

---

# LASER PEENING FÜR INNOVATIVE WERKSTOFFE UND OBERFLÄCHEN

---



UNIVERSITÄT  
DES  
SAARLANDES

Dissertation

zur Erlangung des Grades  
des Doktors der Ingenieurwissenschaften  
der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät  
der Universität des Saarlandes

Von  
Sebastian Slawik

Saarbrücken

2023

Tag des Kolloquiums: 12. Juni 2023

Dekan: Univ.-Prof. Dr. Ludger Santen

Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Frank Mücklich

Prof. Dr.-Ing. Dirk Bähre

Vorsitz: Prof. Dr.-Ing. Hans-Georg Herrmann

Akad. Mitarbeiter: Dr.-Ing. Florian Schäfer

„If you can dream it, you can do it.“

Walt Disney

# Zusammenfassung

Laser Peening (Laser Shock Peening, Laser Schock Verfestigung, LSP) repräsentiert ein zunehmend anwendungsrelevantes mechanisches Oberflächenbehandlungsverfahren zur Generierung besonders tiefer oberflächennaher Druck-Eigenstressungen für signifikante Lebensdauersteigerungen von Bauteilen.

Um den aktuellen Herausforderungen im Bereich Nachhaltigkeit zu begegnen, untersucht die vorliegende Arbeit aus materialwissenschaftlicher Perspektive das enorme Potential dieser Technologie im Bereich additive Fertigung / 3D-Druck zur Lebensdauersteigerung sowie Oberflächenfunktionalisierung.

Am Beispiel der für additiv gefertigte Bauteile in Weltraumanwendungen eingesetzten Legierung Ti6Al4V wird die Einbringung von 2,4 mm tiefen Druck-Eigenstressungen gezeigt, welche zu einer Steigerung der Lebensdauer um den Faktor 100 führen, sowie ein Beitrag zur Aufklärung der Deformationscharakteristik geleistet. Dabei erfolgt ein Vergleich zu konventionellem Kugelstrahlen und dem technisch bewährten Werkstoff Gusseisen.

Laser Peening wird erstmals zur Überwindung der für laserbasierte topographische Funktionalisierungen typischen oberflächennahen Zug-Eigenstressungen genutzt und eröffnet die Perspektive für eine multiskalige, periodische Oberflächenstrukturierung. Die Verfahren Laserpolieren, direkter Laser-Interferenzstrukturierung (DLIP) und Laser Peening werden als neuartige Prozesskombination zur nachhaltigen und maßgeschneiderten Nachbehandlung additiv hergestellter Bauteile vorgestellt.

# Abstract

Laser peening (laser shock peening, LSP) is a mechanical surface treatment, increasingly applied for generating particularly deep residual compressive stresses close to the surface thus significantly increasing the service life of components.

In order to meet the current challenges in the field of sustainability, this work investigates the enormous potential of this technology, from a materials science perspective, in the field of additive manufacturing / 3D printing for lifetime enhancement as well as surface functionalization.

As an example, Ti6Al4V alloy, used for additively manufactured components for space applications, is used to demonstrate the introduction of 2.4 mm deep compressive residual stresses, leading to an increase in fatigue life by a factor 100, and also further explaining the deformation characteristics. A comparison is made with conventional shot peening and technically proven cast iron.

Laser peening is used for the first time to overcome the near-surface tensile residual stresses typical in laser-based topographic functionalization and additionally opens the perspective for a multi-scale periodically structured surface. Laser polishing, direct laser interference patterning (DLIP) and laser peening will be presented as a novel process combination applied for the sustainable and tailored post-treatment of additively manufactured parts.

# Inhaltsverzeichnis

Danksagung .....	vii
Einleitung und Motivation.....	1
Zur Positionierung und Gliederung der vorliegenden Arbeit .....	4
1 Stand der Forschung.....	7
1.1 Laserbasierte Oberflächenbearbeitung .....	7
1.1.1 Laser als Prozesswerkzeug zur Materialbearbeitung.....	7
1.1.2 Laser Peening – Einordnung, Grundlagen, Technologien und Anwendungen .....	14
1.1.3 Direkte Laser-Interferenzstrukturierung.....	24
1.2 Eigenspannungen durch industrielle Prozesse .....	26
1.2.1 Präzisierung des Begriffs „Eigenspannungen“ .....	26
1.2.2 Eigenspannungszustände nach industriellen Prozessen.....	35
1.3 Werkstoffzustand nach additiver Fertigung.....	43
1.3.1 Eigenspannungszustand nach additiver Fertigung.....	44
1.3.2 Mikrostruktur und Rauheit nach additiver Fertigung .....	48
1.3.3 Post-Processing nach additiver Fertigung .....	50
1.4 Präzisierte Aufgabenstellung .....	55
2 Probenmaterial und Methodik.....	59
2.1 Materialherstellung und Präparationsmethodik .....	59
2.1.1 Herstellung der Probensysteme .....	60
2.1.2 Chemische Analysen.....	65
2.2 Durchgeführte Oberflächenbehandlungen .....	66
2.2.1 Referenzprozess Kugelstrahlen .....	66
2.2.2 Laser Peening.....	67
2.2.3 Direct Laser Interference Patterning (DLIP).....	69
2.3 Charakterisierung .....	70

2.3.1	Charakterisierung der Oberflächenzustände .....	70
2.3.2	Charakterisierung der Ermüdungsfestigkeit und Reibeigenschaften .....	76
3	Ergebnisse und Diskussion .....	80
3.1	Konventionelles Kugelstrahlen an Gusseisen und Stahl.....	81
3.1.1	Makro-Eigenspannungen.....	82
3.1.2	Mikro-Eigenspannungen – Verformungszustände.....	86
3.1.3	Oberflächenzustände.....	95
3.1.4	Ermüdungszustände .....	96
3.2	Laser Peening – Integration und Prozessverständnis.....	98
3.2.1	Verformungsorientiertes Prozessverständnis .....	98
3.2.2	Prozessverständnis – Makro- vs. Mikroeigenspannungen .....	102
3.3	Laser Peening und Kugelstrahlen an additiv hergestelltem Titan.....	114
3.3.1	Makro-Eigenspannungen.....	116
3.3.2	Mikro-Eigenspannungen – Verformungszustände.....	121
3.3.3	Oberflächenzustände.....	136
3.3.4	Ermüdungszustände .....	138
3.4	Laser Peening für innovative Oberflächen.....	144
3.4.1	Laser Peening von DLIP-Strukturen .....	145
3.4.2	Direktes Schockabformen von DLIP-Strukturen.....	159
3.5	Diskussion Gesamtzusammenhang .....	163
4	Fazit und Ausblick.....	168
	Abbildungsverzeichnis .....	171
	Tabellenverzeichnis .....	178
	Anhang.....	180
	Abkürzungsverzeichnis .....	188
	Literaturverzeichnis .....	193

## Danksagung

Ich danke zunächst in aller Form Prof. Dr.-Ing. Frank Mücklich. Schon seit den Anfängen als Hilfswissenschaftler am Lehrstuhl für Funktionswerkstoffe war er für mich immer ein kompetenter und vertrauenswürdiger Ansprechpartner. Die mir neben der Promotionsarbeit übertragenen Aufgaben – sei es in Zusammenhang mit den Röntgendiffraktometern, den Lehrtätigkeiten, dem Regionalforum, dem PM-Lektorat und auch unserem Technikerbetrieb – haben mich weiterentwickelt. Lieber Frank, für dein Vertrauen und deine stets positive Einstellung möchte ich mich bei dir bedanken! Dies hat mir einen wertvollen Kompass vermittelt.

Ich bedanke mich weiterhin bei Prof. Dr.-Ing. Dirk Bähre (Lehrstuhl für Fertigungstechnik, Universität des Saarlandes) für die Übernahme des Zweitgutachtens der vorliegenden Arbeit und die Zusammenarbeit im Rahmen des Regionalforum Saar.

Den jetzigen und auch ehemaligen Kollegen am Lehrstuhl für Funktionswerkstoffe sei an dieser Stelle sehr herzlich gedankt. Mein besonderer Dank gilt den Kollegen, die mich bei dieser Arbeit gerade auch gegen Ende sehr unterstützt haben: Dr.-Ing. Sebastian Suarez sowie Dr.-Ing. Christoph Pauly.

Mein besonderer Dank gilt außerdem M.Sc. Simon Bernarding, der im Rahmen seiner Masterarbeit eine wichtige Grundlage für diese Arbeit geschaffen hat. Ich wünsche ihm auf diesem Wege alles Gute. Mein weiterer Dank gilt M.Sc. Marc Schmidt (Masterarbeit), M.Sc. Kai Rochlus (Bachelorarbeit) sowie Dominik Rathmann (Diplomarbeit).

Des Weiteren möchte ich folgenden externen Personen danken, da sie zum fachlichen Teil der Arbeit (Ergebnisse und/oder Diskussion) in Teilen beigetragen haben: Dr.-Ing. Florian Schäfer, M.Sc. Jonas Rauber, Michael Kasper, Dipl.-Ing. Jörg Schmauch (alle Universität des Saarlandes), Dr. Joan Josep Roa Rovira (Universität Barcelona, Spanien), Dr. René de Kloe (Firma EDAX), für das 3D-Druck Titan-Projekt bei Dr. Fernando Lasagni, Antonio Perriñán sowie Marta Herrera García (alle drei CATEC, Sevilla, Spanien), Prof. Carlos Navarro sowie Prof. Jaime Domínguez (beide Universität Sevilla, Spanien), Sylvie Migot-Choux (Institut Jean Lamour, Nancy, Frankreich) und Francisco Boby (Firma Curtiss-Wright Surface Technologies, Sevilla, Spanien), für die eisenbasierten Projektaspekte Dr. Sara Bagherifard (Universität Politecnico Milano, Italien) und Dr.-Ing. Dmitrij Ladutkin (Saarstahl AG), für die Röntgen-Linienprofilanalyse

## Danksagung

---

Prof. Matteo Leoni (Universität Trento, Italien), für die gusseisenbasierten Projektaspekte Dr.-Ing. Dominik Gelmedin und Dr.-Ing. Holger Welsch (beide ehemalige Firma Neue Halberg-Guss).

Wolfgang Ott und Sascha Schneider danke ich herzlich für die CAD-Zeichnung und präzise Fertigung diverser Utensilien in der Werkstatt, am Ende hat bei euch immer stets alles gepasst. Bei dir Wolfgang, danke auch für das stets offene Ohr und den oft guten Rat.

Für das Korrekturlesen der Arbeit möchte ich mich bei Dr.-Ing. Christoph Pauly, Dr.-Ing. Sebastian Suarez, M.Sc. Sarah Lößlein und Dr.-Ing. Florian Schäfer bedanken.

Einigen der Kollegen und Freunden möchte ich besonders danken, sie haben die Zeit vor allem auch neben der Arbeit angenehmer gemacht: Christoph (im Besonderen als steter Wissensbegleiter und Bürofreund), Pranav (für gute Zeiten und spannende Poolbillard-Duelle), Dominik (als Freund und Wegbegleiter seit Beginn des Studiums sowie bei MECS), Maria, Lucia, Johannes (für einige schnelle Laufkunden), außerdem Katy, Aura, Corinna und Sarah (für ablenkende Tanzstunden). Mein sehr besonderer Dank in der Schlussphase gilt des Weiteren Liz, DJ und Jeff.

Bei den ehemaligen Kollegen bedanke ich mich bei Prof. Dr.-Ing. Carsten Gachot und Dr.-Ing. Peter Leibenguth für die Unterstützung zu Beginn der Promotionsphase sowie Dr.-Ing. Christian Selzner für die Einführung in das wissenschaftliche Arbeiten.

Zum Schluss bedanke ich mich bei meinen Eltern, die mich immer unterstützt haben und mich mit meinen Entscheidungen immer wohlwollend begleitet haben, sowie meiner weiteren Familie und meinen Freunden.

