeit der Oberflächentexturen erkannt werden. Die Unabhängigkeit der LIPSS von der Pulswiederholfrequenz kann auf die allgemein relativ geringe effektive Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D} \lesssim 100$ zurückgeführt werden (1f, 2f, 3f). Aufgrund des geringen räumlichen Energieeintrags kommen auch bei kurzen zeitlichen Pulsabständen noch keine Akkumulationseffekte zum Tragen, welche die Entstehung der Oberflächentextur beeinflussen.

5.5.2 Dimples/Grooves

Während die Erzeugung von LIPSS nur mit einem minimalen Materialabtrag mit kaum messbarer Abtragtiefe $\Delta z \lesssim 1 \mu\text{m}$ verbunden ist, findet im Bereich der Oberflächentexturkategorien „Noppenförmige Strukturen“, „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“, „Mikrorauheit“ und „Mikrolöcher“ ein signifikanter Materialabtrag statt. Die mittlere Abtragtiefe liegt bei den Oberflächen dieser Kategorien im Bereich $\Delta z \approx 20 \mu\text{m}$ (siehe Abbildung 5-25) und impliziert somit auch deutliche Unterschiede in der resultierenden Oberflächentextur, welche nachfolgend genauer analysiert werden sollen.

Eine interessante Oberflächentextur ist in den noppenförmigen Strukturen zu finden, welche in Abschnitt 5.4.1 (Kategorie 4) beschrieben und als Sonderfall eines Abtragprofils mit Ripple-Strukturen (Kategorie 5) bezeichnet wurden. Diese Einordnung ist auch

im Zusammenhang mit der Analyse der Laser- und Prozessparameter in Abbildung 5-27 (4a-f, 5a-f) durchaus zutreffend. Der Kategorie „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“ sind grundsätzlich alle Oberflächenstrukturen zugeordnet, die ein primäres Abtragprofil mit deutlich messbarer Abtragtiefe von einigen μm zeigen, welche zusätzlich von einer sekundären Ripple-Struktur überlagert ist. Die Laser- und Prozessparameter für die Entstehung eines Abtragprofils mit Ripple-Strukturen orientieren sich daher teilweise an dem Parameterkorridor von Fluenz und Anzahl der Überfahrten, welcher im vorangegangenen Abschnitt beschrieben wurde. Insbesondere hohe Fluenzen $H_0 \geq 2,12 \text{ J/cm}^2$ kommen bei Abtragprofilen mit Ripple-Strukturen selten vor (5c).

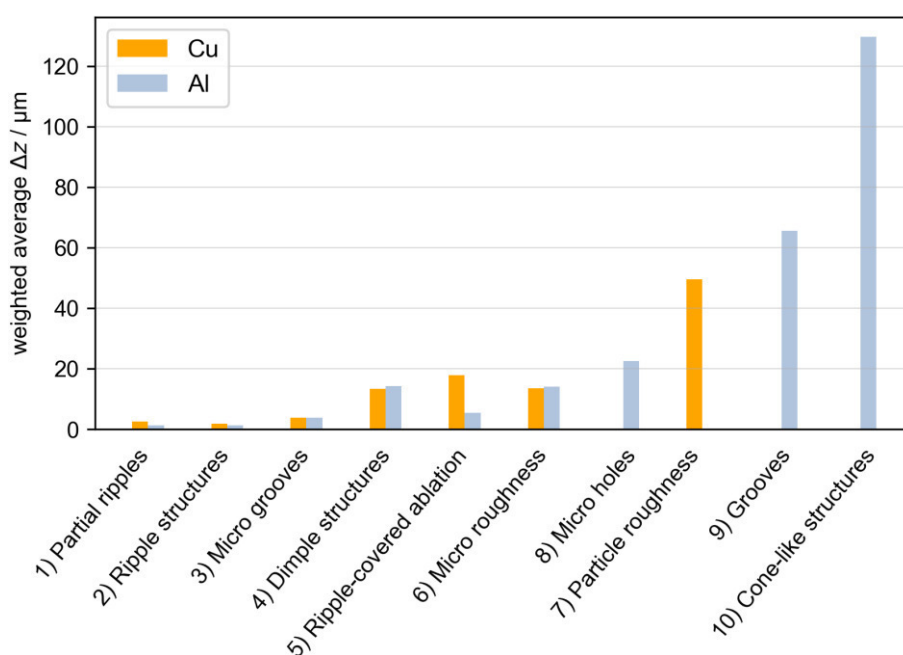


Abbildung 5-25: Gewichtete Mittelwerte der Abtragtiefen innerhalb der Oberflächentexturkategorien für Kupfer und Aluminium

Noppenförmige Strukturen grenzen sich durch gewisse Einschränkungen der Parameterbereiche von einem allgemeinen Abtragprofil mit Ripple-Strukturen ab. Die gelb hinterlegten Diagramme 4b - 4e in Abbildung 5-27 zeigen diese für Kupfer und Aluminium sehr ähnlichen Zusammenhänge. Der Parameterbereich der Fluenz und der Anzahl an Überfahrten ist bei noppenförmigen Strukturen in dem Sinne eingeschränkt, dass nur Kombinationen aus einer hohen Anzahl an Überfahrten (4b) und einer geringen Fluenz (4c) zur Ausbildung dieser Strukturen führt. Höhere Fluenzen und eine geringere Anzahl an Überfahrten rufen beispielsweise eher Oberflächen mit Mikrorauheit (6b, 6c) hervor.

Auch die räumliche Pulsanordnung ist bei noppenförmigen Strukturen deutlich in Richtung eines höheren Puls- und Linienüberlapps (4d, 4e) und somit etwas höherer effektiver Pulsanzahlen (4f) verschoben. Auch hier führt eine gegenläufige Parametervariation mit geringerem Puls- und Linienüberlapp häufiger zur Ausbildung von Oberflächenstrukturen mit Mikrorauheit (6d - 6f). Die genauen Wirkungsmechanismen bei der Entstehung noppenförmiger Strukturen sind unbekannt, in der Literatur wurde von Tan *et al.* [26] eine ähnliche Art von Mikrostrukturen auf Kupfer beobachtet, jedoch ohne präzise Angaben zum Bearbeitungsregime. Da insbesondere eine hohe Anzahl an Überfahrten zu einer starken Ausprägung noppenförmiger Strukturen führt, ist in Abbildung 5-26 oben die Veränderung der Oberflächentopologie von Aluminium mit steigender Anzahl an Überfahrten dargestellt. Bei einer Überfahrt ist zunächst die Ausbildung von Ripple-Strukturen zu beobachten, welche bei weiteren Überfahrten in Mikrogräben und ab $N_{\text{scan}} = 5$ in noppenförmige Strukturen übergehen. Weitere Überfahrten führen zu einer stärkeren Ausprägung bzw. bei Aluminium zur Formierung länglicher Noppenstrukturen (Abbildung 5-26 oben rechts). Durch die Verbindung vieler Mikrogräben zu einzelnen kleinen inselförmigen Erhebungen können sich diese bei weiteren Überfahrten zu noppenförmigen Strukturen entwickeln. Die erforderlichen geringen Fluenzen tragen vermutlich dazu bei, dass das Noppenprofil trotz des weiteren Materialabtrags erhalten bleibt bzw. verstärkt wird. Als Besonderheit bei der Bildung noppenförmiger Strukturen auf Aluminium ist noch zu nennen, dass ein vergleichsweise großer Anteil dieser Strukturen bei höheren Pulswiederhol frequenzen $400 \text{ kHz} \leq f_p \leq 4000 \text{ kHz}$ auftritt (Abbildung 5-27, 4a). Auch die Form der Noppenstrukturen verändert sich bei unterschiedlichen Pulswiederhol frequenzen (vgl. Abbildung 5-26 unten), sodass offensichtlich auch die zeitliche Pulsfolge im Zusammenhang mit der gleichmäßigen Formierung noppenförmiger Strukturen steht.

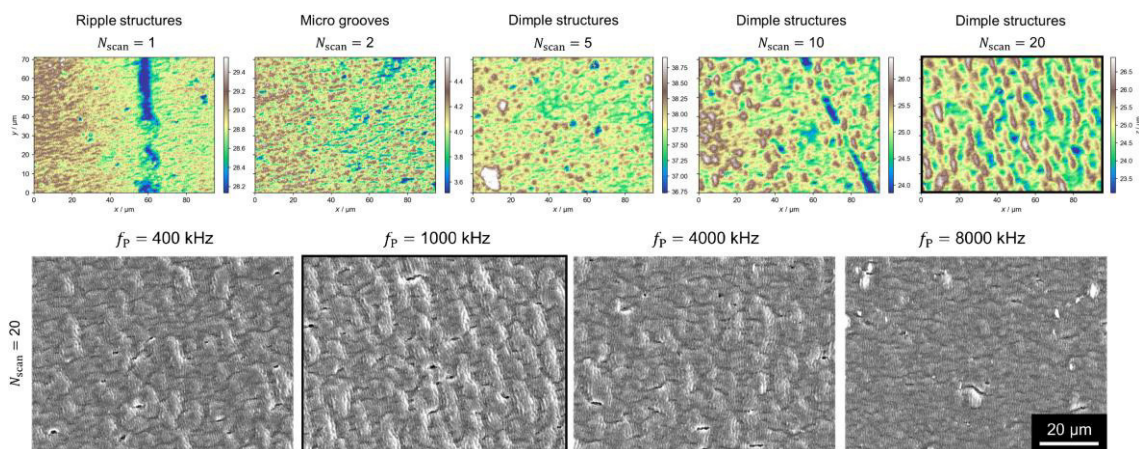


Abbildung 5-26: Veränderung der Oberflächentopologie bei Erhöhung der Anzahl an Überfahrten N_{scan} auf Aluminium mit $f_p = 1000 \text{ kHz}$, $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 5 \mu\text{J}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 5 \mu\text{m}$ (oben) sowie bei $N_{\text{scan}} = 20$ Überfahrten und unterschiedlichen Pulswiederhol frequenzen (unten).

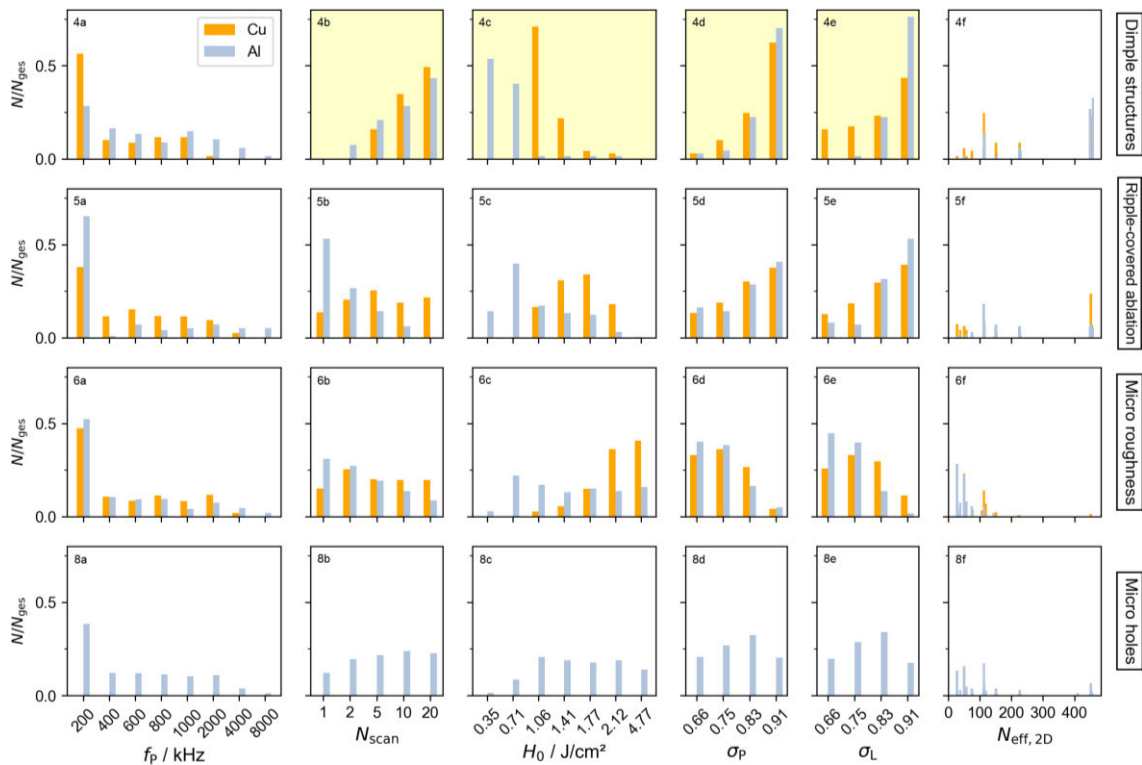


Abbildung 5-27: Statistische Verteilung der Laser- und Prozessparameter f_p , N_{scan} , H_0 , σ_p , σ_L und $N_{eff,2D}$ für die Oberflächentexturkategorien „Noppenförmige Strukturen“, „Abtragprofil mit Ripple-Strukturen“, „Mikrorauheit“ und „Mikrolöcher“. Texturspezifische charakteristische Parameterwerte in gelb hinterlegten Diagrammen.

Die Oberflächentexturkategorie Mikrorauheit wurde bereits kurz erwähnt und mit höheren Fluenzen sowie geringerem Puls- und Linienüberlapp im Vergleich zu Abtragprofilen mit Ripple-Strukturen charakterisiert. Die REM-Aufnahmen bei der Beschreibung der Oberflächentextur in Abschnitt 5.4.1 (Kategorie 6) in Abbildung 5-15 zeigen zahlreiche unregelmäßig auf der Oberfläche verteilte Nanostrukturen und -spikes. Vergleichbare Oberflächenstrukturen wurden auch bei der Bearbeitung von Kupfer, Aluminium, Titan und Nickel mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung beobachtet [26; 57; 59; 119].

Die Ausbildung unregelmäßig angeordneter Nanostrukturen wird hauptsächlich durch hydrodynamische Prozesse infolge der Absorption der Laserstrahlung beschrieben. Beispielsweise können Oberflächenspannungs- oder starke Temperaturgradienten zu Verwirbelungen des Schmelzfilms an der Oberfläche sowie zur Bildung und Kollabierung von Kavitätsblasen führen, wodurch mikroskopische Krater zurückbleiben [52; 120]. Insbesondere hohe Fluenzen führen dabei zu stärkeren Temperaturgradienten und können bereits mit einer Überfahrt eine Oberfläche mit Mikrorauheit erzeugen (siehe Abbildung

5-28 links). Bei weiteren Überfahrten verstärkt sich die Mikrorauheit u. a. durch zusätzliche Absorption der Laserstrahlung an Nanopartikeln und durch Streuung der Laserstrahlung an der zunehmend aufgerauten Oberfläche [51; 119].

Als letzte Oberflächentexturkategorie in diesem Abschnitt sollen Mikroloch-Strukturen betrachtet werden, welche sich aus unterschiedlich vielen unregelmäßig auf der Oberfläche verteilten Löchern mit Durchmessern von ca. 2 - 5 μm zusammensetzen, deutlich kleiner als der Fokussdurchmesser der Laserstrahlung. In Abschnitt 5.4.1 (Kategorie 8) wurden die auf Aluminium beobachteten Oberflächen mit Mikrolöchern bereits als sehr ähnlich zu Oberflächen mit Mikrorauheit beschrieben. Die Ähnlichkeit beider Strukturen wird auch in der Verteilung der Laser- und Prozessparameter in Abbildung 5-27 (8a - 8f) deutlich. Als ein erkennbarer Unterschied deutet sich eine durchschnittlich größere Anzahl an Überfahrten bei Mikrolöchern im Vergleich zu Oberflächen mit Mikrorauheit an. Bei genauerer Betrachtung einzelner Oberflächen innerhalb der Kategorie „Mikrolöcher“ fällt auf, dass zwei unterschiedliche Entstehungsmechanismen der Mikrolöcher existieren. Zum einen können Mikrolöcher bereits nach einer oder zwei Überfahrten bei moderaten Fluenzen beobachtet werden. Die Mikrolöcher bilden sich in diesem Fall an Positionen auf der Oberfläche, an denen die unbearbeitete Oberfläche bereits starke Defekte, wie z. B. kraterförmige Vertiefungen zeigte (vgl. Oberflächenbeschaffenheit der Al-Proben, Abschnitt 4.1). Tatsächlich handelt es sich bei diesen Mikrolöchern also nicht um Mikrostrukturen als Resultat des Bearbeitungsprozesses, sondern um Oberflächen-defekte, welche unvermeidbar in die Tiefe mitgeführt werden.

Zum anderen treten Mikrolochstrukturen, wie auf den beiden linken Bildern in Abbildung 5-28 zu sehen, plötzlich auf Oberflächen mit Mikrorauheit auf. Mit weiteren Überfahrten oder durch Erhöhung der Fluenz kann sich die Anzahl dieser Mikrolöcher schnell vergrößern. Die Entstehung ähnlicher lochförmiger Vertiefungen auf Aluminium wurde ebenfalls in [121] beobachtet und wird u. a. einer lokal massiv verstärkten Absorption der Laserstrahlung aufgrund von plasmonischen Resonanzen und resultierender lokaler Erhöhung der elektrischen Feldstärke auf der Oberfläche zugeschrieben [122; 123].

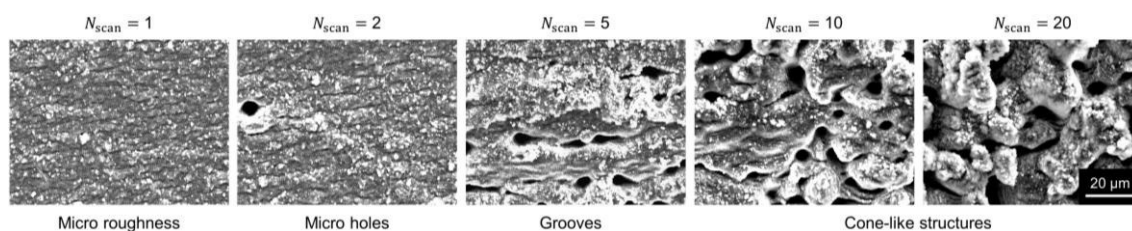


Abbildung 5-28: Veränderung der Oberflächenstruktur auf Aluminium mit zunehmender Anzahl an Überfahrten N_{scan} bei $f_p = 200$ kHz, $H_0 = 4,77$ J/cm², $Q_p = 30$ μJ , $d_L = 3,5$ μm , $d_p = 3,5$ μm .

5.5.3 Spikes

Die stärksten Modifikationen der Oberflächentopologie sind bei den Oberflächentexturen „Partikelrauheit“, „Gräben“ und „Cone-like structures“ zu beobachten. Neben deutlich größeren Abmessungen der Mikrostrukturen auf der Oberfläche im μm -Bereich sind die drei genannten Oberflächentexturkategorien durch große Abtragtiefen von durchschnittlich 50 - 120 μm gekennzeichnet (siehe Abbildung 5-25).

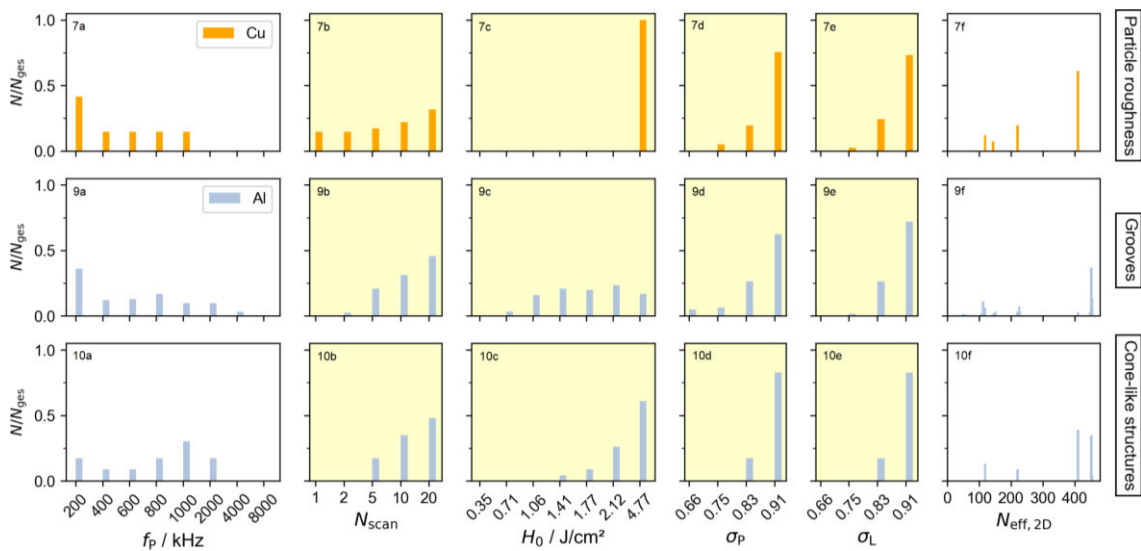


Abbildung 5-29: Statistische Verteilung der Laser- und Prozessparameter f_p , N_{scan} , H_0 , σ_p , σ_L und $N_{\text{eff},2D}$ für die Oberflächentexturkategorien „Partikelrauheit“, „Gräben“ und „Cone-like structures“. Texturspezifische charakteristische Parameterwerte in gelb hinterlegten Diagrammen.

Wie bereits in Abschnitt 5.4.1 (Kategorie 7) beschrieben wurde, sind Oberflächen mit Partikelrauheit im Gegensatz zur Mikrorauheit nicht durch hydrodynamisch bedingte mikroskopische Krater und Spikes, sondern durch deutlich sichtbare und messbare, fest anhaftende Partikelablagerungen charakterisiert. Auffällig ist in der Verteilung der Laser- und Prozessparameter der Partikelrauheit in Abbildung 5-29, dass ausschließlich die höchste Fluenz $H_0 = 4,77 \text{ J/cm}^2$ (7c) in Kombination mit hohem Puls- und Linienüberlapp (7d, 7e) auftritt. Bei dieser Fluenz sind auf Kupfer sonst nur Oberflächen mit Mikrorauheit zu beobachten, wozu jedoch ein geringerer Puls- und Linienüberlapp erforderlich ist. In Konsequenz ist davon auszugehen, dass sich bei Erhöhung der effektiven Pulsanzahl und der Fluenz die Wechselwirkungsmechanismen der Entstehung von Mikrorauheit deutlich verstärken und somit auch eine Oberflächentextur mit verstärkter Rauheit resultiert. Insbesondere bewirkt eine hohe lokale Energiedeposition ein durch Phasenexplosion dominiertes Abtragverhalten und somit die Expansion einer ausgeprägten Ablationswolke [124]. Die stärkere Wechselwirkung nachfolgender Laserpulse mit Nanopartikeln kann schließlich zur sukzessiven Bildung größerer Partikelcluster auf

der Materialoberfläche führen. Im Rahmen der Untersuchungen in dieser Arbeit konnte auf Kupfer kein Übergang zu anderen regelmäßig angeordneten Mikrostrukturen mit definierten geometrischen Formen beobachtet werden, wie dies beispielsweise auf Aluminium der Fall ist.

Aluminium zeigt bereits bei Bestrahlung mit geringeren Fluenzen ab $H_0 = 1,06 \text{ J/cm}^2$ (9c) und ab einer Anzahl von 5 Überfahrten (9b) die Entstehung ausgeprägter Grabenstrukturen. In den meisten Fällen bildet sich eine solche Grabenstruktur durch die Verbindung nahe beieinander liegender Mikrolöcher, wie in Abbildung 5-28 und Abbildung 5-30 gut zu erkennen ist. Mit steigender Fluenz oder Anzahl an Überfahrten werden die zusammenhängenden Gräben länger und tiefer [51]. Interessant ist hierbei, dass sich die Grabenstrukturen in fast allen Fällen parallel zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung bzw. senkrecht zur Orientierung der Ripple-Strukturen ausbilden. Ripple-Strukturen existieren häufig parallel zu sich bereits bildenden Grabenstrukturen, beispielsweise auch in Abbildung 5-30 bis zur Fluenz $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$ (schwer erkennbar aufgrund der gewählten Vergrößerung). Eine „Umwandlung“ zufällig verteilter Mikrolöcher in annähernd parallel verlaufende Grabenstrukturen ist daher sehr unwahrscheinlich. Weitere Theorien vermuten einen Zusammenhang zwischen Mechanismen der Ripple-Entstehung und der Grabenbildung auf Basis von laserinduzierten Oberflächenwellen [58] oder aufgrund von Interferenzeffekten der einfallenden und reflektierten bzw. gestreuten Laserstrahlung [24].

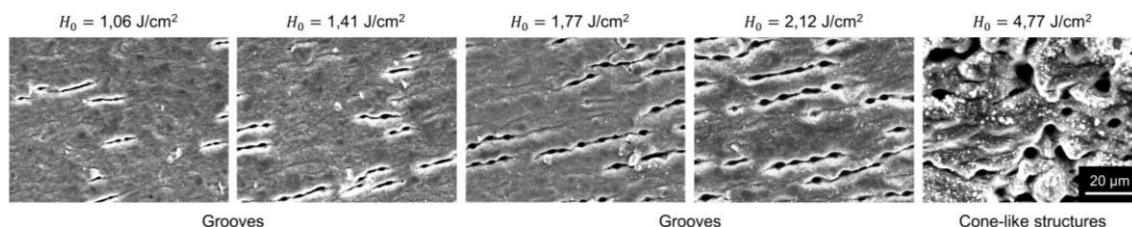


Abbildung 5-30: Grabenbildung auf Aluminium bei $f_P = 200 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 10$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_P = 5 \mu\text{m}$ und verschiedenen Fluenzen H_0 sowie Übergang zur Entstehung von Cone-like structures bei $H_0 = 4,77 \text{ J/cm}^2$

Wird die Fluenz ausgehend von Grabenstrukturen auf Aluminium weiter erhöht, so ist die Entstehung verschiedener mehr oder weniger regelmäßig angeordneter Mikrostrukturen zu beobachten. Die Abmessungen und geometrischen Formen variieren im Bereich einiger $10 \mu\text{m}$ und können beispielsweise als höcker-, säulen-, kegel- oder kissenähnliche Strukturen – in der Literatur oft als „Cone-like structures“ – bezeichnet werden. Verschiedene Beispiele von Cone-like structures auf Aluminium wurden bereits in Abbildung 5-19 sowie in Abbildung 5-28 und Abbildung 5-30 jeweils rechts gezeigt. Die stark materialabhängige Komplexität und Vielfalt vergleichbarer Mikrostrukturen zeigt sich in

zahlreichen Studien zur Oberflächentexturierung verschiedener Materialien in variierenden Bearbeitungsregimen [4; 11; 41; 118; 125].

Wie in der oberen Reihe in Abbildung 5-31 zu erkennen, ist die Entstehung von Cone-like structures meist an einen material- und prozessspezifischen kritischen Fluenzbereich gekoppelt. Während bei geringen Fluenzen $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$ (ca. 2-fache Schwellfluenz) stark ausgeprägte noppenförmige Strukturen entstehen, ist mit steigender Fluenz eine beginnende Grabenbildung sowie der Übergang zu Cone-like structures ab $H_0 = 1,77 \text{ J/cm}^2$ zu beobachten. Eine materialspezifische minimale und maximale Fluenz bei der Entstehung von Cone-like structures wird auch von Nayak *et al.* [25] und Ahmed *et al.* [51] berichtet. Während die Cone-like structures in Abbildung 5-28 und Abbildung 5-30 eher aus willkürlich angeordneten höcker- und säulenförmigen Strukturen bestehen, sind in Abbildung 5-19 (untere Reihe) bzw. in Abbildung 5-31 regelmäßig angeordnete längliche kissen-/ kegelförmige Mikrostrukturen zu sehen. Erstere sind von zahlreichen Nanopartikel bedeckt, während letztere klar definierte geometrische Formen sowie eine glatte Oberfläche aufweisen, welche teilweise von Ripple-Strukturen überzogen ist. Die Vorzugsrichtung der länglichen Mikrostrukturen verläuft wiederum senkrecht zu den Grabenstrukturen als Vorstufe der Cone-like structures bzw. somit auch senkrecht zur Polarisationsrichtung der Laserstrahlung. Ähnliche Beobachtungen zur polarisationsabhängigen Ausrichtung von Cone-like structures werden in [116] beschrieben.

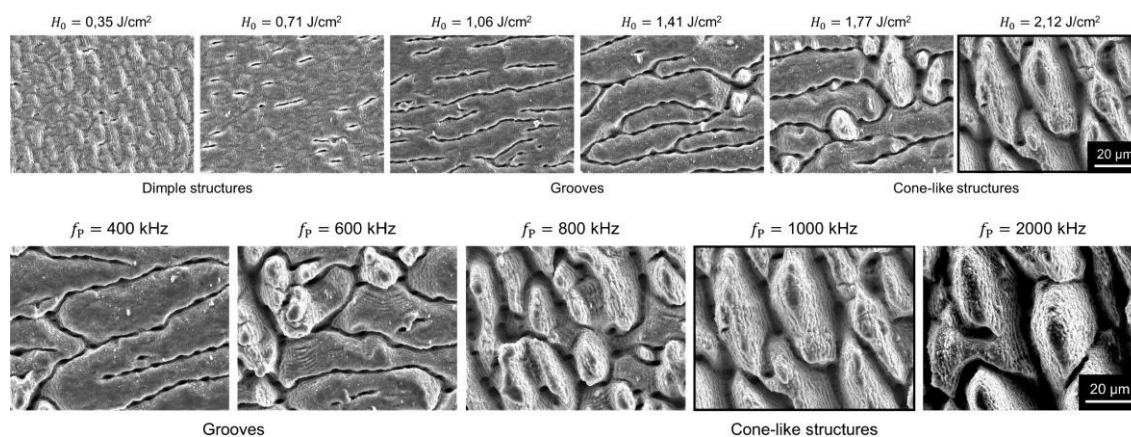


Abbildung 5-31: Oben: Formierung unterschiedlicher Mikrostrukturen auf Aluminium bei verschiedenen Fluenzen H_0 ($f_p = 1000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 20$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 5 \mu\text{m}$). Unten: Bevorzugte Entstehung von Cone-like structures bei hohen Pulsfrequenzen $f_p \geq 800 \text{ kHz}$.

Zur Erklärung der Entstehung von Cone-like structures existieren verschiedene Theorien, basierend auf unterschiedlichen Merkmalen der Mikrostrukturen. Eine detaillierte Studie und step-by-step REM-Analyse nach jeder Überfahrt wurde von Zuhlke *et al.* [119] präsentiert. In den Untersuchungen konnten zwei verschiedene Arten von Cone-like

structures auf Nickel beobachtet werden. Sogenannte ASG-Mounds (above surface growth) stellen Mikrostrukturen mit Peaks dar, welche bis über die unbearbeitete Oberfläche hinausreichen und durch eine Kombination aus Schmelzdynamik und Partikelablagerungen hervorgerufen werden. BSG-Mounds (below surface growth) mit maximalen Strukturhöhen unterhalb der unbearbeiteten Oberfläche hingegen werden durch verstärkte Ablation in Tälern bzw. Vertiefungen der Oberflächenstruktur dominiert. Abbildung 5-32 veranschaulicht die Entstehung von ASG- und BSG-Mounds anhand einer schematischen Darstellung. Welche Art von Mikrostrukturen sich bildet, hängt wie bereits erwähnt in entscheidendem Maße von der Fluenz der Laserstrahlung ab.

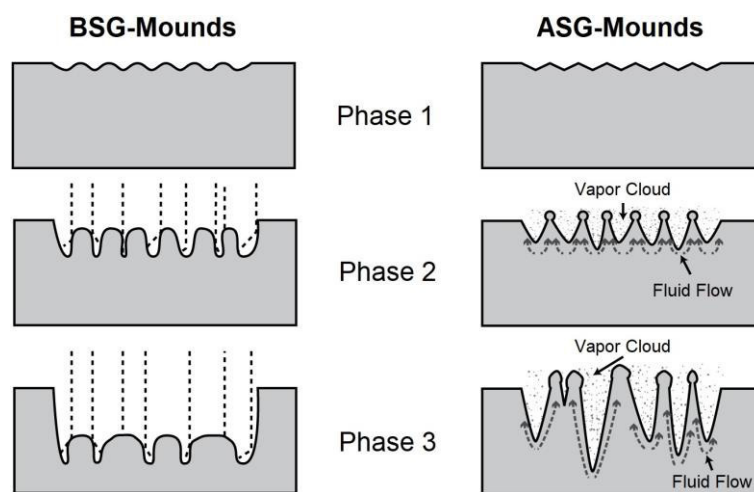


Abbildung 5-32: Theorie zur Entstehung von BSG-Mounds (below surface growth) und ASG-Mounds (above surface growth) nach Zuhlke *et al.* [119]

Die meisten publizierten Cone-like structures und auch die Strukturen auf Aluminium in dieser Arbeit ähneln vom Strukturtyp her den BSG-Mounds. In [119] ist jedoch keine Vorzugsrichtung der Mikrostrukturen im Zusammenhang mit der Polarisationsrichtung zu erkennen, wie dies bei den Strukturen in dieser Arbeit der Fall ist. Eine vollständige Erklärung zur Entstehung der beobachteten Cone-like structures ist aufgrund der Komplexität und Vielzahl an Einflussgrößen und Wechselwirkungsmechanismen zum aktuellen Zeitpunkt noch nicht möglich.

Neben der räumlichen Energieverteilung mit der Fluenz als maßgeblicher Einflussgröße wurden bei den Untersuchungen in dieser Arbeit auch bei verschiedenen Pulswiederholraten unterschiedlich ausgeprägte Cone-like structures beobachtet. Die Bilder in der unteren Reihe von Abbildung 5-31 zeigen den Einfluss der Pulswiederholrate auf die Bildung von Cone-like structures. Unterhalb von ca. 600 bis 800 kHz führt die Bestrahlung mit den dargestellten Parametern nur zur Ausbildung von Grabenstrukturen, erst ab ca. 800 kHz ist die zunehmende Formierung von regelmäßig angeordneten

Cone-like structures zu erkennen. Diese Beobachtung zeigt neben der räumlichen Energieverteilung den signifikanten Einfluss des zeitlichen Regimes der Energiedeposition auf der Oberfläche. Bei der Anwendung von hohen Pulswiederholraten im MHz-Bereich ist von einer deutlich stärkeren thermischen Belastung des Materials auszugehen, da insbesondere auch im Bereich der Cone-like structures ein großer Pulsüberlapp und somit hohe effektive Pulsanzahlen $N_{\text{eff},2D} > 400$ (vgl. Abbildung 5-29, 10f) erforderlich sind. Hieraus resultierende zeitliche Pulsabstände $\Delta t < 1 \mu\text{s}$ ermöglichen in der Regel keine vollständige Wärmeleitung in das umliegende Material bis zum Auftreffen des folgenden Pulses, was zu steigender Wärmeakkumulation und Aufheizung der Materialoberfläche um mehrere 100 K und somit zu einer starken Beeinflussung hydrodynamischer Prozesse führen kann [22; 125]. Für die Entstehung von Cone-like structures auf Aluminium ist ein solches Prozessregime offenbar vorteilhaft. Untersuchungen zur Entstehung von Cone-like structures auf Edelstahl in Abhängigkeit der Pulswiederholrate zeigten ebenfalls Tendenzen zu stärker ausgeprägten Mikrostrukturen bei Pulswiederholraten $f_p > 1 \text{ MHz}$ [116].