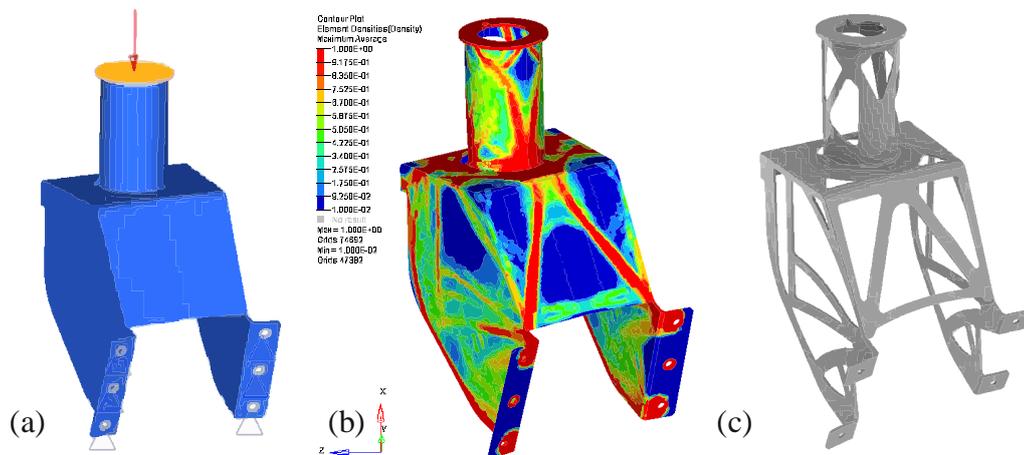
## Einleitung und Motivation

**Nachhaltigkeit** spielt eine zuvor nie dagewesene Rolle mit immens zunehmender Wichtigkeit in allen Bereichen des gesellschaftlichen und wirtschaftlichen Lebens. Das Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) adressiert dies als ein zentrales Missionselement der aktuellen High-Tech-Strategie 2025 [1], die Europäische Union gar als Hauptelement eines neuen Green Deals für ein klimaneutrales Europa im Jahr 2050 [2].

Adaptiert auf Materialien und Werkstoffe sowie deren Entwicklungen (Bereich Materialwissenschaft und Werkstofftechnik) sind zunehmend zwei entscheidende Strategieelemente im heutigen Fokus: das Thema **Leichtbau** sowie das Wirtschaften in Kreisläufen (sog. **Circular Economy** [3,4]). Während Ersteres vornehmlich durch Materialeinsparung zur Nachhaltigkeit beiträgt, zielt Letzteres auf den gesamten Werkstoffzyklus (Materialeinsparung und Ressourcen-Schonung, Intensivierung und Verlängerung von Nutzungsphasen, Reparierbarkeit, Recycling, verbesserte Prozesseffizienz) ab [5,6]. Gleichzeitig sollen neue Innovationen bestehende Materialien und deren Funktionseigenschaften verbessern und zusätzlich erweitern, was neue Material- und Prozess-Konzepte erfordert.

**Additive Fertigung (AM)** als Produktionsprozess stellt eine wichtige und sich in vielen Industriebereichen rasant entwickelnde Schlüsseltechnologie für beide Strategieelemente dar [7]. Besonders vorangetrieben und weit fortgeschritten ist die Technologie im Bereich Luft- und Raumfahrt, wie *Abbildung 0-1* mit einer gewichtsoptimierten Bauteil-Geometrie beispielhaft aufzeigt. Dies wird mit einem maßgeblichen Kooperationspartner der vorliegenden Arbeit (CATEC, Advanced Center for Aerospace Technologies, Sevilla, Spanien) im Besonderen unterstrichen.

Werden in diesem Sektor konkrete Zahlen in Betracht gezogen, offenbart sich am Beispiel eines Langstreckenflugzeuges, bei welchem 100 kg Gewichtsreduktion zu 10.000 l Kerosinersparnis (ca. 30.000 € Kosten, Stand 08/2022) und ca. 25 t CO<sub>2</sub>-Ersparnis pro Jahr führt, ein enormes Potential für effizientere Materialnutzung [8,9].



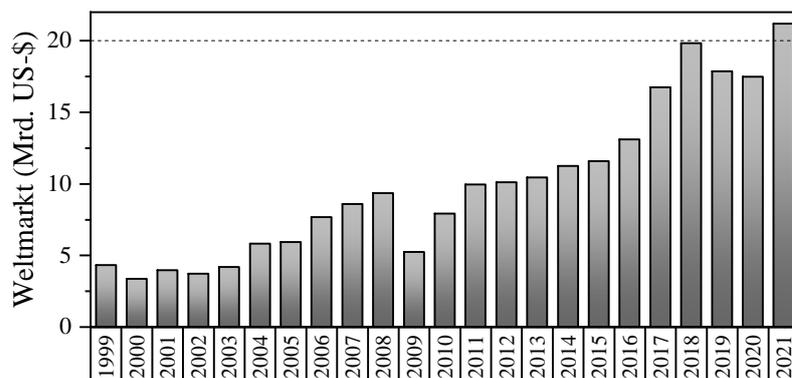
**Abbildung 0-1:** Topologie-Optimierung am Beispiel eines Antenna Control Unit (ACU-) Verbinders für Weltraum-Anwendungen: (a) CAD-Ansicht der Konstruktion, (b) Darstellung der durch FEM-Simulation optimierten relativen Material-Dichte, (c) finale gewichtsoptimierte Konstruktion [10].

Verglichen mit konventionellen Herstellungsverfahren, wie Gießen, Schmieden etc., bieten sich deutliche Vorteile im Bereich Designfreiheit und Leichtbau. Jedoch finden sich Restriktionen bzgl. des Materialzustands (vor allem ungünstige Zug-Eigenspannungen, Poren) und auch der Oberflächenbeschaffenheit (deutlich erhöhte Rauheit und Welligkeit) direkt nach dem Prozess. Verfügbare **Nachbearbeitungsverfahren** reduzieren entweder vornehmlich Rauheit (Beispiel elektrochemische Bearbeitung [11,12]) oder bringen bei nur geringer Rauheitsminderung ungünstige Zug- oder bzgl. Tiefenwirkung begrenzte Druck-Eigenspannungen ein (Beispiele Gleitschleifen [13] und Kugelstrahlen [14,15]). Aktuell aufkommend sind laserbasierte Polierverfahren Teil einer Strategie zur Rauheitsminderung für komplex geformte Bauteile [16,17] (Rauheitsminderung von 80 % möglich [18]), was sich allerdings gegebenenfalls negativ durch eine Verstärkung von ungünstigen Zug-Eigenspannungen auswirkt.

**Moderne Oberflächenfunktionalisierung** auf der  $\mu\text{m}/\text{nm}$ -Skala ist bei additiver Fertigung bisher kaum adressiert worden. Im Bereich der Funktionalisierung werden im Wesentlichen topographische [19] oder chemische Ansätze [20] verfolgt. Besonders die definierte Einbringung von periodischen Topographie-Strukturen imitiert biologische Strukturen [19] und ist geeignet, um verschiedenste Oberflächeneigenschaften auf einfache Weise zu manipulieren [21]. Unter den bekannten relevanten Funktionalisierungsprozessen (z.B. Lithographie-Techniken, Elektronen- oder Ionenstrahl-Methoden) bieten (ultra-)kurze Laserpulse als einzige den kombinierten Vorteil aus nur einem benötigten Prozessschritt und Nicht-Vakuumbedingungen [22].

Die zur Nachbearbeitung additiv hergestellter Bauteile verwendeten mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren (Beispiel Fräsen, Kugelstrahlen, Vibrationsschleifen, etc.) führen zu einer undefinierten Rauheit auf größerer Skala und sind in der Komplexität der Bauteile z.T. stark beschränkt. Ein einziges Prozesswerkzeug zur gezielten Einbringung von oberflächennahen Druck-Eigenspannungen sowie definierter Funktionalisierung auf  $\mu\text{m}$ -Skala steht für additiv hergestellte Bauteile im Wesentlichen noch nicht zur Verfügung.

Zusammengefasst besteht ein Bedarf zur Eigenspannungs- und Funktionalisierungsverbesserung additiv hergestellter Werkstoffe. **Die vorliegende Arbeit** setzt hier an und evaluiert den Einsatz sowie die Kombination zweier innovativer Laser-Verfahren zur Einbringung von Druck-Eigenspannungen mit größerer Tiefenreichweite einerseits und einer topographischen Funktionalisierung auf  $\mu\text{m}$ -Skala andererseits. Der Fokus liegt dabei auf dem Verfahren zur Einbringung der besonders tiefen Druck-Eigenspannungen. Da entsprechende Prozesse Materialveränderungen auf Gefüge-Ebene hervorrufen, die noch in Teilen unvollständig verstanden, jedoch entscheidend für deren Effekt verantwortlich sind, ist das Verständnis der zugehörigen Wirkzusammenhänge aus materialwissenschaftlicher Perspektive für die vorliegende Arbeit entscheidend. Die Prozess-Vision reiht sich zudem in einen Trend des starken globalen Wachstums für **Laser-Material-Bearbeitungsprozesse** ein [23], siehe *Abbildung 0-2* mit Entwicklung des Marktvolumens für Laseranlagen zur Materialbearbeitung.



**Abbildung 0-2:** Weltmarkt-Volumen von Laseranlagen zur Materialbearbeitung seit 1999. Daten aus [23].

## Zur Positionierung und Gliederung der vorliegenden Arbeit

Die vorliegende Arbeit leistet Grundlagenforschung zur Nachbearbeitung additiv hergestellter metallischer Bauteile mittels Laser Peening zur Verbesserung von Ermüdungs- und Funktionalisierungseigenschaften. Zusätzlich soll eine Anwendungsperspektive für weitere Materialien und Funktionalisierungsmethoden eröffnet werden.

Die Positionierung lässt sich durch folgende Systematik zunächst allgemein zusammenfassen:

- **Fokus:** Prozessentwicklung zur Nachbearbeitung additiv hergestellter Werkstoffe.
- **Ziel:** Verbesserung von Ermüdungs- und Funktionalisierungseigenschaft.
- **Mittel:** Laser Peening (LSP) und direkte Laserinterferenzstrukturierung (DLIP).
- **Wirkgrößen:** Druck-Eigenspannungen und Oberflächen-Strukturierung.
- **Aufklärung Wirkzusammenhänge:** Einsatz moderner Charakterisierungsmethoden.
- **Validierung:** Ermüdungsverhalten nach LSP, Tribologie nach DLIP.
- **Ergebnis-Referenz:** Konventioneller Kugelstrahl (SP-)Prozess.

Der Fokus liegt auf dem LSP-Verfahren, welches innerhalb eines Vorversuchs auf konventionellem GJL-Gusseisen und später nach Prozessoptimierung auf additiv hergestelltes (Selective Laser Melting, SLM) Ti6Al4V angewandt wird. Laser Peening soll deutliche Steigerungen der Eigenspannungs-Tiefenwirkung ermöglichen und dadurch eine Verlängerung der Bauteil-Lebensdauer erreichen. Der Kugelstrahlprozess dient als Benchmark der für konventionelle Oberflächenbehandlungsprozesse erreichbaren Eigenspannungstiefe und soll am konventionellen GJL sowie an SLM-Ti6Al4V angewandt werden. Die Vergleichbarkeit der eingesetzten mechanischen Bearbeitungsverfahren (Laser Peening sowie konventionelles Kugelstrahlen als Referenzbasis) mit Literaturdaten und damit dem aktuellen Stand der Technik wird durch Ermüdungsuntersuchungen und deren Bewertung sichergestellt.

Ein weiterer Fokus liegt auf der Aufklärung von Eigenspannungs- und Verformungs-Charakteristika beim LSP- und SP-Prozess. Dazu werden moderne Charakterisierungsmethoden im Bereich der Mikrostrukturanalyse eingesetzt. Dabei werden zur Untersuchung grundlegender Effekte Modellproben ebener Geometrie und geringer Rauheit verwendet, wohlwissend, dass eine spätere Anwendung am Bauteil eine Bewertung des Geometrieinflusses sowie des lokalen Beanspruchungs- und Eigenspannungszustandes voraussetzen wird.

Zur verbesserten Oberflächenfunktionalisierung wird die direkte Laser-Interferenzstrukturierung genutzt, ein modernes laserbasiertes Verfahren zur periodischen Oberflächenstrukturierung. Mit dieser Wahl soll eine Zusammenführung verschiedener Prozesse mit nur einem Laserwerkzeug angestrebt werden.

Die perspektivische **Vision der vorliegenden Arbeit** beinhaltet eine Laserprozess-Maschine mit einem Lasertyp für (mindestens) zwei verschiedene Bearbeitungsaufgaben: gezielte Einbringung von Druck-Eigenstressungen sowie Verbesserung der Oberflächenfunktionalisierung. Eine eigenschaftsverbesserte Klasse maßgeschneiderter AM-Bauteile soll durch noch geringeren Materialeinsatz sowie durch prozessintegrierte Oberflächenfunktionalisierung einen noch höheren Grad an Nachhaltigkeit erhalten.

### Gliederung:

In **Abschnitt 1** wird der Stand der Forschung adressiert. Es wird zunächst kurz das **Prozesswerkzeug Laser** mit Fokussierung auf gepulste Lasersysteme eingeführt. Neben prozessrelevanten Kenngrößen des Lasers werden grundlegende Aspekte der Laser-Material-Wechselwirkung dargestellt, die zum Verständnis des LSP- und DLIP-Prozesses relevant sind. Anschließend werden die **Grundlagen und Besonderheiten des LSP-Prozesses** besprochen. Nach einer Einordnung des Verfahrens innerhalb der mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren folgt die Darstellung der physikalischen Grundlagen sowie der besonders tiefen Eigenspannungsentwicklung. Für den DLIP-Prozess erfolgt eine verkürzte Darstellung. Die als Besonderheit des LSP-Prozesses geltenden **Eigenspannungen** werden anschließend separat im Detail betrachtet. Nach zunächst präzisierter Darstellung von Eigenspannungen sowie deren Messung und Auswirkungen erfolgt eine Übersicht der nach relevanten industriellen Fertigungsprozessen vorherrschenden Makro-Eigenspannungssituation mit der zugehörigen Tiefenreichweite. Abschließend wird der **Werkstoffzustand nach additiver Fertigung** im Detail diskutiert. Der Fokus liegt auf der Eigenspannungssituation, daneben werden Mikrostruktur und Rauheit kurz adressiert. Es wird daraufhin dargestellt, wie sich heute für AM-Bauteile verfügbare Nachbehandlungsmethoden auf diese Eigenschaften auswirken und welche Nachbehandlungen bereits vereinzelt zur Funktionalisierung eingesetzt wurden.

In **Abschnitt 2** werden die **verwendeten Materialien und Methoden** der vorliegenden Arbeit vorgestellt. Zunächst erfolgt eine graphische Übersicht der Einordnung der genutzten Materialien

in den Gesamtzusammenhang. Anschließend werden Details zur Herstellung, chemischen Zusammensetzung und metallographischen Präparation besprochen. Der Fokus bei der Materialherstellung liegt auf der additiven Fertigung. Daraufhin wird die Durchführung der verwendeten Oberflächenbehandlungsverfahren (SP-, LSP- und DLIP-Prozess) erläutert, wobei der Fokus auf LSP liegt. Schließlich erfolgt eine Kurzdarstellung der Charakterisierungsmethoden für Eigenspannungen, Mikrostruktur, Oberfläche, Ermüdung und Reibung mit sämtlichen dazu relevanten Informationen.

In **Abschnitt 3** werden die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit vorgestellt. Zunächst liegen die Ergebnisse des **SP-Referenzprozesses** an konventionellem GJL im Vordergrund, mit den nach dem SP-Prozess vorherrschenden Makro-Eigenspannungen, Mikro-Eigenspannungen bzw. Verformungszustand sowie Oberflächenzustände. Die Validierung des Nutzens des SP-Prozesses erfolgt über Ermüdungsuntersuchungen. Das Verständnis für den Verformungszustand wird durch Untersuchung eines einphasigen Referenzmaterials unterstützt. Der **LSP-Prozess** wird im Zusammenhang dieses Abschnitts zunächst als Vorversuch eingeführt und im folgenden Abschnitt in ausgewählten, in der Literatur noch unzureichend dargestellten Verformungs-Aspekten, weiter betrachtet. Dazu gehört neben einer Darstellung des lokalen Verformungsbildes in einfacher, einphasiger Mikrostruktur auch die Auftrennung von Mikro- und Makro-Eigenspannung sowie deren individueller Einflüsse auf die Eigenschaftsverbesserung nach LSP. Es folgen die Ergebnisse des **LSP- und SP-Prozesses an additiv hergestelltem Ti6Al4V**. Auch hier werden die vorherrschenden Makro-Eigenspannungen, Mikro-Eigenspannungen/Verformungszustand sowie Oberflächenzustände besprochen. Der SP-Prozess dient ebenso als Referenz. Die Validierung des LSP- und SP-Prozesses erfolgt ebenfalls über Ermüdungsuntersuchungen. Im letzten Ergebnisteil wird eine **Prozesskombination von DLIP und LSP** bzgl. ihrer Machbarkeit für additiv hergestellte Werkstoffe evaluiert. Die Analyse von Topographie und Eigenspannung bilden das Kernstück des Abschnitts. Schließlich wird kurz die Machbarkeit eines einschrittigen Schockabform-Prozesses beurteilt.

**Abschnitt 3** endet mit einer übergeordneten Darstellung und Diskussion der wesentlich tragenden Ergebnisse und Zusammenhänge der vorliegenden Arbeit.

In **Abschnitt 4** wird das Fazit der vorliegenden Arbeit dargestellt sowie ein Ausblick auf zukünftige Untersuchungen relevanter Themengebiete sowie deren Methoden aufgezeigt.

# 1 Stand der Forschung

## 1.1 Laserbasierte Oberflächenbearbeitung

### 1.1.1 Laser als Prozesswerkzeug zur Materialbearbeitung

Der Laser stellt in der Fertigungstechnik ein wichtiges Prozesswerkzeug zur Herstellung und Bearbeitung von Materialien dar [24]. Er ermöglicht die berührungslose und effiziente Zuführung zeitlich und räumlich eng definierbarer Energiemengen zum jeweiligen Prozessort.

Der Begriff **LASER** (**L**ight **A**mplification by **S**timulated **E**mission of **R**adiation) steht für Lichtverstärkung durch stimulierte Emission. Grundprinzip ist die selektive und phasengekoppelte Verstärkung von Licht beim wiederholten Durchlaufen eines laseraktiven Mediums innerhalb eines Resonators [25]. Dieses aktive Medium zeigt stimulierte Emission, wenn eine Mehrzahl der Teilchen im aktiven Medium durch äußere Energieabsorption in einen angeregten Zustand gebracht und gehalten werden (Besetzungsinversion). Dies erfolgt durch äußeres Pumpen, d.h. vor allem durch Licht oder Ladungsträger. Diese im thermischen Gleichgewicht nicht gegebene Besetzungsinversion funktioniert jedoch nur, wenn entsprechende Energie-Niveaus mit passender Aufenthaltsdauer im aktiven Medium vorhanden sind (z.B. gegeben bei sog. Vier-Niveau-Systemen). Ein energetisch angeregtes Teilchen wechselt dann stufenweise unter strahlungslosen Übergängen und/oder spontaner Photonen-Emission (beides unkontrolliert) sowie stimulierter Photonen-Emission (Laser-Übergang: Richtung, Phase und Polarisation stimmen mit bereits vorhandenem, „stimulierenden“ Photon überein und erhöhen somit die Gesamtanzahl Photonen) ins Grundniveau zurück. Im Resonator werden daraus ausschließlich scharfe Wellenlängen/Frequenz-Bereiche (Longitudinal-Moden) verstärkt und schließlich zum Teil ausgekoppelt. Die Resonator-Geometrie bestimmt die räumliche Intensitätsverteilung (Transversal-Mode, Transverse Electro-Magnetic Mode, TEM).

Wichtige Eigenschaften von Laserlicht für den Einsatz in der Fertigung sind:

- Enges Frequenzspektrum (quasimonochromatisch) und damit zeitliche Kohärenz (für große Kohärenzlänge, d.h. erhaltene Phasenbeziehung und damit Lasereigenschaften), dadurch definierte Absorption und Interferenzfähigkeit (bei Strahlüberlagerung).

- Definiertes räumliches Intensitätsprofil, meist gaußförmige TEM00-Mode für gute Fokussierbarkeit und Möglichkeit definierter Strahlformung (Bsp. Top-Hat-Profil).
- Definiertes zeitliches Intensitätsprofil: Kontinuierlich (continuous wave, CW) oder Pulsform (gepulst).
- Geringe Strahldivergenz und räumliche Kohärenz für gute Fokussierbarkeit und damit hohe Energiedichte im Fokus.

Für gepulste Lasersysteme gelten folgende Formeln zur praktischen Berechnung der Energiedichte (Fluenz)  $F$  sowie der Intensität  $I$  am Ort der Bearbeitung in Abhängigkeit von Pulsenergie  $E_{Puls}$ , Pulsdauer  $t_{Puls}$ , Laser-Frequenz  $f_{Laser}$  und Spot-Fläche  $A_{Spot}$  sowie Durchschnittsleistung  $P_{Durchschnitt}$  und Pulsspitzenleistung  $P_{Puls}$ :

$$P_{Durchschnitt}[W] = E_{Puls} \cdot f_{Laser} \quad (1)$$

$$P_{Puls}[W] = \frac{E_{Puls}}{t_{Puls}} \quad (2)$$

$$F \left[ \frac{J}{cm^2} \right] = \frac{P_{Puls} \cdot t_{Puls}}{A_{Spot}} = \frac{E_{Puls}}{A_{Spot}} = \frac{P_{Durchschnitt}}{f_{Laser} \cdot A_{Spot}} \quad (3)$$

$$I \left[ \frac{W}{cm^2} \right] = \frac{F}{t_{Puls}} = \frac{P_{Puls}}{A_{Spot}} = \frac{E_{Puls}}{t_{Puls} \cdot A_{Spot}} = \frac{P_{Durchschnitt}}{f_{Laser} \cdot t_{Puls} \cdot A_{Spot}} \quad (4)$$

Die Gleichungen gelten streng genommen nur für ein räumliches Top-Hat-Profil (gleichmäßige Intensitätsverteilung). Im Falle einer Gauß'schen Intensitätsverteilung (TEM00-Mode, siehe auch *Abbildung 1-3 (b)*) verdoppelt sich bei gleichem  $I_0/e^2$ -Radius der Wert für die maximale Energiedichte und Intensität [26]. Die Strahlqualität eines Lasers wird typischerweise im Faktor

$$M^2 = \frac{\pi}{\lambda} \cdot \frac{d_{Fokus} \cdot \theta_{Fokus}}{4} \quad (5)$$

zusammengefasst. Der Wert 1 repräsentiert die ideale Gauß-Mode, Werte bis 1,3 sind noch als gaußförmig anzusehen. Die Größe  $d_{Fokus} \cdot \theta_{Fokus}$  wird bei gegebener Wellenlänge  $\lambda$  als Strahlparameterprodukt SPP bezeichnet und berechnet sich aus dem minimal erreichbaren Durchmesser im Fokusbereich  $d_{Fokus}$  nach einer Linse sowie der Strahldivergenz  $\theta_{Fokus}$ . Die Strahlqualität  $M^2 > 1$  beschränkt bei gegebener Strahldivergenz die Fokussierbarkeit eines

Laserstrahls gegenüber der beugungsbegrenzten Fokussierbarkeit der ideal gaußförmigen TEM<sub>00</sub>-Mode, welche vorwiegend bei Laserprozessen Anwendung findet. Die TEM<sub>00</sub>-Mode lässt sich durch Strahlformer in nahezu beliebige Intensitätsverteilungen transformieren.