Wie bereits zu Beginn dieses Abschnittes erwähnt, sind vergleichbare Grabenstrukturen und Cone-like structures auf Kupfer innerhalb des Parametervariationsbereiches in dieser Arbeit nicht aufgetreten. Zwar muss bei einem Vergleich beider Materialien die höhere Schwellfluenz von Kupfer beachtet werden, jedoch existieren auf Aluminium auch Gräben und Cone-like structures bei niedrigeren Fluenzen, welche relativ zur Schwellfluenz auf Kupfer reproduziert werden konnten – ohne die Formierung der genannten Oberflächenstrukturen. Diese interessante Beobachtung zeigt neben den bereits ausgeführten komplexen Parameterabhängigkeiten die starke Materialabhängigkeit der Entstehung bestimmter Mikrostrukturen bei der Laseroberflächentexturierung. Signifikante Unterschiede bei den sich bildenden Mikrostrukturen auf Kupfer und Aluminium in einem langsameren Scanregime zeigten sich auch in [21].

Eine phänomenologische Erklärung des unterschiedlichen Verhaltens verschiedener Materialien bei der Bestrahlung mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung kann mit Hilfe des Zwei-Temperatur-Modells erfolgen, welches bereits in Abschnitt 3.1 vorgestellt wurde. Die entsprechenden Gleichungen (4) und (5) zeigen, dass die Zeit der Elektron-Phonon-Relaxation proportional zum Elektron-Phonon-Kopplungsfaktor γ ist. Eine starke Kopplung zwischen Elektronen- und Phononensystem führt zu einer schnellen Energieübertragung. Die Diffusionstiefe der Elektronen ist dabei indirekt proportional zur Kopplungskonstante γ [126]. Von Bedeutung in den Wärmeleitungsgleichungen des Zwei-Temperatur-Modells sind neben dem Elektron-Phonon-Kopplungsfaktor die Wärmeleitfähigkeit λ_{th} , die spezifische Wärmekapazität c sowie die Dichte ρ . Für den vereinfachten Fall konstanter temperaturunabhängiger thermophysikalischer Parameter können diese

drei Größen zur Temperaturleitfähigkeit $a = \lambda_{\text{th}}/(\rho \cdot c)$ zusammengefasst werden. Die Temperaturleitfähigkeit kann als eine Materialeigenschaft zur Beschreibung der zeitlichen Veränderung der räumlichen Temperaturverteilung durch Wärmeleitung als Folge eines Temperaturgradienten beschrieben werden. Aus der Übersicht der thermophysikalischen Parameter für Kupfer und Aluminium in Tabelle 4-2 geht hervor, dass aufgrund eines deutlich kleineren Elektron-Phonon-Kopplungsfaktors für Kupfer ($\gamma_{\text{Cu}} \approx 1,0 \cdot 10^{17} \text{ W/m}^3/\text{K}$) im Vergleich zu Aluminium ($\gamma_{\text{Al}} \approx 2,45 \cdot 10^{17} \text{ W/m}^3/\text{K}$) ein schnellerer Energietransfer vom Elektronen- auf das Phononensystem erfolgt. Da zusätzlich die Temperaturleitfähigkeit von Kupfer ($a_{\text{Cu}} = 0,114 \text{ m}^2/\text{s}$) doppelt so hoch ist wie von Aluminium ($a_{\text{Al}} = 0,052 \text{ m}^2/\text{s}$), wird die Wärme innerhalb des Gitters deutlich schneller in das umgebende Material abgeleitet. In Folge steigt die Temperatur der Kupferoberfläche nicht so schnell wie bei Aluminium, bei welchem durch eine längere Kopplungszeit und eine geringere Temperaturleitfähigkeit deutlich mehr Energie pro Zeiteinheit in einem oberflächennahen Bereich verbleibt. Die dadurch steigende Temperatur der Oberfläche kann zu einem höheren Schmelzanteil und stärker ausgeprägten hydrodynamischen Effekten führen, welche als wichtige Mechanismen bei der Entstehung von Cone-like structures identifiziert wurden.

5.5.4 Zusammenfassende Bemerkungen

Als Fazit der Parameteruntersuchungen und Auswertungen in den letzten drei Abschnitten soll eine übersichtliche und aussagekräftige Darstellungsform der wichtigsten Abhängigkeiten verschiedener Oberflächentexturen gefunden werden. Die Vielzahl untersuchter Parameter und deren große Variationsbereiche ermöglichten die Beobachtung vieler verschiedener Mikro- und Nanostrukturen auf Kupfer und Aluminium. Eine Untersuchung von vergleichbarem Umfang im Prozessregime der Flächenscanstrategie ist in der Literatur nicht zu finden und kann somit einen weiteren Teil zum Verständnis der Entstehung von Mikro- und Nanostrukturen bei der Oberflächentexturierung von Metallen mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung beitragen. Insbesondere im Bereich hoher Pulswiederholraten und mittlerer Laserleistungen konnten relevante Parameterbereiche für die Hochrate-Oberflächentexturierung von Kupfer und Aluminium erschlossen werden (siehe nachfolgender Abschnitt 5.6).

Im Folgenden soll anhand der Parameter der räumlichen Energieverteilung eine grobe Einordnung und ein Vergleich der beobachteten Oberflächentexturen auf Kupfer und Aluminium erfolgen. Zu den Parametern der räumlichen Energieverteilung zählen neben der Fluenz H_0 der Puls- und Linienüberlapp σ_P bzw. σ_L , zusammengefasst zur effektiven Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D}$, sowie die Anzahl der Überfahrten N_{scan} . In Abbildung 5-33 ist die Verteilung dieser Größen in den Oberflächentexturkategorien „Ripple-Strukturen“,

„Mikrogräben“, „Noppenförmige Strukturen“, „Mikrorauheit“, „Partikelrauheit“, „Gräben“ und „Cone-like structures“ dargestellt. Jedem Datensatz in den genannten Kategorien kann eine Kombination aus Fluenz und effektiver Pulsanzahl sowie eine Anzahl an Überfahrten zugeordnet werden. Zwar haben die effektive Pulsanzahl und die Anzahl der Überfahrten im Detail unterschiedliche Auswirkungen auf das Bearbeitungsergebnis, jedoch beschreibt das Produkt $N_{\text{eff},2\text{D}} \cdot N_{\text{scan}}$ beider Parameter die Gesamtpulsanzahl, welche zur Entstehung einer bestimmten Oberflächentextur führt. Durch Normierung der Fluenz auf die Schwellfluenz H_0/H_{th} wird außerdem eine bessere Vergleichbarkeit der Parameterabhängigkeiten für Kupfer und Aluminium ermöglicht. Jeder Datenpunkt in Abbildung 5-33 repräsentiert somit die Parameterkombination aus H_0/H_{th} und $N_{\text{eff},2\text{D}} \cdot N_{\text{scan}}$ einer spezifischen Oberfläche innerhalb einer Oberflächentexturkategorie.

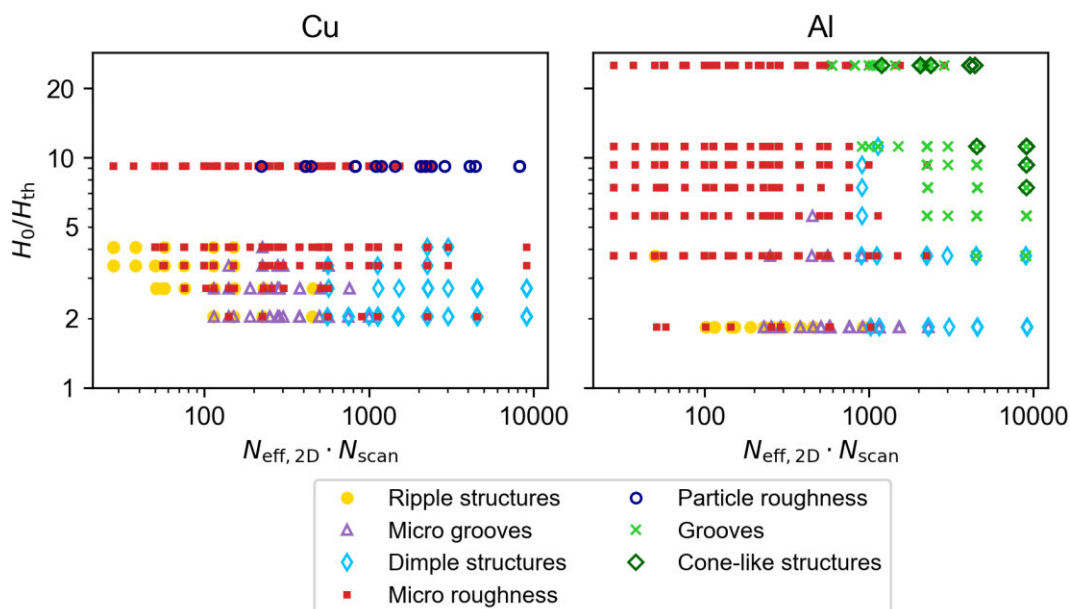


Abbildung 5-33: Einordnung und Vergleich der auf Kupfer und Aluminium beobachteten Oberflächentexturkategorien entsprechend der Parameterkombination aus effektiver Pulsanzahl $N_{\text{eff},2\text{D}}$ und Anzahl der Überfahrten N_{scan} sowie der auf die Schwellfluenz normierten Fluenz H_0/H_{th}

Abbildung 5-33 lässt auf den ersten Blick verschiedene Cluster an Oberflächentexturen in unterschiedlichen Farben erkennen. Die Zusammenhänge widerspiegeln in kompakter und etwas vereinfachter Form die in den letzten drei Abschnitten erläuterten Zusammenhänge. Ripple-Strukturen (gelb) und Mikrogräben (violett) befinden sich in den Diagrammen in Abbildung 5-33 jeweils in der linken unteren Ecke im Bereich kleiner Pulsanzahlen und geringer Fluenzen, wobei die Mikrogräben leicht zu etwas größeren Pulsanzahlen aufgrund der im Allgemeinen größeren Anzahl an Überfahrten verschoben sind. In Richtung noch etwas größerer Pulsanzahlen, aber immer noch relativ geringen Fluenzen, schließen sich die noppenförmigen Strukturen (hellblau) im rechten unteren

Bereich an. Oberhalb der noppenförmigen Strukturen, bei Erhöhung der Fluenz, treten zunehmend Partikelrauheit auf Kupfer (dunkelblau) bzw. Grabenstrukturen auf Aluminium (hellgrün) auf. Bei den höchsten Pulsanzahlen und Fluenzen innerhalb des Parameterfeldes der Flächenscanstrategie gehen einige Grabenstrukturen in Cone-like structures (dunkelgrün) über. Der linke obere Bereich hoher und mittlerer Fluenzen bei geringer bis mittlerer Pulsanzahl werden in einem relativ breiten Bereich von Oberflächen mit Mikrorauheit (rot) ausgefüllt. Die Überlagerung verschiedener Cluster in Abbildung 5-33 zeigt einerseits die in dieser Darstellung nicht berücksichtigte Abhängigkeit von der zeitlichen Energieverteilung in Form der Pulswiederholfrequenz, andererseits wird darin auch das komplexe Zusammenwirken aller beschriebenen Parameterabhängigkeiten deutlich. Abbildung 5-33 bestätigt zudem die Gemeinsamkeiten der beobachteten Oberflächentexturen auf Kupfer und Aluminium, zeigt aber auch markante insbesondere fluenzabhängige Unterschiede im Bereich der Partikelrauheit auf Kupfer sowie bei der Entstehung von Gräben und Cone-like structures auf Aluminium.

5.6 Betrachtungen zur Bearbeitungszeit

Um dem Titel dieser Arbeit gerecht zu werden, soll im folgenden Abschnitt eine genauere Betrachtung der Bearbeitungszeit bei der Oberflächentexturierung durchgeführt werden und insbesondere die Parameterbereiche mit verstärktem Potenzial für einen Hochrate-Prozess hervorgehoben werden. Neben den grundlegenden Untersuchungen zur Entstehung verschiedener Mikro- und Nanostrukturen sei an dieser Stelle noch einmal explizit auf die Bedeutung der Skalierbarkeit von Oberflächentexturierungsprozessen hingewiesen. Die reale Anwendbarkeit der entwickelten Oberflächentexturen geht entscheidend mit der erzielbaren Flächenrate einher. Während diese im Bereich der meisten Grundlagenuntersuchungen bei einigen mm^2/min liegen, erreichen Hochrate-Prozesse in Abhängigkeit der konkreten Oberflächentextur Flächenraten bis über $100 \text{ cm}^2/\text{min}$, was einer Steigerung um drei bis vier Größenordnungen darstellt.

Die Flächenrate

$$r_A = \frac{A}{t} \quad (26)$$

ist definiert als die pro Zeiteinheit bearbeitete Oberfläche und wird im Bereich der Hochrate-Bearbeitung üblicherweise in cm^2/min angegeben. Das hierbei abgetragene Volumen respektive der Abtragtiefe spielt bei der Berechnung der Flächenrate keine Rolle,

wobei die Entstehung bestimmter Oberflächentexturen unter Umständen an eine minimale Abtragtiefe, bedingt durch eine minimal erforderliche Fluenz und Pulsanzahl (vgl. Abbildung 5-33) gekoppelt sein kann.

Um einen Vergleich der Flächenraten verschiedener Oberflächentexturen bzw. auch einen Vergleich von Oberflächen mit unterschiedlichen Parametern innerhalb einer Oberflächentexturkategorie durchführen zu können, muss für die Datensätze aller erzeugten Oberflächen die Bearbeitungszeit für eine bestimmte Fläche bekannt sein. Wie in Abschnitt 5.3 erwähnt, wurde für die Testfelder der Flächenscanstrategie eine Größe von $0,7 \times 0,7 \text{ mm}^2$ gewählt. In diesem Zusammenhang muss beachtet werden, dass die Flächenrate bei den genutzten Scansystemen abhängig von der Markiergeschwindigkeit und der Länge einer Markierstrecke ist – insbesondere im Bereich kurzer Markierstrecken, wie dies bei den kleinen Testfeldern der Fall ist. Die Hochrechnung der auf den kleinen Testfeldern gemessenen bzw. softwaretechnisch erfassten Bearbeitungszeiten ist für deutlich größere zu bearbeitende Flächen von mehreren cm^2 in industriellen Anwendungen somit nicht repräsentativ. Die Angabe eines expliziten Wertes der Flächenrate für eines bestimmten Oberflächenparameters muss somit auf eine einheitliche und möglichst realitätsnahe Fläche bezogen werden. Für diesen Wert wird $A = 100 \times 100 \text{ mm}^2$ gewählt, worauf sich alle nachfolgend angegebenen Flächenraten beziehen.

Die Ermittlung der Bearbeitungszeit t für die Fläche $A = 100 \times 100 \text{ mm}^2$ erfolgt auf unterschiedliche Weise für die mittels Galvanometer- bzw. Polygonscanner erzeugten Oberflächen, da beiden Scansystemen unterschiedliche technische Strahlableitensysteme zugrunde liegen (vgl. Abschnitt 4.2.3). Die Bearbeitungszeit rechteckigen Fläche $A = l_{\text{scan}} \cdot b$ mit der Länge l_{scan} in Scanrichtung und der Breite b senkrecht zur Scanrichtung, gefüllt mit parallelen Linien im Linienabstand d_L kann im Falle des Galvanometerscanners zuverlässig berechnet werden. Neben der Markiergeschwindigkeit $v_{\text{mark}} = d_P \cdot f_P$ müssen die Anzahl der Überfahrten N_{scan} und die Sprunggeschwindigkeit v_{jump} sowie die Scannerdelays (Markdelay Δt_{mark} und Jumpdelay Δt_{jump}) bekannt sein. Die Sprunggeschwindigkeit soll die Bearbeitungszeit nicht limitieren und wird daher auf einen hohen Wert $v_{\text{jump}} = 10 \text{ m/s}$ gesetzt, welcher mit beiden verwendeten Fokussieroptiken erreicht werden kann. Die Scannerdelays wurden infolge einer Delaybestimmung auf $\Delta t_{\text{mark}} = 1500 \text{ } \mu\text{s}$ und $\Delta t_{\text{jump}} = 1500 \text{ } \mu\text{s}$ festgelegt.

Voraussetzung für die Berechnung der Bearbeitungszeit ist ein Vektortuning mit konstanter Beschleunigungs- und Bremszeit, sodass die Beschleunigungs- und Bremsstrecke

cken vor und nach einem Markiervektor berechnet werden können. In Voruntersuchungen wurden die Beschleunigungszeit $t_{b+} = 500 \mu\text{s}$ und die Bremszeit $t_{b-} = 250 \mu\text{s}$ ermittelt. Hierbei zeigte sich, dass die beschleunigte Bewegung auf der Beschleunigungsstrecke l_{b+} bzw. der Bremsstrecke l_{b-} als gleichförmige Bewegung mit der vorgegebenen Markiergeschwindigkeit v_{mark} angenähert werden können. Die Verifizierung dieser Annahme (berechnete vs. gemessene Bearbeitungszeit und Flächenrate) sowie eine grafische Darstellung der beschriebenen Strecken ist in Abbildung 5-34 zu finden. Die Übereinstimmung von berechneter und gemessener Bearbeitungszeit wurde neben der in Abbildung 5-34 dargestellten Kombination $v_{\text{mark}} = 1000 \text{ mm/s}$ und $v_{\text{jump}} = 1000 \text{ mm/s}$ noch mit weiteren Scannerparametern überprüft (siehe Anlage 3) und kann nahezu ohne Einschränkungen bestätigt werden.