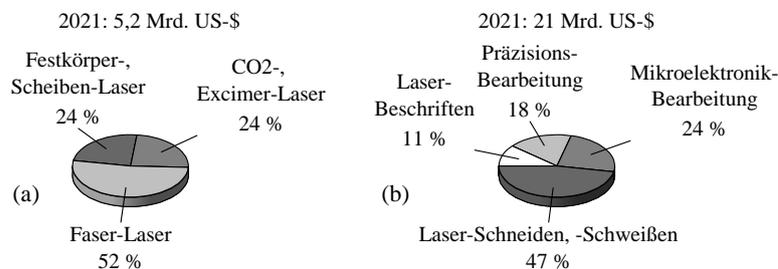
Zur Bearbeitung metallischer Werkstoffe vorwiegend eingesetzte Laser-Typen [27,28]:

- Gas-Laser:  $\lambda = 10 \mu\text{m}$  (CO<sub>2</sub>), Gas als aktives Medium, gepumpt durch elektrische Entladung. Hohe Strahlqualität auch bei höchsten Leistungen, da keine thermischen Aberrationen (thermische Ausdehnung des laseraktiven Mediums). Jedoch für Absorption bei Metallen ungünstige Wellenlänge.
- Festkörper-Laser: Aktives Medium Bulk/Dünnschicht, Faser oder Direkt-Diode.
  - Zylinder (Rod):  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  (Nd:YAG), einfachste Form des Lasers, jedoch ineffiziente Verstärkung und starke thermische Aberrationen bei hohen Leistungen, Ausgleich z.T. möglich.
  - Platte (Slab):  $\lambda = 1064 \text{ nm}$  (Nd:YAG), ca.  $800 \text{ nm}$  (Yb:YAG, Ti-Saphir), höhere Effizienz und Strahlqualität durch bessere Resonator-Konzepte. Weniger starke thermische Aberrationen.  
Beide mittels Blitzlampen oder Dioden gepumpt, besonders geeignet für Pulsbetrieb (ns, ps bei Nd/Yb:YAG, fs bei Ti-Saphir).
  - Scheibe (Disk):  $\lambda = 1030 \text{ nm}$  (dünne Yb:YAG-Scheibe als Spiegel), diodengepumpt, hohe Strahlqualität auch bei sehr hohen Leistungen (keine thermischen Aberrationen), jedoch Begrenzung der Pulsspitzenleistung, aber Nutzung als reine Puls-Verstärkerstufe möglich. Viele neue Anwendungen.
  - Faser:  $\lambda$  im IR-Bereich, mit großer Linienbreite, Er<sup>3+</sup>, Yt<sup>3+</sup>, Nd<sup>3+</sup> oder Tm<sup>3+</sup> dotierte Einzelfaser oder Faserbündel, diodengepumpt, hohe Strahlqualität auch bei höheren Leistungen, hohe Effizienz, jedoch Begrenzung der Pulsspitzenleistung.
  - Halbleiter (Direkt-Dioden):  $\lambda$  zwischen  $800 \text{ nm}$  und  $1 \mu\text{m}$ , GaAs, InP, Einzeldiode oder Stack, gute Strahlqualität, hohe Effizienz, Kompaktheit, jedoch Strahlqualität abnehmend bei höheren Leistungen, Pulsdauern nur bis ns-Bereich verfügbar.

Es ist generell (mit deutlichen Intensitätsverlusten) möglich, die Wellenlänge durch Frequenzverdopplung (SHG-Element) zu halbieren, durch Frequenzverdreifachung (THG-

Element) zu dritteln und durch Frequenzvervierfachung (FHG-Element) zu vierteln. Excimer-Laser (Molekül-Gasgemisch-Laser) werden trotz ihrer günstigen Wellenlänge für metallische Werkstoffe aufgrund geringer Effizienz und schlechter Strahlqualität wenig eingesetzt. Weitere Details zu den Grundlagen des Lasers finden sich in zahlreichen Literaturwerken, exemplarisch sei der Fokus Laser-Grundlagen [25] sowie Lasertypen [27,28] erwähnt.

In einer aktuellen Marktanalyse [23] werden die 2021 vorwiegend erworbenen Lasersysteme mit den zugehörigen Anwendungen zusammengefasst, siehe *Abbildung 1-1*. Es zeigt sich insbesondere eine gegenüber vergangenen Jahren stark ausgeweitete Verwendung von Faser-Lasern.

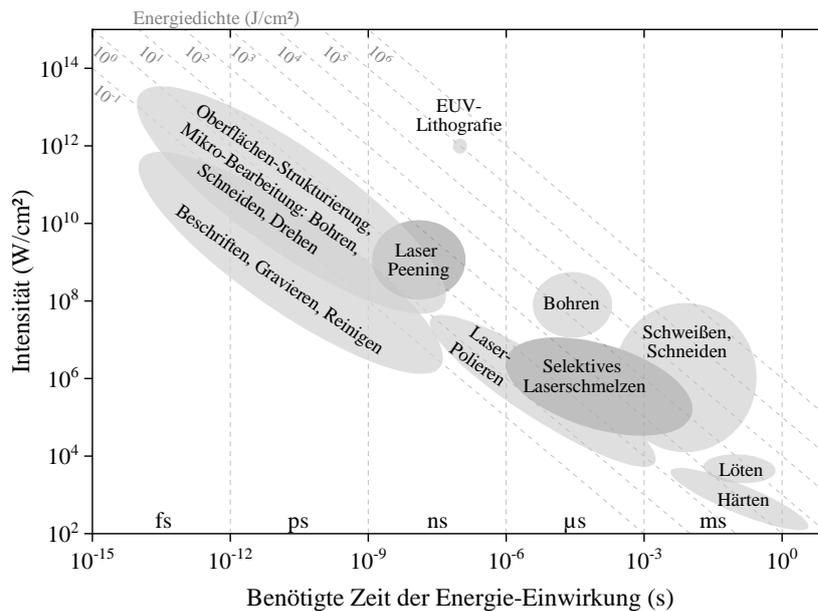


**Abbildung 1-1:** (a) Marktvolumen und -anteile von 2021 umgesetzten Industrie-Lasern, (b) Marktvolumen und Anwendungsbereiche von Laseranlagen zur Materialbearbeitung 2021 (siehe auch *Abbildung 0-2*). Daten aus [23].

Ausgewählte industrierelevante Laser-Prozesse werden in *Abbildung 1-2* gemäß der benötigten Prozess-Energie eingeordnet. Dabei ist neben der jeweils benötigten Energiedichte (z.B. für Ablation/Verdampfen im fs-/ps-Bereich oder Aufschmelzen im ns-/ms-Bereich) insbesondere auch der Zeitbereich wichtig, in welchem die Energie übertragen wird. Die auf diesen Zeitbereich bezogene Energiedichte ergibt die benötigte Intensität. Um gleiche Energiemengen zu übertragen, müssen kürzere Energie-Einwirkungen mehr Intensität aufweisen [29]. Es ist ein großes Spektrum innerhalb der Laserprozesse zu erkennen. Bei der Auswahl der Laserquelle für den entsprechenden Prozess sind zur Einstellung der Energie-Einwirkungszeit neben der Pulsdauer auch die Frequenz sowie die Scan-Parameter (v.a. Geschwindigkeit und Überlapp) zu berücksichtigen.

Zu den eingesetzten Verfahren der Oberflächenstrukturierung (im Wesentlichen ein lokaler definierter periodischer Oberflächenabtrag durch Ablation mittels gepulster Laser) gehören [30,31]:

- Direkte Laser-Interferenzstrukturierung (Direct Laser Interference Patterning, DLIP).
- Laser Induced Periodic Surface Structures (LIPSS).
- Laser-Schreiben (Direct Laser Writing, DLW).



**Abbildung 1-2:** Einordnung von Laserprozessen in Hinblick auf Intensität und Zeit der benötigten Energie-Einwirkung. Im Hintergrund zeigen Linien konstanter Energiedichte im Wesentlichen die benötigte Energiemenge, welche dann über eine bestimmte Zeit wirkt. EUV-Lithografie (Extrem-UV-Licht) bezieht sich ausschließlich auf einen laserinternen Konversionsprozess<sup>1</sup> zur Erzeugung von 13,5 nm UV-Laserstrahlung. Zusammengestellt u.a. aus [29,32–37].

Eine detaillierte Übersicht der in der Fertigung verwendeten Laser-Typen zeigt *Tabelle 1-1*. Der Fokus der vorliegenden Arbeit liegt auf metallischen Werkstoffen. Bei Bearbeitungsaufgaben für nichtmetallische Werkstoffe (Kunststoffe, Holz etc.) werden vornehmlich gepulste Excimer-Laser und auch cw-CO<sub>2</sub>-Laser eingesetzt.

<sup>1</sup> Der CO<sub>2</sub>-Laser bringt metallische Zinn-Tropfen in Plasma-Zustand, der UV-Laserstrahlung emittiert.

## 1 – Stand der Forschung

**Tabelle 1-1:** Übersicht relevanter Lasertypen für industrielle Bearbeitungsverfahren bei metallischen Werkstoffen. Konkretisiert ist das Zeitregime der Energieabgabe wie folgt: CW – Dauerstrich-Laser, P – Gepulster Laser mit Pulsdauern im ms-,  $\mu$ s-, ns-, ps- und/oder fs-Bereich. Vorwiegend eingesetzte Lasertypen und ggf. Pulsdauern sind **fett** markiert. Zusammengestellt aus [24,33–35,38–43].

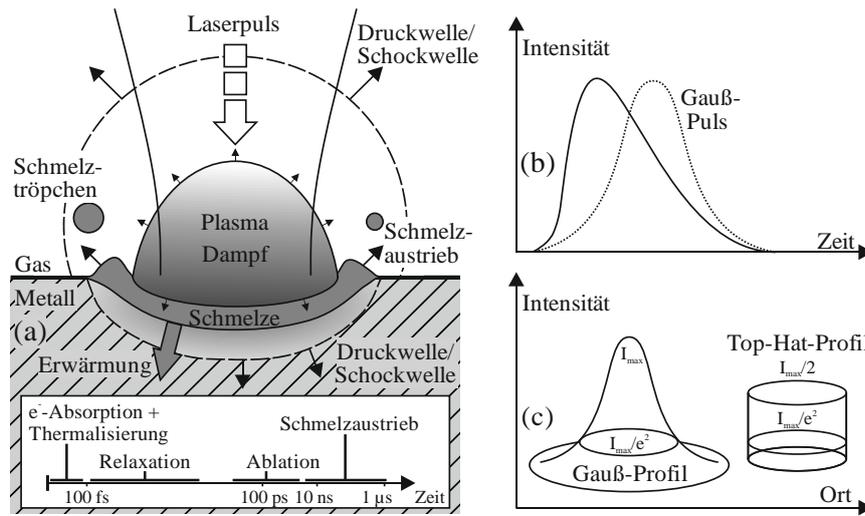
Laserverfahren	Übersicht industrierelevanter Laser mit Beispielen laseraktiver Medien				
	Gas-Laser	Festkörper-Bulk-Laser dioden- oder blitzlampengepumpt		Faser-Laser diodengepumpt	Halbleiter-Laser
	Edelgas	Zylinder (Rod), Platte (Slab)	Scheibe (Disk)	Single-Mode, Multi-Mode	Direkt-Dioden
	CO <sub>2</sub>	Nd:YAG, Nd:YVO <sub>4</sub> , Ti:Saphir	Yb:YAG	Er, Yb, Nd Ionen-Dotierung	GaAs, InP
Schweißen	<b>CW</b>	<b>CW</b>	<b>CW</b>	<b>CW</b>	–
Feinschweißen	CW	CW <b>P <math>\mu</math>s, ms</b>	CW <b>P <math>\mu</math>s, ms</b>	CW <b>P <math>\mu</math>s, ms</b>	<b>P <math>\mu</math>s, ms</b>
Auftragsschweißen	–	–	CW	CW	CW
Löten	–	–	CW	CW	CW
Schneiden	<b>CW</b>	–	<b>CW</b> P $\mu$ s, ms	<b>CW</b> P $\mu$ s, ms	CW P $\mu$ s, ms
Bohren	–	P $\mu$ s, ms	P $\mu$ s, ms	P $\mu$ s, ms	P $\mu$ s, ms
Mikrobearbeitung: Bohren, Schneiden, Drehen	–	<b>P ns, ps, fs</b>	Verstärker- Einheit P	P ns, <b>ps, fs</b>	–
Härten	CW	CW	<b>CW</b>	<b>CW</b> P $\mu$ s, ms	<b>CW</b>
Beschriften, Gravieren, Reinigen	–	P ns, ps, fs	–	<b>P ns, ps, fs</b>	–
EUV-Lithografie	<b>P ns</b>	–	–	–	–
Selektives Laserschmelzen	–	CW P $\mu$ s, ms	–	<b>CW</b> P $\mu$ s, ms	–
Polieren	–	CW P $\mu$ s, ns	CW P $\mu$ s	CW P $\mu$ s, ns	CW P $\mu$ s, ns
Oberflächen- Strukturierung	–	<b>P ns, ps, fs</b>	Verstärker- Einheit P	P ns	P ns
Laser Peening	–	<b>P ns, fs</b>	–	–	–

Es ist erkennbar, dass gepulste Laser im Besonderen den Bereich Feinbearbeitung mit hoher Prozessqualität bedienen, während CW-Laser bei normaler Bearbeitung mit hoher Vorschubgeschwindigkeit einen Vorteil bieten.

Die vorliegende Arbeit betrachtet (U)KP-Laser-Verfahren zur Einbringung von Druck-Eigenspannungen und Funktionalisierung. Ersteres kann ausschließlich mit LSP erreicht werden, wobei aufgrund der größeren industriellen Relevanz (größerer Eigenspannungseffekt) eine Fokussierung auf Kurzpulslaser (ns-Bereich) erfolgt. In diesem Bereich ist im Falle der Oberflächenstrukturierung die Kombination aus Strukturperiode im (für viele Funktionalisierungsanwendungen) relevanten unteren  $\mu$ m-Bereich sowie Strukturtiefe bis

ca. 1  $\mu\text{m}$  ausschließlich mit DLIP darstellbar. Beide Verfahren werden daher in den folgenden Abschnitten näher betrachtet.

Die Wechselwirkung eines gepulsten KP-Laserstrahls (mit räumlichem und zeitlichem Intensitätsprofil, siehe *Abbildung 1-3 (b)*) mit einem metallischen Werkstoff wird schematisch anhand *Abbildung 1-3 (a)* erläutert.



**Abbildung 1-3:** (a) Schematische Darstellung der Laser-Material-Wechselwirkung für Kurzpuls- (KP-)Laser mit Metallen sowie zugehöriger zeitlicher Einordnung (orientiert an [44]), (b) zeitliche Intensitätsentwicklung eines gütegeschalteten Nd:YAG Lasers (orientiert an [25]) mit Darstellung eines idealen zeitlichen Gauß-Pulses und (c) räumliches Intensitätsprofil mit idealer Gauß-TEM00-Mode sowie idealem Top-Hat-Profil. Das räumliche Intensitätsprofil zeigt den Unterschied im Intensitätsmaximum für gleichen Strahlradius beider Profile.

Die ablaufenden Vorgänge können folgendermaßen zusammengefasst werden [45]:

- Absorption von Strahlung durch äußere Elektronen des Leistungsbandes (wenige fs):
  - Mechanismus der inversen Bremsstrahlung (dominierend, insbesondere beim entstehenden Dampf/Plasma): Erhöhung kinetischer Energie der Elektronen, dabei Emission von Bremsstrahlung.
  - Absorptionsgrad (siehe auch Gesetz von Lambert-Beer) bestimmt Energieaufnahme, abhängig von Wellenlänge, Auftreffwinkel und Polarisation der Laserstrahlung, Material und Oberflächenrauheit sowie Umgebungstemperatur. Bei Einfachreflexion ist Fresnel-Absorption, bei Mehrfachreflexion ist der Einkopplungsgrad der Laser-Leistung relevant.

- Bei Metall-Dampf/-Plasma-Entstehung ist deren Absorption bei fortschreitender Einwirkzeit entscheidend.
- Energieabgabe der Elektronen an Gitter (bis 1 ps), dabei Entstehung von Phononen (Wärme) und Gitterrelaxation. Wenn Zeit für Energieabgabe nicht ausreicht (ps- und fs-Pulszeit-Bereich), eher sofortiger explosionsartiger Zerfall des Gitters mit nur anteiliger Wärmeentwicklung.

Daraus resultieren folgende Materialeffekte [46]:

- Explosionsartige Entwicklung und Ausbreitung der entstehenden Schmelze/Dampf/Plasma. Dadurch Entstehung und Ausbreitung einer Druckwelle/Schockwelle in Umgebungsmedium und Metall.
- Materialabtrag (Ablation) wird bestimmt durch:
  - Verdampfen: Ablationsschwelle für Metalle (Einheit J/cm<sup>2</sup>, siehe auch *Abbildung 1-2*) ist proportional zur Laserwellenlänge und liegt im UKP-Bereich bei ca. 0,5 bis 2 J und steigt > 100 ps mit der Wurzel der Pulsdauer an [29,47].
  - Schmelze-Austrieb durch Rückstoßdruck während Verdampfung sowie Marangoni-Strömung zu Orten höherer Oberflächenspannung (niedrigerer Temperatur) [48–50].
- Wärmeleitung (thermische Diffusion) in Richtung des unbeeinflussten Materials bestimmt zeitlichen und örtlichen Verlauf der Temperatur.

### 1.1.2 Laser Peening – Einordnung, Grundlagen, Technologien und Anwendungen

**Mechanische Oberflächenbehandlungen** (Ursprung bereits im Hämmern von Helmen und Schwertern in der Antike) stellen grundsätzlich die einzigen wirksamen Nachbehandlungsverfahren zur Festigkeitssteigerung (statisch und dynamisch) dar [51]. Durch plastische Verformung entsteht bei optimierter Parameterwahl ein Druck-Eigenspannungszustand, ein erhöhter Grad an Mikroelastizitäten sowie ein modifizierter Rauheitszustand.

Eine Übersicht einiger besonders relevanter Verfahren (in welche sich übrige Verfahren meist einordnen lassen) sowie ausgewählte charakteristische Kenngrößen finden sich anhand möglichst vergleichbarer Stahlwerkstoffe in *Tabelle 1-2*. Es zeigen sich z.T. deutliche Unterschiede, das Maximum der Makro-Eigenspannung ist vom Grad an eingetragener Verformung abhängig.

**Tabelle 1-2:** Übersicht charakteristischer Verformungskenngrößen mechanischer Oberflächenbehandlungsverfahren sowie resultierender Eigenspannungstiefenverteilungen am Beispiel von vergleichbaren Stahlwerkstoffen aus repräsentativen Referenzen.

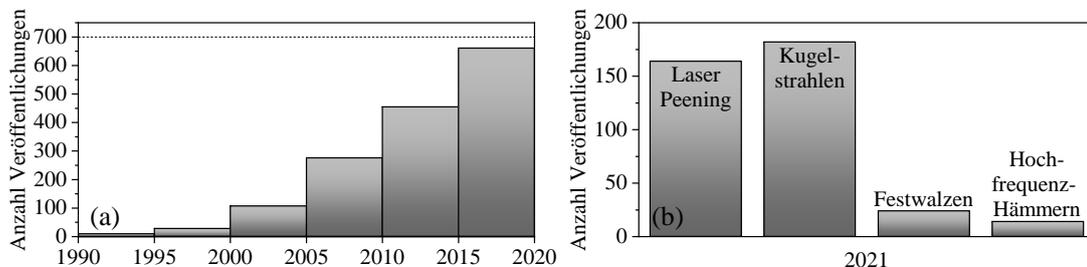
Verfahren	Lokale plastische Verformung und Prozesszeit	Dehnrage	Verfestigung	Tiefe Makro-Eigenspannung	Max. Makro-Eigenspannung
Kugelstrahlen [52,53]	Mittels-Bereich	Hoch $10^3$ bis $10^5$ 1/s	Hoch	100 bis 300 $\mu\text{m}$	-400 bis -800 MPa
Festwalzen [54–56]	hoch unterer s-Bereich	Gering 1 bis 10 1/s	Mittel	600 $\mu\text{m}$ bis 2 mm	-400 bis -600 MPa
Laser Peening [53,57–62]	Mittel 100 ns bis 1 $\mu\text{s}$	Sehr hoch $10^5$ bis $10^7$ 1/s	Gering	500 $\mu\text{m}$ bis 1 mm (ohne Absorber) 1 bis 2 mm (mit Absorber); 3 bis 10 mm (optimiert)	Beides -300 bis -400 MPa; -400 bis -500 MPa
Hochfrequenz-Hämmern [56,63]	Mittels-Bereich	Mittel/hoch 10 bis $10^3$ 1/s	Hoch	200 bis 300 $\mu\text{m}$	-600 bis -1000 MPa

Entsprechende repräsentative Arbeiten bei additiv hergestellten Werkstoffen sind in *Tabelle 1-5* zu finden. Aktueller Stand der Technik zur Simulation der Eigenspannungs-Tiefenverteilung mechanischer Oberflächenbehandlungsverfahren repräsentiert das in *Abschnitt 1.2.1* eingeführte Eigenstrain-Konzept [64].

**Laser Peening** wurde erstmals in den 1970er Jahren nach einigen Voruntersuchungen zur Messung von Spannungswellen durch ein beschränktes Plasma (u.a. Anderholm [65]) in den Battelle Columbus Laboratories (Columbus, Ohio) von Fairand et al. an Laser-Prototypen mit höchsten Drücken (> 1 GPa) untersucht [66–68] und eine Ermüdungsverbesserung festgestellt [69]. Arbeiten in französischen Arbeitsgruppen brachten das Verfahren durch moderne Interferometer-Druckmessungen und theoretische Simulationsgrundlagen näher zur industriellen Anwendung wie sie heute meist vorliegt [70–73]. Motivation zur Entwicklung des Verfahrens war von Anfang an die berührungslos erreichbare signifikante Verbesserung von

Ermüdungseigenschaften von Bauteilen (und ihrer Verbindungen [74,75]) sowie besserer Widerstand gegen Spannungsrisskorrosion [76]. Hinzugekommen sind Materialumformung (Laser Peen Forming/Straightening) [77,78], Verschleißminderungen [79,80] und Laser-Bondprüfung [81]. Heutige relevante Anwendungsfelder liegen im Wesentlichen in Bereichen der Flugzeugindustrie (Militär- und Zivil-Luftfahrt, Hauptziel Ermüdungssteigerung) [82–84], wassergefüllter Kernreaktoren (Hauptziel Spannungsrisskorrosion) [59], der Werkzeugindustrie (Hauptziel Verschleißreduktion) [85,86] sowie in den Anfängen im Bereich der additiven Fertigung [87].

Die Anzahl an Veröffentlichungen zum Google-Scholar Titel-Suchbegriff „Laser Peening“ zeigt die seit 1990 zunehmende Relevanz des Verfahrens, siehe *Abbildung 1-4*.