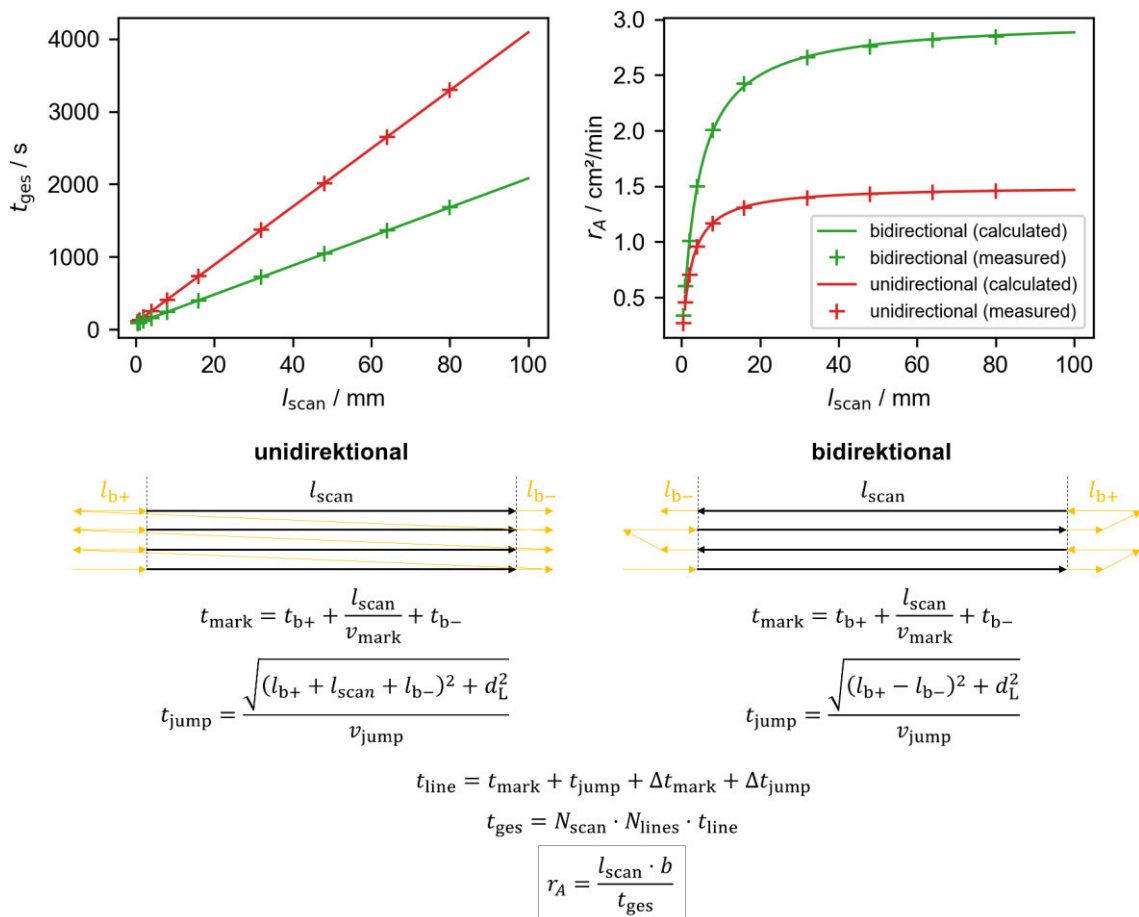


Abbildung 5-34: Oben: Berechnete und gemessene Bearbeitungszeit und Flächenrate in Abhängigkeit der Scanlänge l_{scan} am Beispiel $v_{\text{mark}} = 1000 \text{ mm/s}$, $v_{\text{jump}} = 1000 \text{ mm/s}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$ und $N_{\text{scan}} = 1$. Unten: Schematische Darstellung der Markier-, Sprung- und Beschleunigungsstrecken sowie Berechnung der Flächenrate bei unidirektionaler und bidirektionaler Bearbeitung.

Für andere dynamische Einstellungen des Galvanometerscanners (z. B. Sprungtuning) oder die Anwendung automatisierter Berechnungen der Brems- und Beschleunigungsstrecken durch die RTC-Steuerkarte (z. B. Skywriting) ist die beschriebene Berechnung der Bearbeitungszeit nicht ohne weiteres möglich. In diesem Fall kann beispielsweise die reale Ausgabe größerer Bearbeitungsfelder mit ausgeschaltetem Laser erfolgen und die Abarbeitungszeit softwaretechnisch erfasst werden.

Bei dem Polygonscanner entfallen die vom Galvanometerscanner bekannten Brems- und Beschleunigungsstrecken, da das Polygonrad mit aktiv konstant gehaltener Drehzahl rotiert und somit auch auf der Materialoberfläche eine nahezu konstante Scangeschwindigkeit erzielt wird. Wie in Abbildung 5-35 dargestellt, ist die maximale Scanlänge l_{\max} entlang der Fast-Axis durch die Eingangsapertur der Optik begrenzt, sodass nur ein Teil jeder Facette des Polygonrades genutzt werden kann. Für den Facettennutzungsgrad η_F gilt somit

$$\eta_F = \frac{l_{\max}}{l} \quad (27)$$

und in der Regel $\eta_F < 60\%$. Im Gegensatz zum Galvanometerscanner ist die Bearbeitungszeit unabhängig von der Scanlänge entlang der Fast-Axis, da auch bei kürzeren Scanlängen die gesamte Facette (mit geringerem Facettennutzungsgrad) durchlaufen werden muss. Aufgrund der Abrasterung mit konstantem Linienabstand d_L entlang der Slow-Axis skaliert die Bearbeitungszeit linear mit der Scanfeldbreite. Die Flächenrate wird somit nur durch die Scangeschwindigkeit und die Scanlänge bzw. den Facettennutzungsgrad bestimmt.

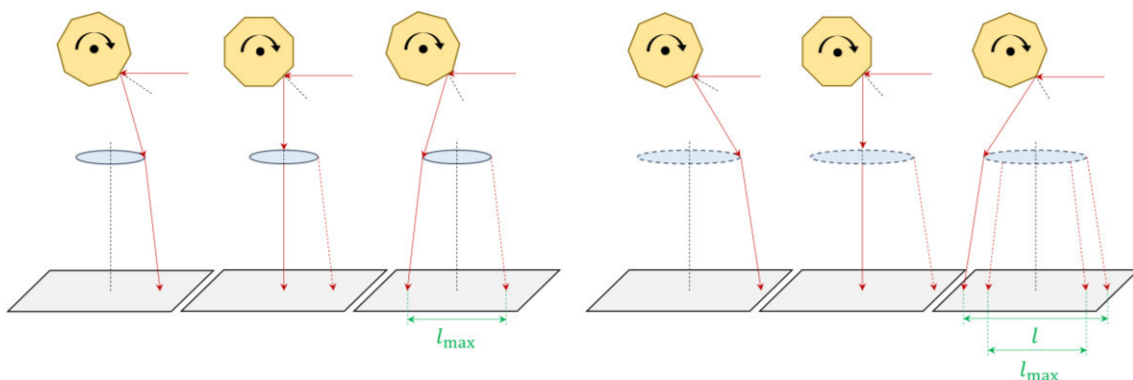


Abbildung 5-35: Begrenzung der maximalen Scanlänge l_{\max} des Polygonscanners entlang der Fast-Axis durch die Eingangsapertur der Fokussieroptik [127]

Eine Berechnung der Bearbeitungszeit ist ohne exakte Kenntnis der Geometrie der Facetten und des Facettennutzungsgrades nicht möglich. Die Bearbeitungszeit für die Parameterfelder, welche mittels Polygonscanner erzeugt wurden, wird daher aus den Log-Daten der Steuerungssoftware ausgelesen und gespeichert. Die Skalierung der für die kleinen Parameterfelder gemessenen Bearbeitungszeit auf die normierte Fläche $A = 100 \times 100 \text{ mm}^2$ erfolgt aufgrund der linearen Abhängigkeit von der Scanfeldbreite mit einem einfachen Skalierungsfaktor.

In Abbildung 5-36 sind die jeweiligen gewichteten Mittelwerte der Flächenraten aller Oberflächentexturkategorien auf Kupfer und Aluminium dargestellt. Die höchsten durchschnittlichen Flächenraten $r_A > 60 \text{ cm}^2/\text{min}$ werden wie erwartet für Ripple-Strukturen und Mikrostrukturen erzielt, welche bereits mit wenigen Überfahrten entstehen, gefolgt von Abtragprofilen mit Ripple-Strukturen und Mikrolöchern auf Aluminium mit $r_A \approx 30 \text{ cm}^2/\text{min}$. Geringe durchschnittliche Flächenraten $r_A \leq 10 \text{ cm}^2/\text{min}$ sind für Mikrogräben, noppenförmige Strukturen, Partikelrauheit, Gräben und Cone-like structures beobachtet, da diese im Allgemeinen bei relativ vielen Überfahrten und hohem Puls- und Linienüberlapp respektive geringen Markiergeschwindigkeiten resultieren.

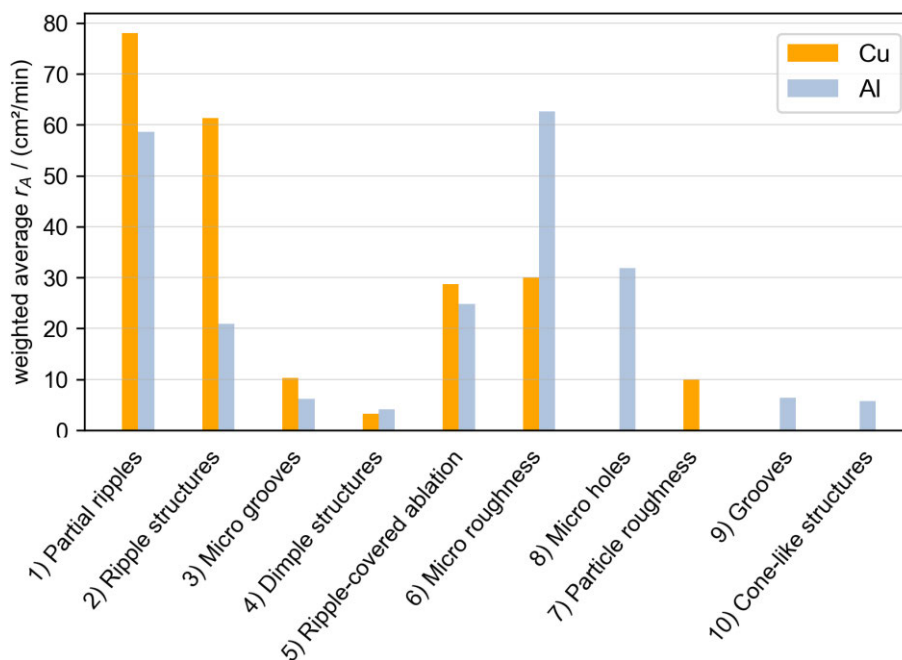


Abbildung 5-36: Gewichteter arithmetischer Mittelwert der Flächenraten in den unterschiedlichen Oberflächentexturkategorien auf Kupfer und Aluminium

Da die Flächenraten aller Oberflächen in gleicher Art wie die Laser- und Prozessparameter direkt in den Datensätzen hinterlegt sind, ist eine ähnlich umfangreiche statistische Auswertung der Flächenraten möglich. Interessant ist hierbei der Anwendungsfall, dass

eine bestimmte Oberflächentextur der obenstehenden Kategorien auf Kupfer oder Aluminium mit der maximal möglichen Flächenrate erzeugt werden soll. Aus allen der entsprechenden Kategorie zugeordneten Oberflächen kann durch Sortierung der Datensätze nach der Flächenrate der Parametersatz mit maximaler Flächenrate leicht ermittelt werden. Da die Oberflächen innerhalb einer Oberflächentexturkategorie immer in einem gewissen Bereich variieren, entspricht der Parametersatz mit maximaler Flächenrate nicht immer der optimalen Ausprägung der Oberflächentextur (Abweichungen von den Abbildungen in Abschnitt 5.4.1). Da jedoch für jeden Datensatz innerhalb der sortierten Liste direkt die Aufnahmen des 3D-Laserscanning-Mikroskops einsehbar sind, kann ohne großen Aufwand die gewünschte Ausprägung der Oberflächentextur bei optimaler Flächenrate gefunden werden. Anlage 4 zeigt für ausgewählte Kategorien die Parametersätze mit optimaler Flächenrate bei ausgeprägter Oberflächentextur (minimale Abweichungen von den in Abschnitt 5.4.1 abgebildeten Oberflächen). Zur besseren Einordnung der jeweiligen Flächenraten sind außerdem die minimale und maximale Flächenrate der Kategorie aufgeführt. Im Vergleich zu den in Abschnitt 5.4.1 gezeigten Parametersätzen kann bei gezielter Suche eine Erhöhung der Flächenrate um den Faktor 2 bis 10 erreicht werden.

5.7 Lasertexturierung von Kupferoberflächen zur Reduzierung der Sekundärelektronenemission (SEY)

Durch die grundlegenden Untersuchungen zur Hochrate-Oberflächentexturierung mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung konnten umfassende Erkenntnisse zur Bildung verschiedener Mikro- und Nanostrukturen auf Kupfer und Aluminium gewonnen werden. Potenzielle Anwendungen einiger Oberflächentexturen als funktionale Oberflächen können aus Untersuchungen in der Literatur abgeleitet werden. So wurde für ähnliche Strukturen beispielsweise eine Veränderung der Benetzungseigenschaften von Metalloberflächen [9; 11; 128; 129] sowie eine Vergrößerung oder Verkleinerung des Reibungskoeffizienten [3; 4] beobachtet.

Eine weitere Anwendung der Funktionalisierung von Kupferoberflächen durch Laser-Oberflächentexturierung besteht in der Reduzierung der Sekundärelektronenausbeute (Secondary electron yield – SEY). Beim Beschuss einer Metalloberfläche mit einem Elektronenstrahl werden durch Ionisation der Atome in den obersten Schichten Sekundärelektronen freigesetzt, welche zum Teil aus der Oberfläche emittiert werden [130]. Die Sekundärelektronenausbeute (SEY) beschreibt dabei die Anzahl der im Mittel pro Primärelektron emittierten Sekundärelektronen. Diese Eigenschaft wird beispielsweise

bei der Raster-Elektronen-Mikroskopie zur Abbildung mittels Sekundärelektronen genutzt. In diesem Fall ist ein möglichst hohes Sekundärelektronensignal für eine gute Kontrastgebung erwünscht. An Kupferelektroden in Elementarteilchenbeschleunigern tritt ebenfalls Sekundärelektronenemission auf, in diesem Fall handelt es sich jedoch um einen unerwünschten Effekt, da es zur Bildung von Elektronenwolken und einer instabilen Strahlage kommen kann [62; 64]. Da die Sekundärelektronenausbeute neben der Primärelektronenenergie insbesondere von der Oberflächentopologie abhängig ist, kann durch eine Oberflächentexturierung mittels Laserstrahlung eine signifikante Reduzierung des $SEY < 1$ erfolgen, wie bereits in verschiedenen Studien gezeigt wurde [62–68]. Um die Ergebnisse in die reale Anwendung zur Texturierung großflächiger Kupferelektroden in Elementarteilchenbeschleunigern überführen zu können, ist eine deutliche Steigerung der Flächenrate erforderlich. Wie bereits im vorangegangenen Abschnitt beschrieben, liegen die in der Literatur erzielten Flächenraten für eine effektive SEY-Reduzierung im Bereich einiger mm^2/min .

Da in dieser Arbeit verschiedene Oberflächentexturkategorien auf Kupfer beobachtet wurden, welche in Bezug auf die SEY-Analyse in der Literatur noch nicht untersucht wurden und eine deutlich höhere Flächenrate ermöglichen, soll als Abschluss dieser Arbeit die Sekundärelektronenausbeute ausgewählter Oberflächentexturen auf Kupfer untersucht werden. Hierzu wurden in Zusammenarbeit mit dem CERN¹ einige Oberflächentexturen ausgewählt und jeweils Messungen der Sekundärelektronenausbeute in Abhängigkeit der Primärelektronenenergie durchgeführt. Voruntersuchungen zeigten, dass insbesondere bei stark partikelbehafteten Strukturen, welche durch eine Vielzahl steiler Wände im mikroskopischen Maßstab gekennzeichnet sind, eine starke SEY-Reduzierung zu beobachten ist. Äußerst problematisch ist jedoch die Ablösung dieser Partikel, welche unter Elektronenbeschuss im Hochvakuum auftritt. Vergleichbare partikelbehaftete Oberflächenstrukturen wurden in dieser Arbeit mit Hilfe der Linienscanstrategie in Abschnitt 5.2 erzeugt. Um die Wirkung unterschiedlicher Oberflächentopologien auf die Sekundärelektronenausbeute vergleichen zu können, wurden für die Messung neben einer unbearbeiteten Cu-Probe eine partikelbehaftete Oberfläche der Linienscanstrategie sowie jeweils eine Oberfläche der Kategorien „Mikrogräben“, „Noppenförmige Strukturen“ und „Mikrorauheit“ ausgewählt. Außerdem wurden zwei deterministische Oberflächenstrukturen – ein kreuzförmiges Linienraster und ein hexagonales Lochgitter (vgl. Abschnitt 4.3.3), erzeugt. Einzelne Abbildungen der ausgewählten Oberflächentopologien sind nachfolgend in Abbildung 5-37 zu finden.