**Abbildung 1-4:** Anzahl Veröffentlichungen zum Google-Scholar Titel-Begriff „Laser Peening“: (a) jeweils summiert über Fünf-Jahres-Zeiträume seit 1990, (b) im Vergleich zu weiteren mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren im Jahr 2021.

Die physikalischen und mechanischen Grundlagen des Laser Peenings sollen schematisch anhand *Abbildung 1-5* kurz beschrieben werden. Ausgangspunkt ist ein Laserpuls im ns-Zeitbereich (5 bis 100 ns, nichtperiodische impulsartige Anregung) und bestimmtem räumlichem Strahl-Profil. Trifft dieser Leistungsdichte-Regime für Ablation (ab ca.  $10^7$  W/cm<sup>2</sup> [88]) auf eine metallische Oberfläche, siehe *Abbildung 1-5 (a)*, wird Strahlung (in Abhängigkeit von Material und Einfallswinkel) hauptsächlich über freie Elektronen absorbiert. Das Metall wird explosionsartig in die Zustände Schmelze, Gas und Plasma überführt, wobei zunehmend mehr freie Elektronen entstehen, die die Absorption somit weiter verstärken [89]. Vorrangiger Absorptionsmechanismus wird der Prozess der inversen Bremsstrahlung (Beschleunigung von freien Elektronen und Aussendung von Strahlung im Röntgenbereich) [89].

Die freie Ausbreitung des Plasmas (im Falle dieser sog. freien Ablation) und damit der Materiekompensation vor der Plasmaschicht erfolgt in Richtung des Lasers als auch in Richtung

des Materials mit der Front einer sog. Laser supported detonation wave (Überschallgeschwindigkeit) [90]. Der Laserstrahl als Energielieferant während der Pulsdauer schränkt die Ausbreitung des Plasmas ein. An der Materialoberfläche selbst wirkt durch die Plasma-Expansion und das Rückstoßmoment des ablatierten Materials ein anhaltender uniaxialer Druck [91].

Schränkt man die Ausbreitung des Plasmas durch eine zusätzliche lasertransparente Schicht (sog. Confining-Schicht, v.a. Wasser oder Glas) räumlich ein (sog. beschränkte Ablation bzw. Einschluss-Ablation), entwickelt das heiße Plasma höhere Drücke (ca. Faktor 4 bis 10 höher, abhängig von akustischer Impedanz des Mediums [92]) und zeitlich verlängerte Druckeinwirkungen (Faktor 2 bis 3 verlängert) [65,68], siehe auch *Abbildung 1-5 (b)*. Die Verlängerung wird durch die adiabatische Abkühlung des Plasmas und des nachkommenden Gases (zu geringe Zeit für Wärmeaustausch) unterstützt [92]. Nach der Rekombination im Plasma setzt die Expansion des Gases die Druckwirkung fort. Die Wirkung der Confining-Schicht wird am oberen Ende durch Auftreten eines dielektrischen Durchbruchs (bei Wasser bei ca. 10 GW/cm<sup>2</sup>) limitiert und repräsentiert damit eine obere Prozessgrenze) [73]. Diese lasertransparente Schicht ist bei allen verfügbaren Prozess-Varianten zum Erreichen ausreichend hoher Drücke wesentlich und damit charakteristisch für den Laser Peening Prozess [78].

Das Verformungsverhalten wird anhand *Abbildung 1-5 (c) und (d)* durch das Modell von Ballard dargestellt [71,93]. Randbedingungen sind ein perfekt elastisch-plastisches Material, ebene und longitudinale Schockwellen, ein zeitlich und räumlich konstanter Druck sowie das Fließkriterium nach Tresca. Ein Zylinder wird hierbei in einem inkompressiblen Medium von einer Seite gedrückt. Ab der Elastizitätsgrenze für schockartige mechanische Einwirkung, die sog. Hugoniot-Spannung (HEL, engl. Hugoniot elastic limit),

$$HEL = \left( \frac{1 + \lambda}{2\mu} \right) \sigma_{Y,D}, \quad (6)$$

mit  $\lambda$  und  $\mu$  als Lamesche Konstanten und  $\sigma_{Y,D}$  als statische Fließgrenze des Druckversuchs [71,93]. Das HEL der meisten Metalle/Legierungen liegt im Bereich 0,5 bis 4 GPa. Die maximal erreichbare plastische Dehnung beschränkt sich um die der doppelten Hugoniot-Spannung zugehörigen Dehnung, da sonst eine plastische Rückverformung auftritt, siehe *Abbildung 1-5 (c)* für den Fall einer höheren Spannung als die doppelte HEL [71,93].

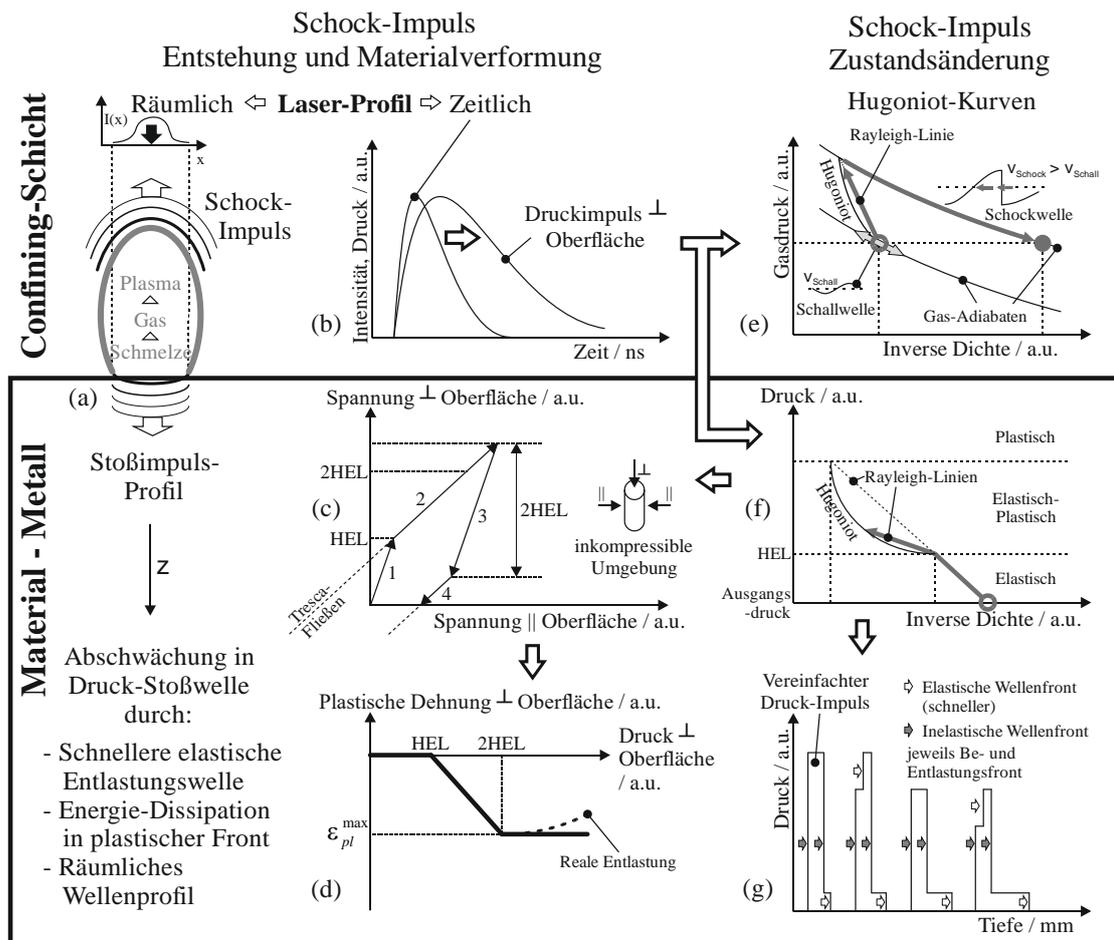
*Abbildung 1-5 (e) und (f)* zeigen die Zustandskurven von Gas sowie metallischem Festkörper beim Durchgang der zugehörigen Schock- bzw. Druckwellen. Hugoniot-Kurven repräsentieren allgemein, ausgehend von einem bestimmten Ausgangszustand, den möglichen Materiezustand (Druck, inverse Dichte/spezifisches Volumen sowie spezifische Energie) direkt nach Durchlaufen einer entsprechenden Front [94]. Sie sind abgeleitet aus den Erhaltungsgleichungen für Masse, Impuls und Energie vor- und nach der Schockfront. Die Zustandsänderung erfolgt abrupt auf einer direkten Nicht-Gleichgewichts-Verbindung, der sog. Rayleigh-Linie, ohne Zwischenstadium. Die Steigung der Rayleigh-Linie ist proportional zum Druck und zum Quadrat der Geschwindigkeit der Wellenfront.

Man erkennt aus der Hugoniot-Kurve für elastisch-plastische Festkörper aus *Abbildung 1-5 (f)*, dass ab der Hugoniot-Spannung elastische und plastische Materialverformung auftritt. Die elastische Impuls-Front bewegt sich mit der Schallgeschwindigkeit des Metalls, die plastische Front mit einer geringeren Geschwindigkeit. Dies kann vereinfacht mit dem Spannungs-Dehnungsdiagramm des Zugversuchs begründet werden [95,96]. Die longitudinale Ultraschallgeschwindigkeit  $v_{longitudinal}$  ist proportional zur Steigung des Spannungs-Dehnungsdiagramms, im linearen Bereich also zum E-Modul  $E$  (der Zusammenhang lautet:  $v_{longitudinal} = \sqrt{E/\rho} = \sqrt{\partial\sigma/\partial\epsilon/\rho}$ , mit Dichte  $\rho$  [95,96]). Im plastischen Bereich (plastische Wellen) nimmt die Steigung hingegen kontinuierlich ab. Erst bei höchsten (bei Laser Peening nicht mehr verwendeten) Drücken wird das Verhalten rein plastisch und die Front-Geschwindigkeit größer als die Schallgeschwindigkeit.

Aus *Abbildung 1-5 (f)* ist somit aus der Steigung der Rayleigh-Linie direkt abzulesen, dass die Geschwindigkeit der Druckwelle (mit elastischem und plastischem Anteil) im für Laser Peening relevanten Bereich kleiner als die Schallgeschwindigkeit ist. Im engeren Sinne kann also nicht von einer Schockwelle gesprochen werden, da diese eine größere Geschwindigkeit aufweisen müsste als die Schallgeschwindigkeit des Materials [96]. Demzufolge ist die Verwendung des Begriffes Laser „**Schock**“ Verfestigung mit Vorsicht zu empfehlen und stattdessen Laser Peening zu bevorzugen.

Es ergibt sich aus den Modellvorstellungen von Ballard ein Beitrag zur Abschwächung der Druckwellen-Front, welcher aus der auflaufenden elastischen Entlastungsfront am Ende des Stoßimpulses basiert (*Abbildung 1-5 (g)*) [71,93]. Weitere Beiträge ergeben sich aus der Energie-

Dissipation der plastisch verformenden Front sowie der räumlichen Ausbreitung der Stoßwelle (von früher abklingender Kugel-Welle aus einer punktförmigen Quelle sowie einer später abklingenden ebenen Welle aus einer großflächigeren Quelle). Ist der Druck kleiner als die doppelte Hugoniot-Spannung, ist die Entlastungsfront rein elastisch (*Abbildung 1-5 (c)*).