¹ Die Messungen der Sekundärelektronenausbeute wurden am CERN (Schweiz, 1211 Genf) durch Elena Annelie Bez, M. Sc. durchgeführt.

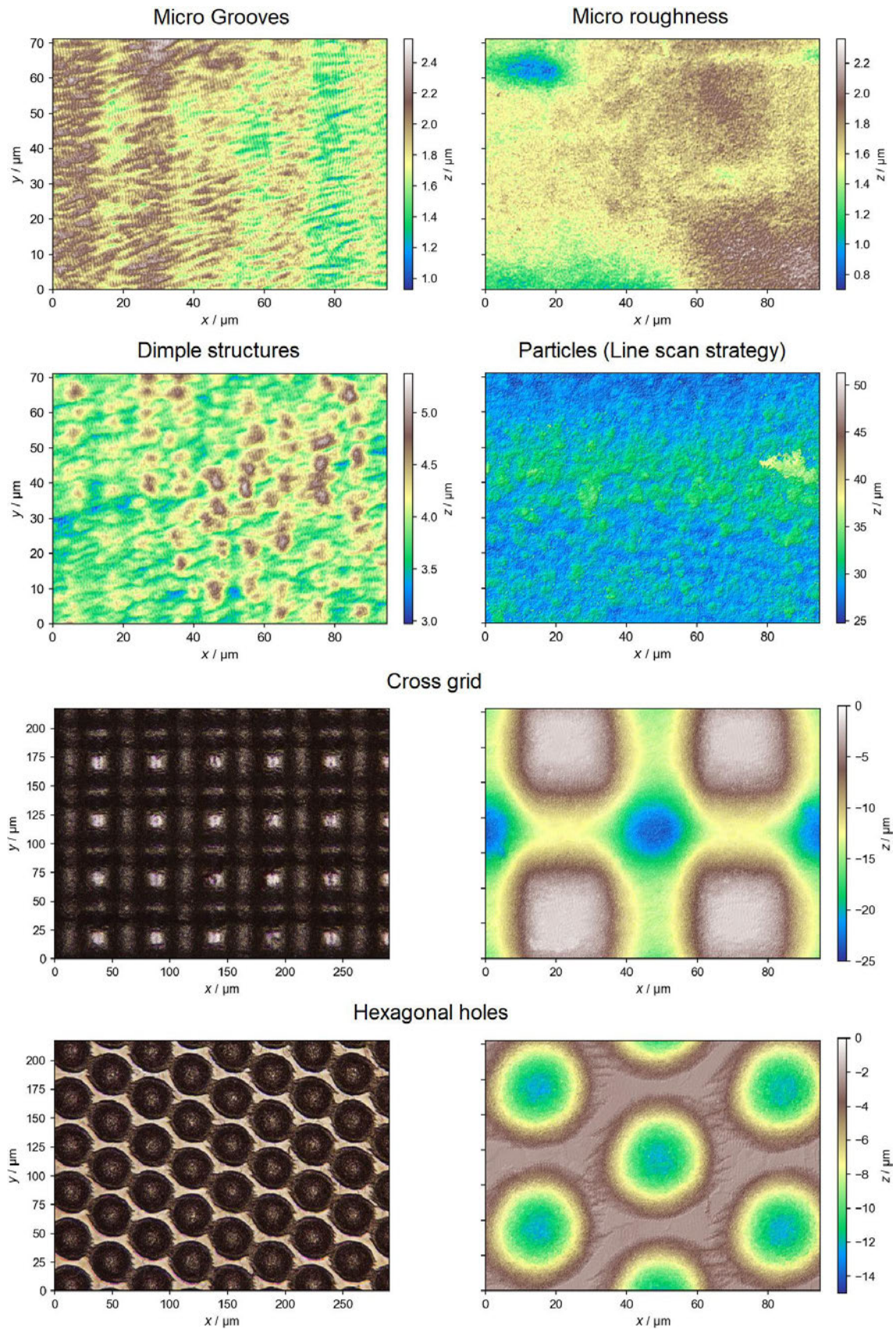


Abbildung 5-37: Ausgewählte Oberflächentexturen auf Kupfer für die Messung der Sekundärelektronenausbeute (SEY)

Die gemessenen Verläufe der Sekundärelektronenausbeute (SEY) in Abhängigkeit der Primärelektronenenergie sind in Abbildung 5-38 dargestellt. Der Durchmesser des Elektronenstrahl auf der Probe beträgt 1,0 mm. Die Messung wurde an drei verschiedenen Positionen auf der Probenoberfläche mit anschließender Mittelwertbildung durchgeführt.

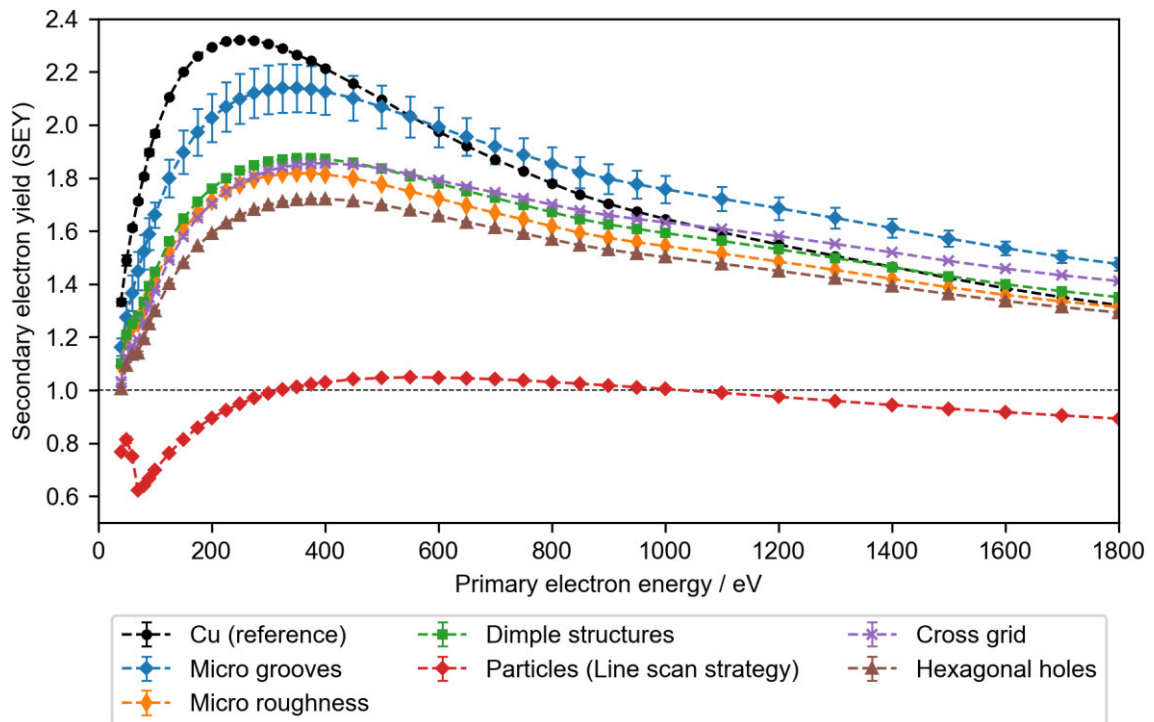


Abbildung 5-38: Verlauf der Sekundärelektronenausbeute (SEY) in Abhängigkeit der Primärelektronenenergie für unterschiedliche Oberflächentexturen auf Kupfer

Zunächst kann festgestellt werden, dass alle untersuchten Oberflächentexturen eine SEY-Reduzierung im Vergleich zur unbearbeiteten Kupferoberfläche bewirken. Auch der qualitative SEY-Verlauf mit einem Maximum bleibt für alle Oberflächen erhalten, wobei die spezifische Primärelektronenenergie dieses Maximums in einem Bereich zwischen ca. 300 und 500 eV variiert. Die geringste Differenz zur unbearbeiteten Referenzprobe ist für die Mikrogräben zu beobachten. Noppenförmige Strukturen sowie das kreuzförmige Linienraster und das hexagonale Lochgitter liegen in einem ähnlichen Bereich des SEY mit einem Maximum zwischen 1,7 und 1,9. Die mit Abstand stärkste SEY-Reduzierung wird durch die partikelbehaftete Oberflächenstruktur mit einem Maximum von ca. 1,0 erzielt. Die Messung bestätigt somit zunächst die bereits bekannten Ergebnisse aus der Literatur, zeigt jedoch auch, dass beispielsweise mit einfachen deterministischen Strukturen wie dem hexagonalen Lochgitter bereits eine deutliche Reduzierung der Sekundärelektronenemission erreicht werden kann. Ein Kompromiss zwischen geringer Partikelbelastung und niedrigem SEY besteht aktuell beispielsweise darin, eine Oberfläche mit wenigen anhaftenden Partikeln zu erzeugen und im Anschluss an die Laser-

Oberflächentexturierung noch eine Nachbehandlung (Conditioning) der Oberfläche mit einem Elektronenstrahl durchzuführen, wodurch die Sekundärelektronenausbeute in einem zweiten Prozessschritt nochmals reduziert werden kann [67].

Um perspektivisch eine noch stärkere SEY-Reduzierung ausschließlich durch eine Lasertexturierung erzielen zu können, ist beispielsweise die Kombination deterministischer Strukturen wie dem Loch- oder Liniengitter mit sekundären Nanostrukturen zu einer hierarchischen Oberflächenstruktur denkbar. Um die Anzahl steiler Wände in der Oberflächentopologie zu erhöhen, welche zu einer starken SEY-Reduzierung führt, sind möglicherweise auch mittels Direct Laser Interference Patterning (DLIP) erzeugte Strukturen zielführend, da mit diesem Verfahren deterministische Strukturen mit kleineren Abmessungen (z. B. Gitterkonstanten von wenigen μm) hergestellt werden können. Untersuchungen zur hierarchischen Kombination von Oberflächenstrukturen mit Abmessungen auf verschiedenen Skalierungsebenen, wie z. B. auch DLIP-Strukturen auf größeren deterministischen Strukturen, ist Gegenstand aktueller Forschungsprojekte und könnte entsprechend der bisherigen Erkenntnisse u. a. im Bereich der Reduzierung der Sekundärelektronenausbeute Anwendung finden.

6 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurden umfangreiche Untersuchungen zur Oberflächentexturierung von Kupfer und Aluminium mittels ultrakurz gepulster Laserstrahlung durchgeführt. Das Ziel der Untersuchungen lag in einer detaillierten Analyse und Kategorisierung der realisierbaren Oberflächentexturen und -strukturen auf Basis einer breiten Variation der Laser- und Prozessparameter. Zur Betrachtung eines großen Bereiches der Parametervariation sowie die Skalierbarkeit der Ergebnisse kamen schnelle Galvanometer- und Polygon-scansysteme zur Hochgeschwindigkeits-Strahlableitung in Kombination mit einer hoch-repetierenden Laserstrahlquelle zum Einsatz

Durch Vermessung der Oberflächentopologien mittels 3D-Laserscanning-Mikroskopie sowie durch Licht- und Rasterelektronenmikroskopie konnte eine ausführliche Analyse der entstehenden Mikro- und Nano-Oberflächenstrukturen durchgeführt werden. Neben den Kennwerten der Oberflächenrauheit S_a , S_q und S_z wurden aus den Höhendaten der Oberflächen durch Anwendung des Boxcounting-Algorithmus die fraktalen Kennzahlen fraktale Dimension D_F und Lakunarität λ für verschiedene Skalierungsfaktoren berechnet. Auf der Grundlage dieser Kennwerte sowie der entsprechenden Laser- und Prozessparameter wurden zwei unterschiedliche Ansätze zur Kategorisierung der beobachteten Strukturkategorien verfolgt. Auf Basis eines Höhenbildes sowie einer lichtmikroskopischen Aufnahme jeder einzelnen Oberfläche wurden zunächst manuell verschiedene Oberflächentexturkategorien definiert und die entsprechenden Datensätze der Kupfer- und Aluminiumoberflächen manuell zugeordnet. Auf Basis der Anzahl der manuell definierten Kategorien wurde der k -Means-Clustering-Algorithmus angewendet, um innerhalb des Parameterraumes der genannten Kennzahlen verschiedene Cluster zu finden. Im Vergleich beider Klassifizierungsmethoden kann mittels k -Means-Clustering leider keine zufriedenstellende Klassifizierung der Oberflächentexturen erfolgen. Die in Abschnitt 5.4.2 dargestellten Klassifizierungsergebnisse des k -Means-Algorithmus ermöglichen nur eine Unterscheidung minimaler und maximaler Modifikationen der Oberflächentopologie.

In Bezug auf die manuell definierten Oberflächentexturkategorien wurden verschiedene Abhängigkeiten von den Laser- und Prozessparametern dargestellt und diskutiert. Trotz der Komplexität der Entstehungsprozesse von Mikro- und Nano-Oberflächenstrukturen konnten verschiedene physikalische Zusammenhänge und Entstehungsmechanismen aufgezeigt und diskutiert werden, um einen weiteren Beitrag zum wissenschaftlichen Verständnis der Wechselwirkungsprozesse zwischen Laserstrahlung und Material zu lie-

fern. Signifikante Unterschiede zwischen den Oberflächentexturen auf Kupfer und Aluminium konnten unter anderem anhand thermophysikalischer Materialeigenschaften begründet werden. Insbesondere die Ausbildung von Mikrostrukturen mit größeren Abmessungen (Gräben, Cone-like structures, vgl. Abschnitt 5.5.2 und 5.5.3) ist auf Kupfer im untersuchten Parameterbereich nicht zu beobachten. Durch Charakterisierung der Oberflächentexturkategorien mit Hilfe der effektiven Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D}$, der Anzahl der Überfahrten und der normierten Fluenz H_0/H_{th} können verschiedene räumliche Energieverteilungen der Laserstrahlung an bestimmte Oberflächentexturen geknüpft werden (vgl. Abbildung 5-33).

Durch Berechnung und Messung der Bearbeitungszeiten aller erzeugten Oberflächen konnten in jeder Kategorie die Parameter mit der größten Flächenrate gefunden werden. Durch diese Parameteroptimierung kann eine Vergrößerung der Flächenrate um Faktor 2 bis 10 erzielt werden.

Schließlich wurde die Anwendung lasertexturierter Kupferoberflächen zur Reduzierung der Sekundärelektronenemission näher betrachtet, wobei die Sekundärelektronenausbeute verschiedener im Rahmen dieser Arbeit erzeugter Oberflächentexturen am CERN gemessen und für einige Strukturen eine signifikante Reduzierung der Sekundärelektronenausbeute registriert werden konnte.

Ein Ansatzpunkt für weitere Untersuchungen besteht in der Weiterentwicklung der automatisierten Klassifizierung der Oberflächentexturen anhand der ermittelten Kennzahlen. Wie bereits in Abbildung 3-7 dargestellt, können verschiedene Clustering-Algorithmen getestet werden, um das Klassifizierungsergebnis zu verbessern.

In Bezug auf weiterführende Untersuchungen der Wechselwirkungen zwischen Laserstrahlung und Material bei der Entstehung verschiedener Mikro- und Nanostrukturen können zeitaufgelöste Pump-Probe-Experimente interessante Erkenntnisse zu den ablaufenden physikalischen Prozessen und Entstehungsmechanismen liefern.

Literaturverzeichnis

- [1] Braun, D. et al. (2014) *Efficiency of laser surface texturing in the reduction of friction under mixed lubrication* in: Tribology International 77, S. 142–147. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2014.04.012>
- [2] Dunn, A. et al. (2014) *Nanosecond laser texturing for high friction applications* in: Optics and Lasers in Engineering 62, S. 9–16. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2014.05.003>
- [3] Kang, M. et al. (2015) *Micro- and nanoscale surface texturing effects on surface friction* in: Applied Surface Science 345, S. 344–348. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.03.194>
- [4] Schille, J. et al. (2020) *High-Rate Laser Surface Texturing for Advanced Tribological Functionality* in: Lubricants 8, H. 3, S. 33. <https://doi.org/10.3390/lubricants8030033>
- [5] Schille, J. et al. (2015) *Experimental Study on Laser Surface Texturing for Friction Coefficient Enhancement* in: Journal of Laser Micro/Nanoengineering 10, H. 3, S. 245–253. <https://doi.org/10.2961/jlmn.2015.03.0002>
- [6] Sedlaček, M. et al. (2017) *Influence of geometry and the sequence of surface texturing process on tribological properties* in: Tribology International 115, S. 268–273. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.06.001>
- [7] Büttner, C. C. (2011) *Shark skin inspired surfaces for aerodynamically optimized high temperature applications - fabrication, oxidation, characterization* [Dissertation]. Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen.
- [8] Siegel, F. (2009) *Extensive Micro-Structuring of Metals using Picosecond Pulses – Ablation Behavior and Industrial Relevance* in: Journal of Laser Micro/Nanoengineering 4, H. 2, S. 104–110. <https://doi.org/10.2961/jlmn.2009.02.0006>
- [9] Cheng, H.-C. et al. (2020) *Roughness and wettability properties of plain and silica-coated copper surfaces textured with picosecond laser* in: Applied Surface Science 514, S. 145918. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.145918>
- [10] Jagdheesh, R.; García-Ballesteros, J. J.; Ocaña, J. L. (2016) *One-step fabrication of near superhydrophobic aluminum surface by nanosecond laser ablation* in: Applied Surface Science 374, S. 2–11. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.06.104>
- [11] Kietzig, A.-M.; Hatzikiriakos, S. G.; Englezos, P. (2009) *Patterned superhydrophobic metallic surfaces* in: Langmuir : the ACS journal of surfaces and colloids 25, H. 8, S. 4821–4827. <https://doi.org/10.1021/la8037582>
- [12] Li, B. et al. (2016) *Femtosecond pulsed laser textured titanium surfaces with stable superhydrophilicity and superhydrophobicity* in: Applied Surface Science 389, S. 585–593. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.07.137>
- [13] Li, J. et al. (2020) *Superhydrophobic Copper Surface Textured by Laser for Delayed Icing Phenomenon* in: Langmuir 36, H. 5, S. 1075–1082. <https://doi.org/10.1021/acs.langmuir.9b02273>
- [14] Long, J. et al. (2015) *Superhydrophilicity to superhydrophobicity transition of picosecond laser microstructured aluminum in ambient air* in: Journal of colloid and interface science 441, S. 1–9. <https://doi.org/10.1016/j.jcis.2014.11.015>

- [15] Dobrzański, L. A. et al. (2008) *Laser surface treatment of multicrystalline silicon for enhancing optical properties* in: *Journal of Materials Processing Technology* 201, 1-3, S. 291–296. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.278>
- [16] Kreisel, C. (2015) *Dekorative und funktionale Mikrostrukturen auf Oberflächen mittels Laserbearbeitung* in: Hochschule Mittweida [Hrsg.] *24th International Scientific Conference Mittweida*. Mittweida, S. 41–43.
- [17] Vorobyev, A. Y.; Guo, C. (2008) *Colorizing metals with femtosecond laser pulses* in: *Applied Physics Letters* 92, H. 4, S. 41914. <https://doi.org/10.1063/1.2834902>
- [18] Selvamani, V. et al. (2020) *Hierarchical Micro/Mesoporous Copper Structure with Enhanced Antimicrobial Property via Laser Surface Texturing* in: *Advanced Materials Interfaces* 7, H. 7, S. 1901890. <https://doi.org/10.1002/admi.201901890>
- [19] Löschner, U. et al. (2015) *High-rate laser microprocessing using a polygon scanner system* in: *Journal of Laser Applications* 27, S2, S29303. <https://doi.org/10.2351/1.4906473>
- [20] Exner, H. et al. (2012) *High Speed Laser Micro Processing Using High Brilliance Continuous Wave Laser Radiation* in: *Journal of Laser Micro/Nanoengineering* 7, H. 1, S. 115–121. <https://doi.org/10.2961/jlmn.2012.01.0023>
- [21] Ahmmed, K. T. et al. (2015) *Introducing a new optimization tool for femtosecond laser-induced surface texturing on titanium, stainless steel, aluminum and copper* in: *Optics and Lasers in Engineering* 66, S. 258–268. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2014.09.017>
- [22] Bauer, F. et al. (2015) *Heat accumulation in ultra-short pulsed scanning laser ablation of metals* in: *Optics express* 23, H. 2, S. 1035–1043. <https://doi.org/10.1364/OE.23.001035>
- [23] Bieda, M.; Siebold, M.; Lasagni, A. F. (2016) *Fabrication of sub-micron surface structures on copper, stainless steel and titanium using picosecond laser interference patterning* in: *Applied Surface Science* 387, S. 175–182. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.06.100>
- [24] Bizi-bandoki, P. et al. (2011) *Modifications of roughness and wettability properties of metals induced by femtosecond laser treatment* in: *Applied Surface Science* 257, H. 12, S. 5213–5218. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.12.089>
- [25] Nayak, B. K.; Gupta, M. C. (2010) *Self-organized micro/nano structures in metal surfaces by ultrafast laser irradiation* in: *Optics and Lasers in Engineering* 48, H. 10, S. 940–949. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2010.04.010>
- [26] Tan, Y. et al. (2018) *Metal surface structuring with spatiotemporally focused femtosecond laser pulses* in: *Journal of Optics* 20, H. 1, S. 14010. <https://doi.org/10.1088/2040-8986/aa9dc6>
- [27] Peters, O. (2018) *Charakterisierung und Kategorisierung von Femtosekundenlaser-bearbeiteten Oberflächen mittels maschinellem Lernen* [Bachelorarbeit]. Hochschule Mittweida.
- [28] Löschner, U. et al. (2015) *Hochrate-Lasermikrobearbeitung* in: Hochschule Mittweida [Hrsg.] *24th International Scientific Conference Mittweida*. Mittweida, S. 70–76.
- [29] Streek, A.; Klötzer, S. (2015) *Polygonscannertechnik für die Lasermikrobearbeitung* in: Hochschule Mittweida [Hrsg.] *24th International Scientific Conference Mittweida*. Mittweida, S. 82–85.
- [30] Petsch, T. et al. (2011) *Laser processing of organic photovoltaic cells with a roll-to-roll manufacturing process* in: *SPIE LASE*. San Francisco, California, USA, 79210U.

- [31] Yeo, J. et al. (2014) *Flexible supercapacitor fabrication by room temperature rapid laser processing of roll-to-roll printed metal nanoparticle ink for wearable electronics application* in: Journal of Power Sources 246, S. 562–568. <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2013.08.012>
- [32] Bieda, M.; Beyer, E.; Lasagni, A. F. (2010) *Direct Fabrication of Hierarchical Microstructures on Metals by Means of Direct Laser Interference Patterning* in: Journal of Engineering Materials and Technology 132, H. 3. <https://doi.org/10.1115/1.4001835>
- [33] Fabris, D. et al. (2019) *Direct Laser Interference Patterning of Bioceramics: A Short Review* in: Ceramics 2, H. 4, S. 578–586. <https://doi.org/10.3390/ceramics2040045>
- [34] Lasagni, A. F. et al. (2017) *Direct laser interference patterning, 20 years of development: from the basics to industrial applications* in: Klotzbach, U.; Washio, K.; Kling, R. [Hrsg.] *SPIE LASE*. San Francisco, California, United States. SPIE, S. 1009211.
- [35] Ränke, F. et al. (2022) *High throughput laser surface micro-structuring of polystyrene by combining direct laser interference patterning with polygon scanner technology* in: Materials Letters: X 14, S. 100144. <https://doi.org/10.1016/j.mlblux.2022.100144>
- [36] Lasagni, A. F. *Laser Interference Patterning – Past, Present and Future for Large Area Surface Functionalization* in:
- [37] Seo, J.-H. et al. (2014) *Nanopatterning by Laser Interference Lithography: Applications to Optical Devices* in: Journal of Nanoscience and Nanotechnology 14, S. 1521–1532. <https://doi.org/10.1166/jnn.2014.9199>
- [38] Lu, C.; Lipson, R. H. (2010) *Interference lithography: a powerful tool for fabricating periodic structures* in: Laser & Photonics Reviews 4, H. 4, S. 568–580. <https://doi.org/10.1002/lpor.200810061>
- [39] Fraunhofer-Institut für Produktionstechnologie IPT (09.11.2022) *Interferenzlithographie - Fraunhofer IPT* [online]. <https://www.ipt.fraunhofer.de/de/kompetenzen/ProduktionsqualitaetundMesstechnik/Produktionsmesstechnik/interferenzlithographie.html> [Zugriff am: 9. Nov. 2022].
- [40] Bonse, J.; Gräf, S. (2020) *Maxwell Meets Marangoni - A Review of Theories on Laser-Induced Periodic Surface Structures* in: Laser & Photonics Reviews 14, H. 10, S. 2000215. <https://doi.org/10.1002/lpor.202000215>
- [41] Bonse, J. et al. (2018) *Femtosecond Laser Texturing of Surfaces for Tribological Applications* in: Materials 11, H. 5. <https://doi.org/10.3390/ma11050801>
- [42] Stoian, R.; Bonse, J. (2023) *Ultrafast Laser Nanostructuring – The Pursuit of Extreme Scales (in preparation)*. Cham: Springer.
- [43] Birnbaum, M. (1965) *Semiconductor Surface Damage Produced by Ruby Lasers* in: Journal of Applied Physics 36, S. 3688–3689. <https://doi.org/10.1063/1.1703071>
- [44] Römer, G. et al. (2009) *On the formation of laser induced self-organizing nanostructures* in: CIRP Annals - Manufacturing Technology 58, S. 201–204. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2009.03.068>
- [45] Heitz, J. et al. (1994) *Femtosecond excimer-laser-induced structure formation on polymers* in: Applied Physics A 59, S. 289–293. <https://doi.org/10.1007/BF00348232>

- [46] Bonse, J. et al. (2017) *Laser-Induced Periodic Surface Structures— A Scientific Evergreen* in: IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics 23, H. 3. <https://doi.org/10.1109/JSTQE.2016.2614183>
- [47] Skolski, J. Z. P. (2014) *Modeling laser-induced periodic surface structures* [PhD Thesis]. University of Twente.
- [48] Akhmanov, S. A. et al. (1985) *Interaction of powerful laser radiation with the surfaces of semiconductors and metals: nonlinear optical effects and nonlinear optical diagnostics* in: Soviet Physics Uspekhi 28, H. 12, S. 1084–1124. <https://doi.org/10.1070/PU1985v028n12ABEH003986>
- [49] Guosheng, Z.; Fauchet, P. M.; Siegman, A. E. (1982) *Growth of spontaneous periodic surface structures on solids during laser illumination* in: Physical Review B 26, H. 10, S. 5366–5381. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.26.5366>
- [50] Sipe, J. E. et al. (1983) *Laser-induced periodic surface structure. I. Theory* in: Physical Review B 27, H. 2, S. 1141–1154. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.27.1141>
- [51] Ahmmed, K.; Grambow, C.; Kietzig, A.-M. (2014) *Fabrication of Micro/Nano Structures on Metals by Femtosecond Laser Micromachining* in: Micromachines 5, H. 4, S. 1219–1253. <https://doi.org/10.3390/mi5041219>
- [52] Tsididis, G. D.; Fotakis, C.; Stratakis, E. (2015) *From ripples to spikes: A hydrodynamical mechanism to interpret femtosecond laser-induced self-assembled structures* in: Physical Review B 92, H. 4. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.92.041405>
- [53] Gräf, S. (2020) *Formation of laser-induced periodic surface structures on different materials: fundamentals, properties and applications* in: Advanced Optical Technologies 9, 1-2, S. 11–39. <https://doi.org/10.1515/aot-2019-0062>
- [54] Florian, C. et al. (2020) *Surface functionalization by laser-induced periodic surface structures* in: Journal of Laser Applications 32, H. 2, S. 22063. <https://doi.org/10.2351/7.0000103>
- [55] Liu, H.; Lin, W.; Hong, M. (2019) *Surface coloring by laser irradiation of solid substrates* in: APL Photonics 4, H. 5, S. 51101. <https://doi.org/10.1063/1.5089778>
- [56] Müller, F. A.; Kunz, C.; Gräf, S. (2016) *Bio-Inspired Functional Surfaces Based on Laser-Induced Periodic Surface Structures* in: Materials 9, H. 6. <https://doi.org/10.3390/ma9060476>
- [57] Vorobyev, A. Y.; Guo, C. (2013) *Direct femtosecond laser surface nano/microstructuring and its applications* in: Laser & Photonics Reviews 7, H. 3, S. 385–407. <https://doi.org/10.1002/lpor.201200017>
- [58] Tsukamoto, M. et al. (2006) *Periodic microstructures produced by femtosecond laser irradiation on titanium plate* in: Vacuum 80, 11-12, S. 1346–1350. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2006.01.016>
- [59] Vorobyev, A. Y.; Guo, C. (2007) *Femtosecond laser structuring of titanium implants* in: Applied Surface Science 253, H. 17, S. 7272–7280. <https://doi.org/10.1016/j.apusc.2007.03.006>
- [60] Ahuir-Torres, J. I. et al. (2017) *Surface texturing of aluminium alloy AA2024-T3 by picosecond laser: Effect on wettability and corrosion properties* in: Surface and Coatings Technology 321, S. 279–291. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.04.056>

- [61] Kedia, S. et al. (2021) *Nanosecond laser surface texturing of type 316L stainless steel for contact guidance of bone cells and superior corrosion resistance* in: *Colloid and Interface Science Communications* 42, S. 100419. <https://doi.org/10.1016/j.colcom.2021.100419>
- [62] Bajek, D. et al. (2020) *Role of surface microgeometries on electron escape probability and secondary electron yield of metal surfaces* in: *Scientific reports* 10, H. 1, S. 250. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-57160-w>
- [63] Hannah, A. N. et al. (2021) *Characterisation of copper and stainless steel surfaces treated with laser ablation surface engineering* in: *Vacuum* 189, S. 110210. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110210>
- [64] Lorenz, P. et al. (2022) *Secondary electron yield reduction of copper after 355 nm ultrashort pulse laser ablation* in: *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*. <https://doi.org/10.1007/s40516-022-00167-5>
- [65] Taborelli, M. (2020) *Secondary electron yield of surfaces: what we know and what we still need to know* in: *CERN Yellow Reports [Hrsg.]*. La Biodola, Isola d'Elba, Italy, S. 97–103.
- [66] Valizadeh, R. et al. (2016) *Low secondary electron yield of laser treated surfaces of copper, aluminium and stainless steel* in: *Proceedings of IPAC2016*, S. 1089–1092.
- [67] Valizadeh, R. et al. (2014) *Low secondary electron yield engineered surface for electron cloud mitigation* in: *Applied Physics Letters* 105, H. 23, S. 231605. <https://doi.org/10.1063/1.4902993>
- [68] Watts, C.; Gilmore, M.; Schamiloğlu, E. (2011) *Effects of Laser Surface Modification on Secondary Electron Emission of Copper* in: *IEEE Transactions on Plasma Science* 39, H. 3, S. 836–841. <https://doi.org/10.1109/TPS.2010.2102750>
- [69] Ibach, H.; Lüth, H. (2009) *Festkörperphysik*. 7. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer.
- [70] Reider, G. A. (2012) *Photonik*. Vienna: Springer Vienna.
- [71] Pedrotti, F. L. (2005) *Optik für Ingenieure*. 3. Aufl. Berlin: Springer.
- [72] McPeak, K. M. et al. (2015) *Plasmonic Films Can Easily Be Better: Rules and Recipes* in: *ACS Photonics* 2, H. 3, S. 326–333. <https://doi.org/10.1021/ph5004237>
- [73] Hohlfeld, J. et al. (2000) *Electron and lattice dynamics following optical excitation of metals* in: *Chemical Physics* 251, 1-3, S. 237–258. [https://doi.org/10.1016/S0301-0104\(99\)00330-4](https://doi.org/10.1016/S0301-0104(99)00330-4)
- [74] Wellershoff, S.-S. (2000) *Untersuchungen zur Elektronendynamik in Metallen nach Anregung mit ultrakurzen Laserpulsen*. Berlin.
- [75] Ulrich, C. M. (2007) *Simulation der Laserablation an Metallen*.
- [76] Liu, J. M. (1982) *Simple technique for measurements of pulsed Gaussian-beam spot sizes* in: *Optics letters* 7, H. 5, S. 196–198. <https://doi.org/10.1364/OL.7.000196>
- [77] Benocci, R.; Batani, D.; Roman, H. E. (2019) *Incubation models for under-threshold laser ablation with thermal dissipation* in: *Applied Physics B* 125, H. 2. <https://doi.org/10.1007/s00340-019-7132-0>
- [78] Bonse, J. et al. (2002) *Femtosecond laser ablation of silicon—modification thresholds and morphology* in: *Applied Physics A* 74, H. 1, S. 19–25. <https://doi.org/10.1007/s003390100893>

- [79] Bonse, J. et al. (2000) *Chemical, morphological and accumulation phenomena in ultrashort-pulse laser ablation of TiN in air* in: Applied Physics A 71, H. 6, S. 657–665. <https://doi.org/10.1007/s003390000585>
- [80] Küper, S.; Stuke, M. (1987) *Femtosecond UV excimer laser ablation* in: Applied Physics B 44, H. 4, S. 199–204. <https://doi.org/10.1007/BF00692122>
- [81] Ichimura, N. et al. (2000) *Formation of high density color centers and laser ablation in alkali halide crystals* in: Journal of Luminescence 87-89, S. 586–588. [https://doi.org/10.1016/s0022-2313\(99\)00303-8](https://doi.org/10.1016/s0022-2313(99)00303-8)
- [82] Račiukaitis, G. et al. (2008) *Accumulation effects in laser ablation of metals with high-repetition-rate lasers* in: Phipps, C. R. [Hrsg.] *High-Power Laser Ablation 2008*. Taos, NM. SPIE, 70052L.
- [83] Martin, S. et al. (2003) *Spot-size dependence of the ablation threshold in dielectrics for femtosecond laser pulses* in: Applied Physics A 77, H. 7, S. 883–884. <https://doi.org/10.1007/s00339-003-2213-6>
- [84] Jee, Y.; Becker, M. F.; Walser, R. M. (1988) *Laser-induced damage on single-crystal metal surfaces* in: J. Opt. Soc. Am. B (JOSA B) 5, H. 3, S. 648. <https://doi.org/10.1364/JOSAB.5.000648>
- [85] Bäuerle, D. (2011) *Laser processing and chemistry*. 3. Aufl. Berlin, London: Springer.
- [86] Krüger, J.; Kautek, W. (2004) *Ultrashort Pulse Laser Interaction with Dielectrics and Polymers* in: Lippert, T. K. [Hrsg.] *Polymers and light*. Berlin: Springer, S. 247–290.
- [87] *DIN EN ISO 25178-1:2016-12, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Flächenhaft - Teil 1: Angabe von Oberflächenbeschaffenheit (ISO 25178-1:2016); Deutsche Fassung EN ISO 25178-1:2016*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
- [88] Wiehr, C.; Seewig, J. *3D-Kenngrößen nach ISO 25178*.
- [89] Stout, K. J. (1993) *The development of methods for the characterisation of roughness in three dimensions*. Luxembourg: Commission of the european communities.
- [90] Blunt, L.; Jiang, X. (2003) *Advanced techniques for assessment surface topography – Development of a basis for 3D surface texture standards "surfstand"*. London: Kogan Page Stylus.
- [91] Mandelbrot, B. B. (1987) *Die fraktale Geometrie der Natur*. Basel, Boston: Birkhäuser.
- [92] (2022) *Fraktal* [online]. <https://de.wikipedia.org/w/index.php?title=Fraktal&oldid=227495276> [Zugriff am: 18. Nov. 2022].
- [93] Allain, C.; Cloitre, M. (1991) *Characterizing the lacunarity of random and deterministic fractal sets* in: Physical Review A 44, H. 6, S. 3552–3558.
- [94] Ling, E. J. Y.; Servio, P.; Kietzig, A.-M. (2016) *Fractal and Lacunarity Analyses: Quantitative Characterization of Hierarchical Surface Topographies* in: Microscopy and Microanalysis 22, H. 1, S. 168–177. <https://doi.org/10.1017/S1431927615015561>
- [95] scikit-learn (23.11.2022) *Comparing different clustering algorithms on toy datasets* [online]. https://scikit-learn.org/stable/auto_examples/cluster/plot_cluster_comparison.html#sphx-glr-auto-examples-cluster-plot-cluster-comparison-py [Zugriff am: 23. Nov. 2022].
- [96] MacQueen, J. (1967) *Classification and analysis of multivariate observations* in: 5th Berkeley Symp. Math. Statist. Probability.