**Abbildung 1-5:** Relevante Charakteristika beim Laser Peening Prozess für Oberflächenbereich mit Confining-Schicht und Material-Inneres: (a) Entstehung und schockartige Ausbreitung des entstehenden Plasmas, (b) Übertragung des zeitlichen Laserprofils in Druckstoß-Impuls (ca. doppelte Einwirkzeit) auf Material, (c) typischer linear-elastischer, ideal plastischer Be- und Entlastungszyklus für schockinduzierten Druck größer als die zweifache Hugoniot-Spannung mit verbleibender Vergleichsspannung parallel zur Oberfläche (reduziert bei plastischer Entlastung), (d) damit verknüpfte maximal erreichbare plastische Dehnung senkrecht zur Oberfläche bei doppelter Hugoniot-Spannung, (e) Hugoniot-Zustandsdiagramm für Gase beim Durchlauf einer Schockwellenfront (Rayleigh-Linie proportional zur Schockgeschwindigkeit), (f) Hugoniot-Zustandsdiagramm für Metalle mit Aufteilung in schnellerer elastischer Front und langsamerer plastischer Front, (g) Abschwächung eines vereinfachten Druckstoß-Rechteckimpulses durch schnellere elastische Entlastungsfront. [71,93,94]

Für den Grenzfall schwacher Schockwellen können näherungsweise die Gesetzmäßigkeiten für elastische Wellen herangezogen werden [96]. Im Modell von Ballard [71,91,93] öffnet das an der Oberfläche des Absorber-Mediums entstehende und expandierende Plasma die Grenzfläche zwischen Absorber- und Confining-Medium. Dies wird maßgeblich durch die Schallgeschwindigkeit beider Medien der hinter der longitudinalen Impulsfront bestimmt. Diese ist abhängig von Plasma-Druck (v.a. Leistungsdichte des Lasers) sowie der akustischen Impedanz (Wellenwiderstand). Für die Berechnung des maximal möglichen Gesamt-Druckes der Anordnung

$$P(GPa) = 0,01 \sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha + 3}} \sqrt{Z_{red}(g \text{ cm}^{-2} \text{ s}^{-1}) \cdot I(GW/cm^2)}, \quad (7)$$

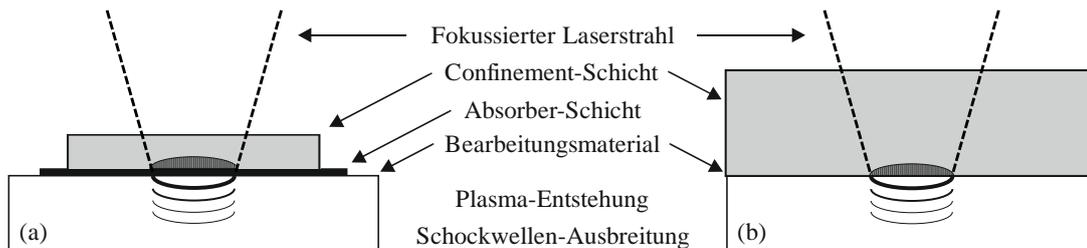
wird eine reduzierte akustische Impedanz  $Z_{red}$  herangezogen,

$$\frac{2}{Z_{red}} = \frac{1}{Z_1 + Z_2} \text{ bzw. } Z_{red} = 2 \cdot (Z_1 + Z_2), \quad (8)$$

wobei  $Z_1$  und  $Z_2$  die akustische Impedanz aus Confining-Schicht und Bearbeitungsmaterial,  $I$  die Intensität des Laserstrahls sowie  $\alpha$  eine dimensionslose Kennzahl des Plasmas (meist 0,3 bis 0,5) darstellt. Um die nach Lasereinwirkung typischen thermischen Zug-Eigenspannungen zu vermeiden, werden dünne Absorber-Schichten verwendet. Diese bewirken aufgrund ihrer geringeren akustischen Impedanz im Vergleich zum Bearbeitungsmaterial eine weitere Druckimpuls-Verstärkung [97], siehe auch Druckimpuls-Fortpflanzung an Grenzflächen zu Medien höherer akustischer Impedanz [98], z.B. im Falle eines Aluminium-Absorbers auf Stahl [91]. Es hat sich in weiteren Untersuchungen gezeigt, dass der laserinduzierte Druck des Plasmas nur eine geringe Abhängigkeit vom Absorber-Medium selbst aufweist, was am Einfluss des Confining-Mediums auf das Plasma liegen könnte [91]. Dies konnte in Plasma-Analysen jedoch noch nicht experimentell bestätigt werden [99]. Die Temperatur des Plasmas unter Confining-Bedingungen wurde im Bereich 10.000 bis 16.000 K ermittelt, was dem der freien Ablation ähnelt [100].

Die aus dem Stand der (industriellen) Technik bekannten Prozess-Umsetzungen finden sich in *Abbildung 1-6* in Form der klassischen Variante mit [76] oder ohne [87] Absorber (a) sowie der modifizierten Variante geringerer Intensität ohne Absorber [59] (b) wieder. Während erstere laserseitig hohe Pulsenergien sowie ggf. einen thermischen Absorber zur Effizienzsteigerung

einsetzt, verwendet letztere geringere Pulsenergien, deutlich mehr Pulse pro Fläche und umgibt das Material meist vollständig mit Wasser als Confining-Medium, wodurch damit in Tauchbecken (sog. Submerged Laser Peening) auch schwer erreichbare Stellen behandelt werden können (Anwendung in Kernreaktoren [101]). Bei Letzterem entsteht durch Kavitation ein weiterer z.T. noch eine Verstärkung des Druckimpulses.



**Abbildung 1-6:** Schematischer Umsetzung des Laser Peening Prozesses (a) in klassischer Form mit begrenzter Confining-Schicht (1 bis 2 mm Dicke) und ggf. Absorber (ca. 100  $\mu\text{m}$  Dicke) sowie (b) Laser Peening without Coating (LSPwC) ohne Absorber und meist vollständig umgebendem Confining-Medium, orientiert an [76,102]. Die gepulste und fokussierte Laserstrahlung bewirkt ein Plasma und damit die Entstehung und Ausbreitung einer mechanischen Schockwelle.

Es existieren Varianten zu *Abbildung 1-6 (a)* ohne Absorber [87], zu *Abbildung 1-6 (b)* mit Femtosekundenlaser mit [103] oder ohne [104] Confining-Schicht. Beides bewirkt einen Abschwächungseffekt. Weitere Verfahrensvarianten sind u.a. Stand der Forschung:

- Direkte Formgebung an dünneren Blechen (Laser Peen Forming) [77].
- Temperaturumgebung: Kryogen (cryogenic laser shock peening, CLSP) [105] oder höhere Temperaturen (warm laser shock peening, WLSP) [106].
- Lokale Anwendung auf  $\mu\text{m}$ -Bereiche: Microscale Laser Shock Peening [107,108] ( $\mu\text{LSP}$ ).

Der Stand der Technik industrierelevanter LSP-Laser umfasst folgende Nanosekundenlaser im Pulsdauer-Bereich 6 bis 40 ns [78]:

- Pulsenergie 5 bis 50 J, Frequenz 0,1 bis 20 Hz, fokussierte Spots 2 bis 7 mm.
- Pulsenergie 0,01 bis 5 J, Frequenz 10 bis 200 Hz, fokussierte Spots 0,25 bis 1 mm.

Die Energieerzeugung zur Emission dieser Laser erfolgt durch:

- Blitzlampen gepumpte Systeme: Multimodales Intensitätsprofil (Nah- und Fernfeld) im J-Pulsenergie-Bereich. Nutzung des Rohstrahls oder Optimierung zum kreisrunden Top-Hat Intensitäts-Profil mittels optimierten Resonators oder Strahlformungsoptiken. Seeding des Rohstrahls optimiert zeitliches Intensitätsprofil des Laserpulses.
- Diodengepumpte Systeme mit MOPA- (Master oscillator power amplifier) Anordnung [109,110]: Umformung eines Dioden-Seed-Laser (Master Oscillator) Strahlprofils mittels meist diffraktiver Strahlformungsoptik zu Top-Hat-Strahlprofil, danach Verstärkung zu höchsten Pulsenergien (1 bis 100 J-Bereich) durch Dioden-Verstärkerelement(e) innerhalb einer Relay-Abbildungsanordnung(en)<sup>2</sup> im Resonator [111,112] und phasenkonjugierte(n) Spiegel<sup>3</sup> [113,114]. Außerhalb des Resonators erfolgt eine fokussierte Abbildung des Strahlprofils auf eine feste Nahfeldebene (z.B. die Bearbeitungsebene). Es ergibt sich ein kreisrundes oder quadratisches Top-Hat Intensitätsprofil.

Die Strahlführung zur Bearbeitungsebene erfolgt durch feste oder mobile Gelenkarme mit Führungsrohren und Spiegel, Faseroptik-Systeme (Einzelfaser oder Faserbündel) oder Mikrooptiken [78].

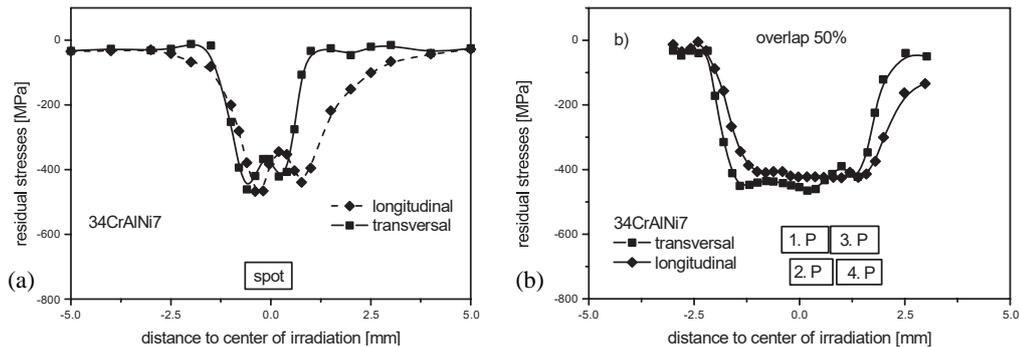
Durch die Wirkung der Schockwelle als uniaxiale Lastspannung [76] entsteht in Näherung ein biaxialer Makro-Eigenspannungszustand im Material. Die Eigenspannungssituation bei Einzel-Beschuss und Mehrfach-Laser-Beschuss mit Überlappung in Längs- und Querrichtung ist in *Abbildung 1-7* dargestellt. Im Bereich eines einzelnen Laser-Spots entstehen (mit Absorber und Confining-Medium), abhängig von der räumlichen Intensitätsverteilung, Druck-Eigenspannungen [61] (*Abbildung 1-7 (a)*). Wie beim Kugelstrahlen werden zur Flächenbehandlung Einzelschüsse zusammengesetzt, was eine prinzipielle Heterogenität der Makro-Eigenspannungen zur Folge hat. Dies kann nur beim kontinuierlichen Festwalzen nahezu vollständig vermieden werden. Durch geeignete Überlappungsstrategie (50 % am geeignetsten

---

<sup>2</sup> Abbildung des Strahlprofils stets auf sich selbst im aktiven Medium; damit keine Änderung des Strahlprofils, verringerter Einfluss von Phasenstörungen und keine Beschädigungen der optischen Elemente innerhalb des Resonators.

<sup>3</sup> Präzisere Kontrolle der Wellenfront und Aufrechterhaltung des Top-Hat-Strahlprofils auch unter hohen Verstärkungen/Pulsenergien und damit höheren Temperaturen des aktiven Mediums.

[61], siehe *Abbildung 1-7 (b)*) kann diese Heterogenität deutlich reduziert werden. Bei radialsymmetrischer Intensitätsverteilung und Betrachtung eines Einzelschuss-Bereichs ist der Spannungszustand in Näherung als äquibiaxial anzunehmen. Bei Rasterung von Einzelschuss-Bereichen ändern sich Betrag und Anisotropie des Eigenspannungszustands [115]. Wiederholungen von Einzelschüssen erhöhen und vertiefen Makro-Eigenspannungen [61].