- [97] Lloyd, S. P. (1982) *Least Squares Quantization in PCM* in: IEEE Transactions on Information Theory 28, H. 2, S. 129–137.
- [98] thyssenkrupp Materials Services GmbH (2017) *Werkstoffdatenblatt EN AW-5754*. Essen.
- [99] Bass, M. (1995) *Handbook of Optics – Volume II - Devices, Measurements, and Properties*. 2. Aufl. New York: McGraw-Hill.
- [100] Elsayed-Ali et al. (1987) *Time-resolved observation of electron-phonon relaxation in copper* in: Physical review letters 58, H. 12, S. 1212–1215. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.58.1212>
- [101] Hostetler, J. L. et al. (1999) *Measurement of the electron-phonon coupling factor dependence on film thickness and grain size in Au, Cr, and Al* in: Applied optics 38, H. 16, S. 3614–3620. <https://doi.org/10.1364/ao.38.003614>
- [102] (2021) *DIN EN ISO 11146-1:2021-11, Laser und Laseranlagen - Prüfverfahren für Laserstrahlmessungen, Divergenzwinkel und Beugungsmaßzahlen*. Berlin: Beuth Verlag GmbH.
- [103] MOEWE Optical Solutions GmbH (11.02.2020) *Synchronisation mehrerer Polygonscanner* [online]. <https://moewe-optik.de/produkte/options/> [Zugriff am: 14. Okt. 2022].
- [104] Bonse, J. et al. (2013) *Femtosecond laser-induced removal of silicon nitride layers from doped and textured silicon wafers used in photovoltaics* in: Thin Solid Films 542, S. 420–425. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2013.07.005>
- [105] Kunz, C. et al. (2020) *Large-Area Fabrication of Laser-Induced Periodic Surface Structures on Fused Silica Using Thin Gold Layers* in: nanomaterials 10, H. 6. <https://doi.org/10.3390/nano10061187>
- [106] Finger, J.-T. (2017) *Puls-zu-Puls Wechselwirkungen beim UKP-Laserabtrag mit hohen Repetitionsraten*. Aachen.
- [107] Nathala, C. S. R. et al. (2016) *Ultrashort laser pulse ablation of copper, silicon and gelatin: effect of the pulse duration on the ablation thresholds and the incubation coefficients* in: Applied Physics A 122, H. 2. <https://doi.org/10.1007/s00339-016-9625-6>
- [108] Nivas, J. et al. (2021) *Secondary electron yield reduction by femtosecond pulse laser-induced periodic surface structuring* in: Surfaces and Interfaces 25, S. 101179. <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2021.101179>
- [109] Sundaram, S. K.; Mazur, E. (2002) *Inducing and probing non-thermal transitions in semiconductors using femtosecond laser pulses* in: Nature materials 1, Nr. 4, pp. 217–224. <https://doi.org/10.1038/nmat767>
- [110] Huang, J. et al. (2010) *Tunable surface texturing by polarization-controlled three-beam interference* in: Journal of Micromechanics and Microengineering 20, H. 9, S. 95004. <https://doi.org/10.1088/0960-1317/20/9/095004>
- [111] Ester, M. et al. (1996) *A Density-Based Algorithm for Discovering Clusters in Large Spatial Databases with Noise* in: kdd 96, H. 34, S. 226–231.
- [112] Ankerst, M. et al. (1999) *OPTICS: Ordering Points To Identify the Clustering Structure* in: ACM Sigmod record 28, H. 2, S. 49–60.

- [113] Bonse, J.; Rosenfeld, A.; Krüger, J. (2009) *On the role of surface plasmon polaritons in the formation of laser-induced periodic surface structures upon irradiation of silicon by femtosecond-laser pulses* in: Journal of Applied Physics 106, H. 10, S. 104910. <https://doi.org/10.1063/1.3261734>
- [114] Garrelie, F. et al. (2011) *Evidence of surface plasmon resonance in ultrafast laser-induced ripples* in: Optics express 19, H. 10, S. 9035–9043. <https://doi.org/10.1364/OE.19.009035>
- [115] Obara, G. et al. (2011) *Direct observation of surface plasmon far field for regular surface ripple formation by femtosecond laser pulse irradiation of gold nanostructures on silicon substrates* in: Applied Physics Letters 99, H. 6, S. 61106. <https://doi.org/10.1063/1.3624925>
- [116] Schille, J. (2013) *Investigation of micromachining using a high repetition rate femtosecond fibre laser* [Dissertation]. University of Manchester.
- [117] Reif, J.; Costache, F.; Bestehorn, M. (2006) *Self-organized surface nano-structuring by femtosecond laser processing* in: Recent advances in laser processing of materials, S. 275.
- [118] Ackerl, N.; Boerner, P.; Wegener, K. (2019) *Toward application of hierarchical structures by ultrashort pulsed laser ablation* in: Journal of Laser Applications 31, H. 2, S. 22501. <https://doi.org/10.2351/1.5096079>
- [119] Zuhlke, C. A.; Anderson, T. P.; Alexander, D. R. (2013) *Formation of multiscale surface structures on nickel via above surface growth and below surface growth mechanisms using femtosecond laser pulses* in: Optics express 21, H. 7, S. 8460–8473. <https://doi.org/10.1364/OE.21.008460>
- [120] Tsibidis, G. D. et al. (2012) *Dynamics of ripple formation on silicon surfaces by ultrashort laser pulses in subablation conditions* in: Physical Review B 86, H. 11. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.86.115316>
- [121] Perrie, W. et al. (2004) *Femtosecond laser micro-structuring of aluminium under helium* in: Applied Surface Science 230, 1-4, S. 50–59. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2003.12.035>
- [122] Barnes, W. L.; Dereux, A.; Ebbesen, T. W. (2003) *Surface plasmon subwavelength optics* in: Nature 424, H. 6950, S. 824–830. <https://doi.org/10.1038/nature01937>
- [123] Perney, N. M. B. et al. (2007) *Tuning localized plasmon cavities for optimized surface-enhanced Raman scattering* in: Physical Review B 76, H. 3. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.76.035426>
- [124] Olbrich, M. et al. (2020) *Hydrodynamic modeling and time-resolved imaging reflectometry of the ultrafast laser-induced ablation of a thin gold film* in: Optics and Lasers in Engineering 129, S. 106067. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2020.106067>
- [125] Fraggelakis, F. et al. (2017) *Texturing metal surface with MHz ultra-short laser pulses* in: Optics express 25, H. 15, S. 18131–18139. <https://doi.org/10.1364/OE.25.018131>
- [126] Corkum, P. B. et al. (1988) *Thermal response of metals to ultrashort-pulse laser excitation* in: Physical review letters 61, H. 25, S. 2886–2889. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.61.2886>
- [127] Schille, J. et al. (2016) *High-throughput machining using a high-average power ultrashort pulse laser and high-speed polygon scanner* in: Optical Engineering 55, H. 9, S. 96109. <https://doi.org/10.1117/1.OE.55.9.096109>

- [128] Bizi-bandoki, P. et al. (2013) *Time dependency of the hydrophilicity and hydrophobicity of metallic alloys subjected to femtosecond laser irradiations* in: *Applied Surface Science* 273, S. 399–407. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.02.054>
- [129] Groenendijk, M.; Meijer, J. (2006) *Surface Microstructures obtained by Femtosecond Laser Pulses* in: *CIRP Annals* 55, H. 1, S. 183–186. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60394-1](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60394-1)
- [130] Hornbogen, E.; Skrotzki, B. (2009) *Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg.

Erklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und nur unter Verwendung der angegebenen Literatur und Hilfsmittel angefertigt habe. Stellen, die wörtlich oder sinngemäß aus Quellen entnommen wurden, sind als solche kenntlich gemacht. Diese Arbeit wurde in gleicher Form keiner anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

Chemnitz, den 29. November 2022

A solid black rectangular box redacting the signature of the author.

Nick Börnert

Anlagenverzeichnis

Anlage 1	109
A1 Präparation der AI-Proben	109
Anlage 2	110
A2 Herleitung der effektiven Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D}$	110
Anlage 3	112
A3 Ergänzende Darstellungen zu Abbildung 5-34	112
Anlage 4	113
A4 Optimierung der Flächenrate für ausgewählte Oberflächentexturkategorien	113

Anlage 1

A1 Präparation der Al-Proben

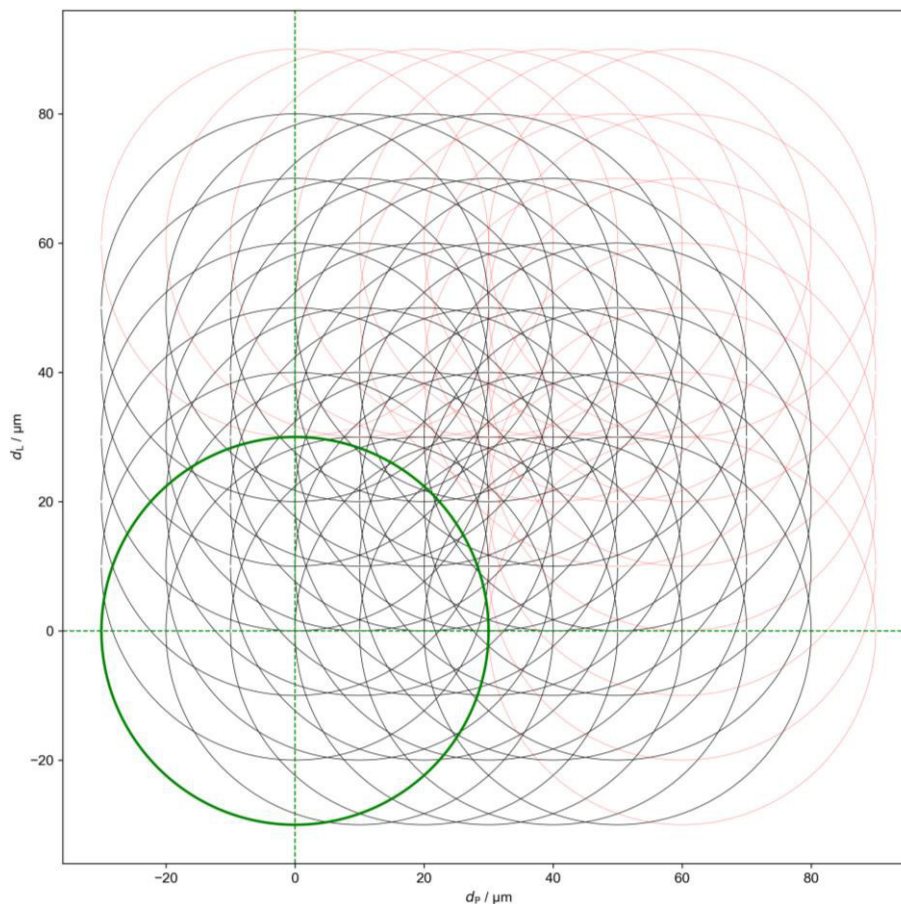
Bei der Probenpräparation der Al-Proben wurden folgende Schleif- und Polierschritte durchgeführt:

1. SIC-Papier 320, 30 N Andruckkraft mit Wasser bis plan geschliffen
2. MD-Largo mit 9 µm Diamantsuspension, 30 N Andruckkraft, 5 Minuten
3. MD-Dac mit 3 µm Diamantsuspension, 25 N Andruckkraft, 5 Minuten
4. MD-Chem mit OPS Diamantsuspension, 15 N Andruckkraft, 2 Minuten

Anlage 2

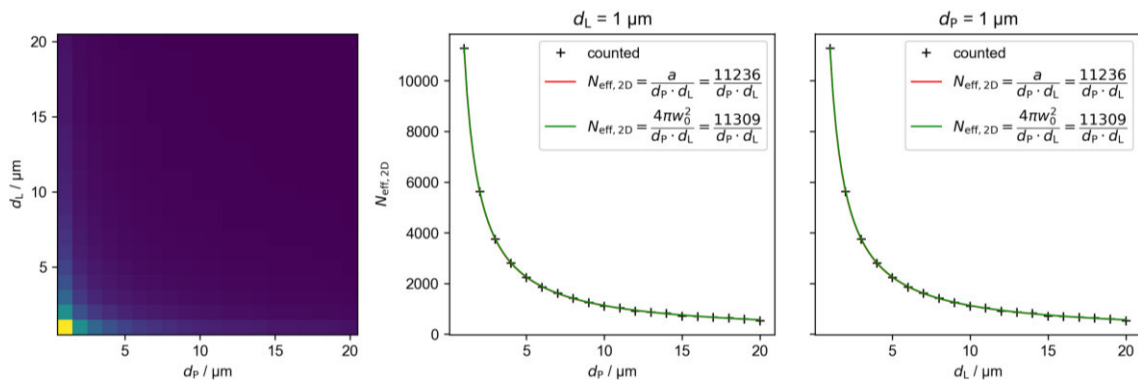
A2 Herleitung der effektiven Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D}$

Wie in Abschnitt 4.3.2 beschrieben, wird unter der zweidimensionalen effektiven Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D}$ die Anzahl überlappender Pulse sowohl in Scanrichtung (Pulsüberlapp) als auch senkrecht zur Scanrichtung (Linienüberlapp) verstanden. Die exakte Anzahl sich überlappender Pulse bei gegebenem Fokussdurchmesser w_0 , Pulsabstand d_P und Linienabstand d_L ist rein analytisch über geometrische Zusammenhänge schwer herzuleiten. Die folgende Abbildung zeigt exemplarisch den Ausschnitt einer Pulsanordnung mit $w_0 = 30 \mu\text{m}$ und $d_P = d_L = 10 \mu\text{m}$. Insbesondere die in der Diagonalen überlappenden Pulse sind rechnerisch schwierig zu erfassen.



Durch Aufbau eines Zähl-Algorithmus ist die genaue Bestimmung der Anzahl überlappender Pulse jedoch möglich. Hierbei werden ausgehend vom grün markierten „Ursprungskreis“ mit dem Mittelpunkt im Nullpunkt rasterförmig Kreise mit dem Radius w_0 gezeichnet, wobei der Mittelpunkt jeweils um d_P in x -Richtung bzw. d_L in y -Richtung

verschoben wird. Dabei wird stets der Abstand d des Mittelpunktes des gerade gezeichneten Kreises zum Mittelpunkt des Ursprungskreises berechnet. Ist dieser Abstand $d < 2w_0$, so überlappen die Kreise und eine Zählvariable wird um 1 erhöht. Die überlappenden Kreise werden in der obenstehenden Abbildung schwarz dargestellt, während die nicht überlappenden Kreise rot dargestellt sind. Um auch die Anzahl der überlappenden Pulse in negativer x - und y -Richtung zu erfassen, wird die mittels des beschriebenen Algorithmus ermittelte Pulsanzahl mit 4 multipliziert und zweimal die vom Nullpunkt entlang der x - und y -Achse überlappenden Pulse abgezogen, da diese durch die Multiplikation doppelt gezählt werden. Die so erhaltene Pulsanzahl entspricht exakt der effektiven Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D}$. Der Zähl-Algorithmus kann nun für beliebige Kombinationen aus Puls- und Linienabstand sowie für verschiedene Fokusbereiche wiederholt werden. Nachfolgend sind die ermittelten effektiven Pulsanzahlen für $w_0 = 30 \mu\text{m}$ im Bereich $1 \mu\text{m} \leq d_P \leq 20 \mu\text{m}$ bzw. $1 \mu\text{m} \leq d_L \leq 20 \mu\text{m}$ dargestellt.



Die gesuchte funktionale Abhängigkeit der Pulsanzahl $N_{\text{eff},2D} = f(w_0, d_P, d_L)$ ist ein hyperbelförmiger Zusammenhang, welcher durch $N_{\text{eff},2D} = \frac{a}{d_P \cdot d_L}$ approximiert werden kann. Im Vergleich mit Hinweisen in der Literatur [40; 105] konnte gezeigt werden, dass der Faktor a durch $a \approx 4\pi w_0^2$ beschrieben werden kann, wobei in der Literatur der Faktor 4 meist vernachlässigt wird. Diese Vernachlässigung ist jedoch nur am Rand bzw. in den Ecken eines rechteckigen Abtragbereichs zulässig. An allen anderen Stellen müssen die überlappenden Pulse sowohl in positiver als auch in negativer Richtung berücksichtigt werden.

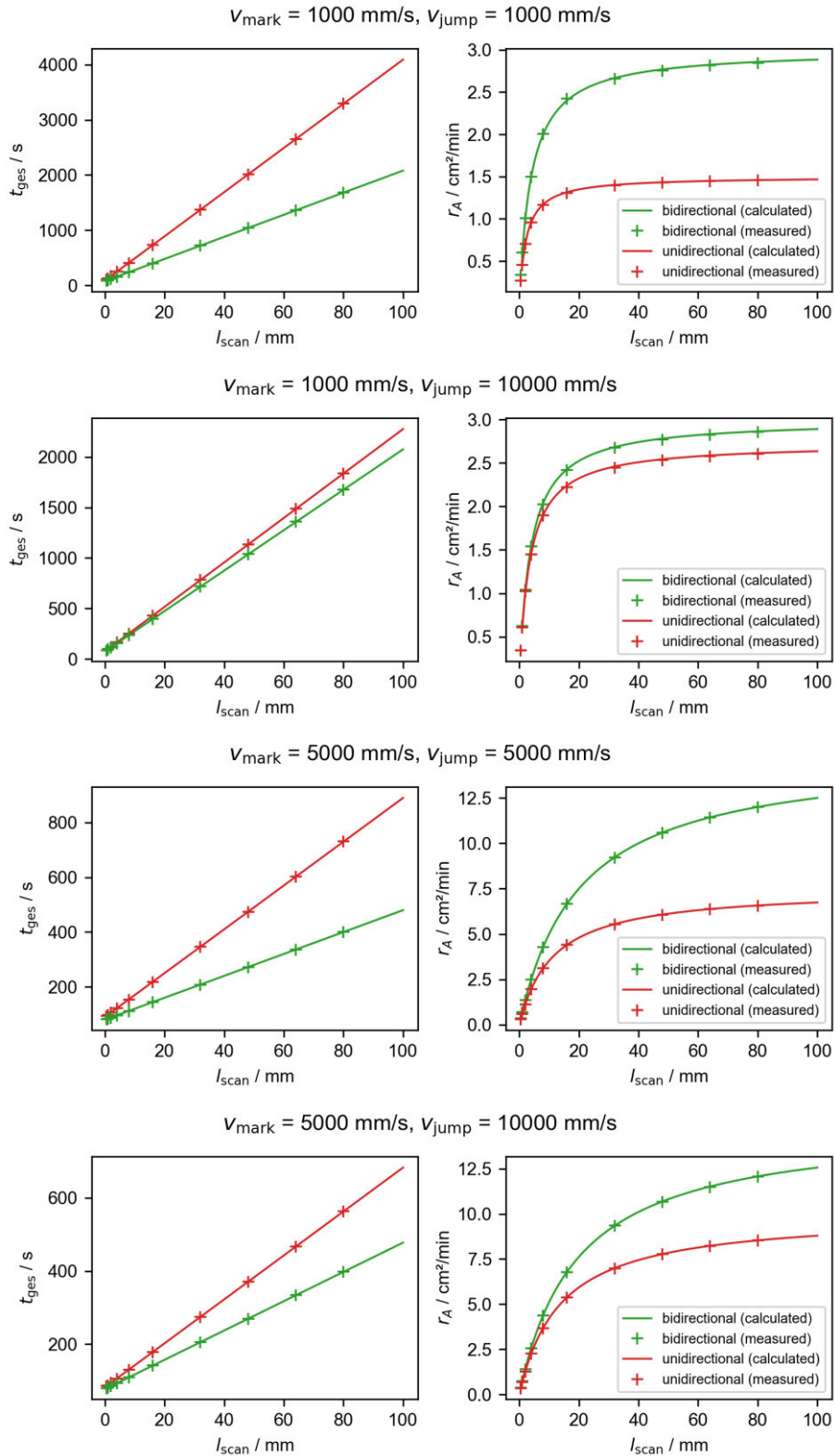
Durch Anwendung des beschriebenen Zähl-Algorithmus konnte somit eine valide Gleichung zur Berechnung der effektiven Pulsanzahl

$$N_{\text{eff},2D} = \frac{4\pi w_0^2}{d_P \cdot d_L}$$

hergeleitet werden.

Anlage 3

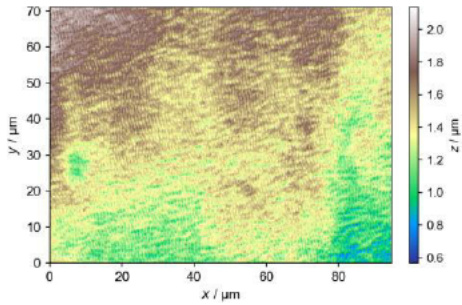
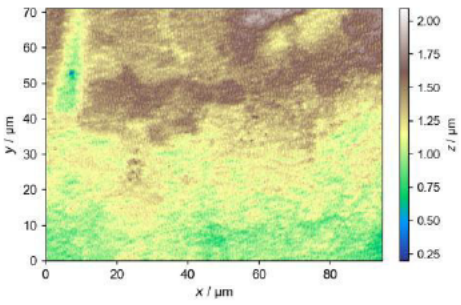
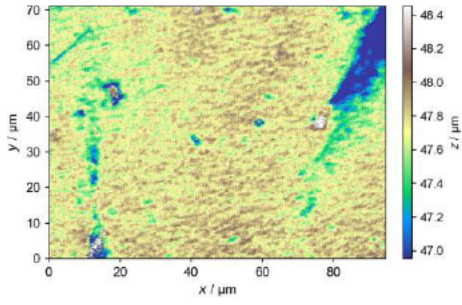
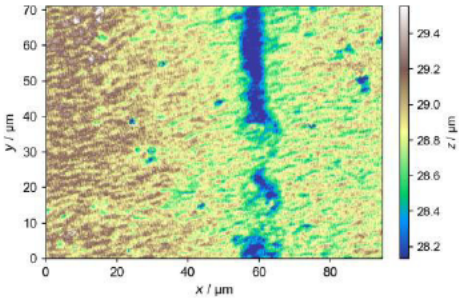
A3 Ergänzende Darstellungen zu Abbildung 5-34

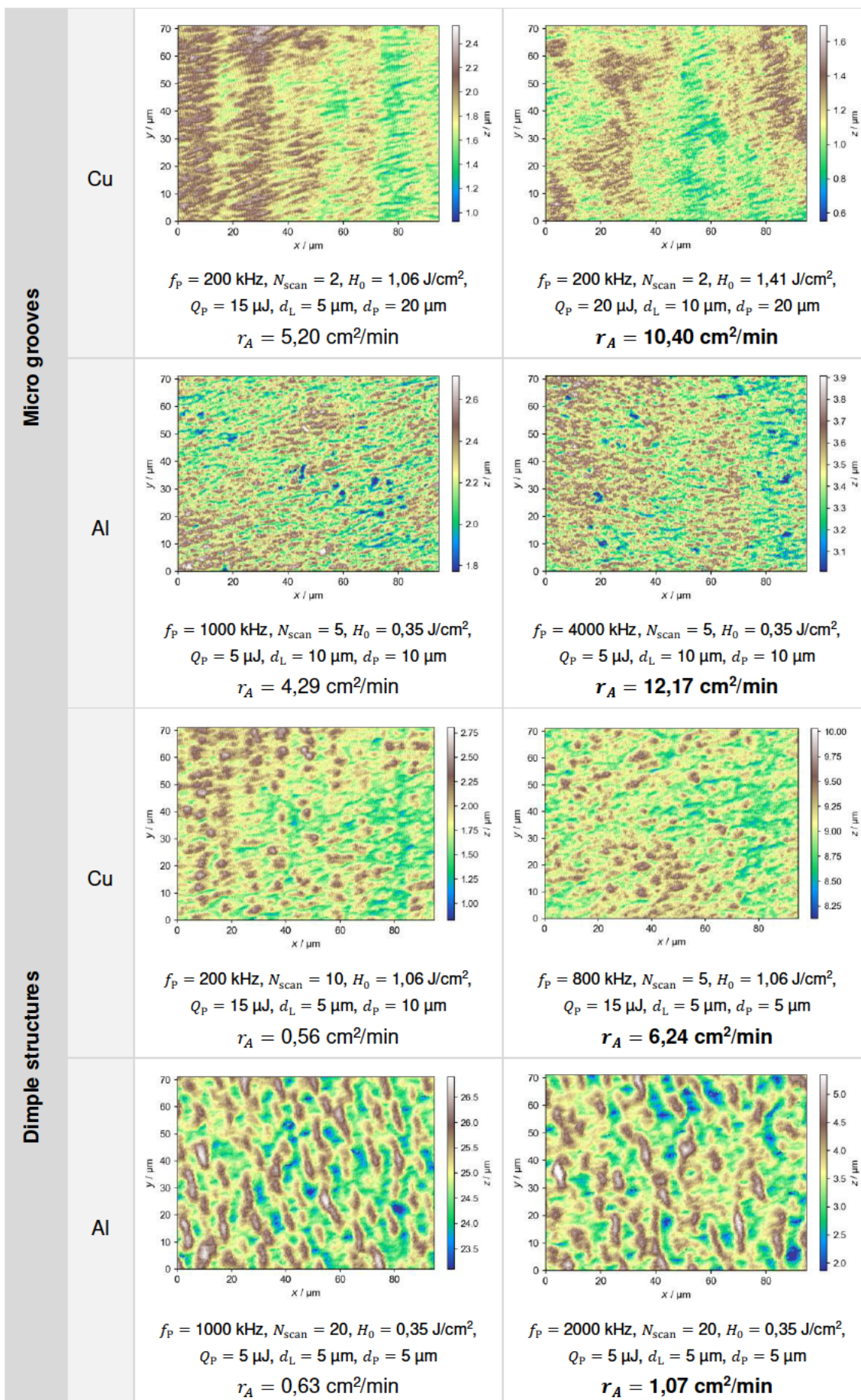


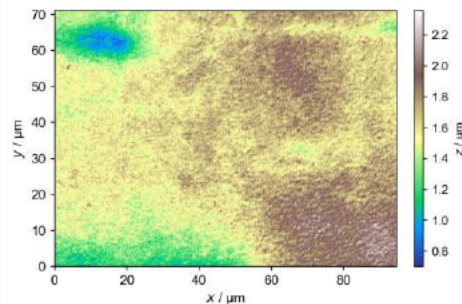
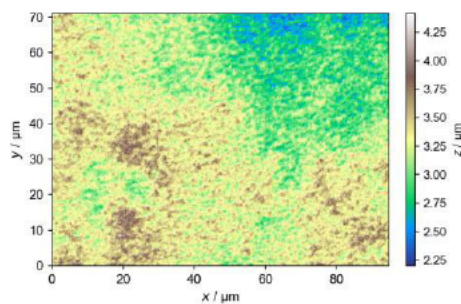
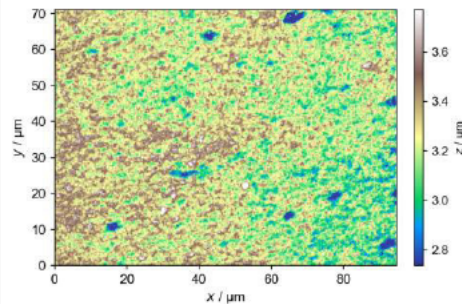
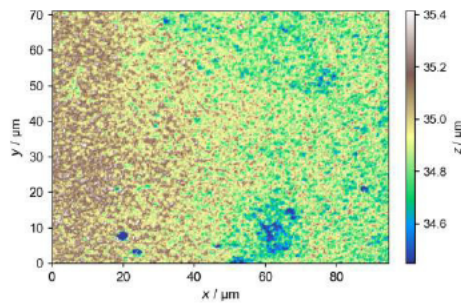
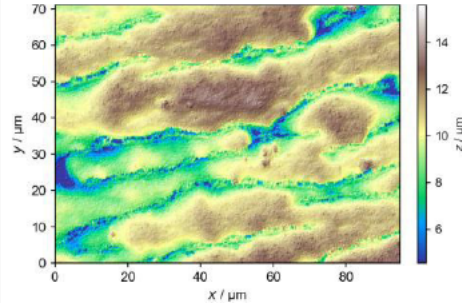
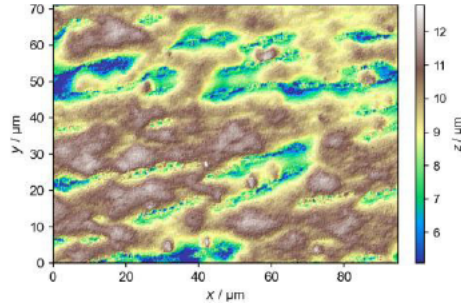
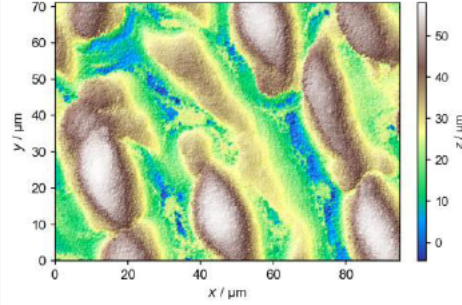
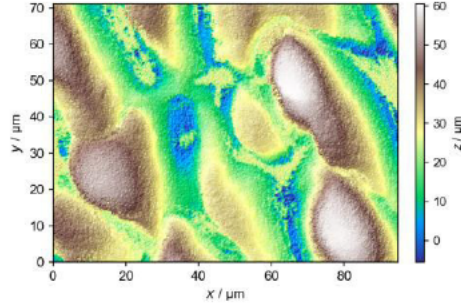
Anlage 4

A4 Optimierung der Flächenrate für ausgewählte Oberflächentexturkategorien

Die untenstehende Tabelle zeigt für ausgewählte Oberflächentexturkategorien auf Kupfer und Aluminium jeweils die exemplarischen Höhenbilder aus Abschnitt 5.4.1 (links) sowie den Parametersatz einer vergleichbaren Oberfläche mit maximaler Flächenrate (rechts). Durch Wahl des Parametersatzes mit optimierter Flächenrate kann eine Erhöhung der Flächenrate um den Faktor 2 bis 10 erzielt werden.

		nicht optimiert (vgl. Abschnitt 5.4.1)	optimierte Flächenrate
Ripple structures	Cu	 <p> $f_p = 200 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 1,06 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 15 \text{ }\mu\text{J}$, $d_L = 5 \text{ }\mu\text{m}$, $d_p = 10 \text{ }\mu\text{m}$ $r_A = 5,58 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>	 <p> $f_p = 600 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 1,06 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 15 \text{ }\mu\text{J}$, $d_L = 10 \text{ }\mu\text{m}$, $d_p = 10 \text{ }\mu\text{m}$ $r_A = 43,75 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>
	Al	 <p> $f_p = 200 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 5 \text{ }\mu\text{J}$, $d_L = 5 \text{ }\mu\text{m}$, $d_p = 5 \text{ }\mu\text{m}$ $r_A = 2,89 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>	 <p> $f_p = 1000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 0,35 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 5 \text{ }\mu\text{J}$, $d_L = 5 \text{ }\mu\text{m}$, $d_p = 5 \text{ }\mu\text{m}$ $r_A = 12,56 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>



Micro roughness	Cu	 <p> $f_p = 200 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 30 \mu\text{J}$, $d_L = 15 \mu\text{m}$, $d_p = 15 \mu\text{m}$ $r_A = 24,22 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>	 <p> $f_p = 1000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 4,77 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 30 \mu\text{J}$, $d_L = 13,5 \mu\text{m}$, $d_p = 13,5 \mu\text{m}$ $r_A = 236,90 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>
	Al	 <p> $f_p = 800 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 5$, $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 30 \mu\text{J}$, $d_L = 20 \mu\text{m}$, $d_p = 20 \mu\text{m}$ $r_A = 34,60 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>	 <p> $f_p = 2000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 1$, $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 30 \mu\text{J}$, $d_L = 20 \mu\text{m}$, $d_p = 20 \mu\text{m}$ $r_A = 190,91 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>
Grooves	Al	 <p> $f_p = 1000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 1,41 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 20 \mu\text{J}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 5 \mu\text{m}$ $r_A = 2,51 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>	 <p> $f_p = 2000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 10$, $H_0 = 1,41 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 20 \mu\text{J}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 5 \mu\text{m}$ $r_A = 8,57 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>
	Al	 <p> $f_p = 2000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 1,77 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 25 \mu\text{J}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 5 \mu\text{m}$ $r_A = 2,51 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>	 <p> $f_p = 2000 \text{ kHz}$, $N_{\text{scan}} = 20$, $H_0 = 2,12 \text{ J/cm}^2$, $Q_p = 30 \mu\text{J}$, $d_L = 5 \mu\text{m}$, $d_p = 5 \mu\text{m}$ $r_A = 6,43 \text{ cm}^2/\text{min}$ </p>