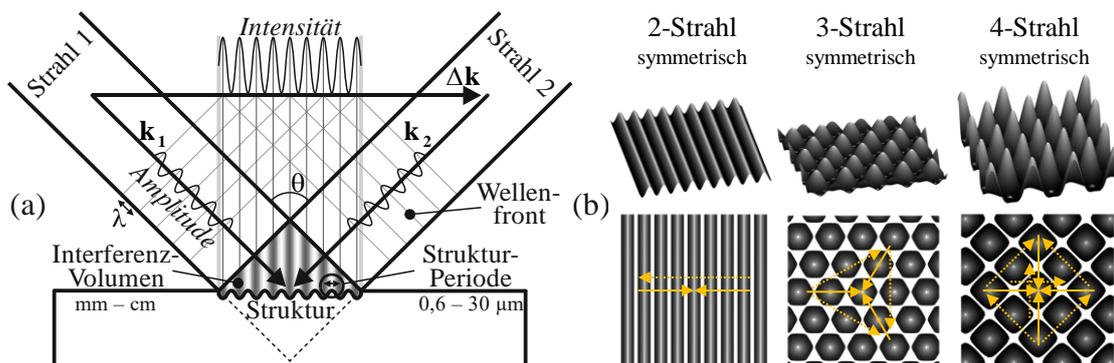
**Abbildung 1-7:** Eigenspannungen in Längs- (longitudinal) und Querrichtung (transversal) von 34CrAlNi7 nach LSP: (a) Einzelspot sowie (b) Mehrfachbeschuss durch vier Schüsse (2x2-Anordnung) mit 50 % Überlappung in Längs- und Querrichtung [61]. Grafik aus [51].

Das räumliche Laserstrahl-Intensitätsprofil beeinflusst die lokale Verformung und kann bei hohen Laser-Leistungen zu Relaxationseffekten führen [110]. Eine zu starke Intensitätsspitze führt so zur Eigenspannungs-Relaxation durch elektrischen Durchbruch im Confining-Medium. Eine kreisrunde Top-Hat Intensitätsverteilung mit steil abfallenden Rand-Flanken verursacht einen Eigenspannungs-Relaxationseffekt im Bereich des Spot-Mittensbereichs, welcher durch Superposition von radialen Entlastungswellen verursacht wird [116]. Aus Kompatibilitätsgründen entstehen an den Rändern des Spots longitudinale und transversale Rayleigh-Oberflächenwellen, die sich u.a. zur Mitte des Spots ausbreiten, sich dort überlagern und durch ihr umgekehrtes Vorzeichen den klassischen Eigenspannungseffekt von LSP im Spot-Mittensbereich mindern. Bei Gauß-ähnlicheren Intensitätsverteilungen sowie elliptischen oder rechteckigen Spotformen, als auch bei Rasterung von Einzelschuss-Bereichen ist dieser Effekt der Superposition der abschwächenden Rayleigh-Wellen weniger relevant [117].

Zusammengefasst zeigen sich Makro-Eigenspannungen und ihre Tiefenverteilung bei LSP als Besonderheit. In *Abschnitt 1.2* erfolgt daher eine gesonderte Betrachtung von Eigenspannungen unter besonderer Berücksichtigung ihrer Tiefenwirkung bei relevanten industriellen Prozessen sowie ihrer Auswirkung.

### 1.1.3 Direkte Laser-Interferenzstrukturierung

Direkte Laser-Interferenzstrukturierung (DLIP) ist ein industrierelevantes Verfahren zur berührungslosen Oberflächenfunktionalisierung mittels (ultra)kurzgepulster Laserstrahlung [21,118,119]. Das Grundprinzip am Beispiel Zweistrahl-Interferenz sowie typischerweise erzielbare Intensitätsmodulationen und damit erreichbare Oberflächenstrukturen sind in *Abbildung 1-8* dargestellt.



**Abbildung 1-8:** (a) schematische Darstellung der Zweistrahl-Interferenz mit periodischem Intensitätsverlauf innerhalb des Interferenzvolumens. Die Intensitätsperiodizität ergibt sich durch den Betrag des Differenzvektors der Einzelstrahl-Wellenvektoren. Die schematischen 3D-Intensitäts-Berechnungen (Matlab) als Schnitt durch das jeweilige Interferenzvolumen in (b) sind durch gleiche Wellenlänge, Winkel und Maßstab direkt vergleichbar. Bei den 2D-Ansichten in (b) wurden die Intensitätsminima zur besseren Sichtbarkeit der Symmetrie entfernt, des Weiteren sind  $\mathbf{k}$ -Vektoren durch orangefarbene durchgezogene Pfeile und  $\Delta\mathbf{k}$ -Vektoren durch gestrichelte Pfeile repräsentiert.

Aus der Interferenztheorie überlagernder ebener Wellen [120] folgt, dass Intensitätsmodulation im Interferenzvolumen im Wesentlichen durch die Phasendifferenz der Eingangswellen bestimmt ist. Bei gleichen Ausgangsphasen der eintreffenden Teilstrahlen und konstanter Zeit ist diese Differenz nur noch durch die Differenz der Wellenvektoren der Ausgangsstrahlen ( $\mathbf{k}_1$  und  $\mathbf{k}_2$ ) bestimmt. Der resultierende Differenzvektor  $\Delta\mathbf{k}$  bestimmt dann die Orientierung und durch seinen Betrag die Periode der Intensitätsmodulation im Interferenzvolumen (siehe *Abbildung 1-8 (a)*):

$$\Delta\mathbf{k} = \mathbf{k}_1 - \mathbf{k}_2 \quad (9)$$

Die resultierende Intensitätsverteilung und damit Strukturperiode  $P$  ergibt sich aus:

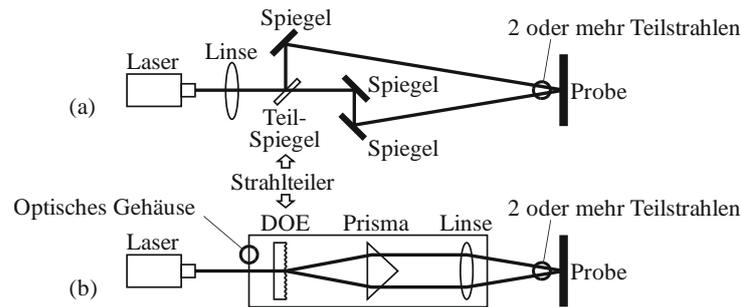
$$|\Delta \mathbf{k}| = \frac{1}{P} = 2 \cdot |\mathbf{k}_1| \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) = \frac{2 \cdot \sin(\theta/2)}{\lambda} \quad (10)$$

$$P = \frac{\lambda}{2 \cdot \sin(\theta/2)} \quad (11)$$

Dabei ist  $\lambda$  die Laserwellenlänge und  $\theta$  der Winkel zwischen den Teilstrahlen. *Gleichung (11)* stellt eine allgemeinere Form der Bragg-Gleichung dar. Zur Herleitung Letzterer ist lediglich die Laue-Bedingung/Beugungs-Bedingung  $|\Delta \mathbf{k}| = |\mathbf{G}| = 1/d$  und damit der Betrag des reziproken Gittervektors  $|\mathbf{G}|$  bzw. der Netzebenenabstand  $d$  der Kristallstruktur anstelle der Strukturperiode einzusetzen sowie die geänderte Definition von Wellenvektoren und Winkel  $2\theta$  zu berücksichtigen. Interferieren mehr als zwei Strahlen, ergeben sich durch mehrere  $\Delta \mathbf{k}$ -Vektoren zusätzliche Symmetrien im Interferenzmuster (siehe auch *Abbildung 1-8 (b)*), welche durch Änderungen von Polarisation und Phase der Einzelstrahlen zusätzlich vielfältig modifiziert werden können [121].

Das Interferenzmuster mit seinen Maxima und Minima kann vereinfacht als eng nebeneinander liegende einzelne Laserstrahl-Auftreffpunkte betrachtet werden. Die zuerst/stärker innerhalb der Intensitätsmaxima auftretenden Schmelzbereiche bewegen sich aufgrund der Marangoni-Konvektion aufeinander zu und treffen sich an den Orten der Intensitätsminima. Dort bildet sich somit das Topographiemaximum der Struktur auf der Materialoberfläche. Dazwischen, an den Orten der Intensitätsmaxima bildet sich das Topographieminimum, siehe auch *Abbildung 1-8 (a)*. Über den Winkel  $\theta$  direkt steuerbare Strukturperioden liegen industrierelevant derzeit im Bereich 600 nm bis 30  $\mu\text{m}$ , Strukturiefen können wenige  $\mu\text{m}$  Tiefe erreichen.

Die industrielle Umsetzung von DLIP zeigt *Abbildung 1-9* mit der ersten Entwicklungsstufe (Forschung, offener Strahlengang auf optischem Tisch, *Abbildung 1-9 (a)*) sowie einer Optikeinheit als zweite Entwicklungsstufe (*Abbildung 1-9 (b)*). Eingesetzte Laserpulsdauern bewegen sich im ns- und ps-Bereich, wobei Forschungsarbeiten auch im fs-Bereich laufen [122]. Eine Verknüpfung mit einer Scanner-Einheit (z.B. Galvo- oder Polygon-Scanner) für höhere Prozessgeschwindigkeit ist möglich [123]. Eine Weiterentwicklung der Prozesstechnologie fand u.a. in 2022 abgeschlossenen Projekt LAMpAS statt [124].



**Abbildung 1-9:** Schematische Darstellung des heute industriell verwendeten DLIP-Strahlengangs: (a) Teilspiegel als Strahlteiler und Spiegel als Strahlumlenker und (b) diffraktives optisches Element (DOE) als Strahlteiler und Prisma als Strahlumlenker. Das DOE teilt den Primärstrahl in zwei oder mehr Teilstrahlen auf. Im Strahlengang können weitere Elemente zur Strahlumlenkung (Spiegel für vertikalen Strahlengang) sowie zur Erhöhung der Prozessgeschwindigkeit verbaut sein, z.B. Galvo- oder Polygon-Scanner [123]. Orientiert an [36].

Die Untersuchung von (Makro-)Eigenspannungen ist bislang nur durch Daniel et al. [125] erfolgt. Die gemessenen Druck-Eigenspannungen waren durch eine spezielle Dünnschicht-Mikrostruktur begründet und sind daher für den Prozess nicht repräsentativ.

## 1.2 Eigenspannungen durch industrielle Prozesse

### 1.2.1 Präzisierung des Begriffs „Eigenspannungen“

Reale Festkörper im naturwissenschaftlichen Sinne und Werkstoffe im technischen Sinne weisen grundsätzlich Eigenspannung auf [126]. Diese sind definiert als mechanische Spannungen, welche selbst dann auf einen Körper einwirken, welcher frei von äußeren mechanischen Kräften (äußere Lastspannungen oder Momente) und nicht-mechanischen Kräften (räumliche und zeitliche Temperaturgradienten) ist. Es besteht somit im Körper-Inneren ein mechanisches Gleichgewicht von wirkenden Flächen-Kräften und Momenten und damit auch von positiven (per Definition Zugwirkung) und negativen (per Definition Druckwirkung) Eigenspannungen. Das Manuskript unterscheidet zwischen (Last-)Spannung und Eigenspannung.

Ingenieur-mathematisch betrachtet ist der Spannungszustand in einem Punkt innerhalb eines Werkstoffs eindeutig durch den Spannungstensor zweiter Ordnung (beinhaltet die

Orientierungsinformation der wirkenden Kraft sowie ihrer Bezugsfläche relativ zu einem äußeren Koordinatensystem),

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \text{ bzw. } \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}, \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{pmatrix} \quad (12)$$

charakterisiert [127]. Normalspannungen weisen dabei gleiche, Schubspannungen verschiedene Indizes auf, wobei der erste Index die Krafrichtung und der zweite Index die Normalen-Richtung der Fläche beschreibt, auf die die Kraft wirkt. Das äußere Koordinatensystem entspricht zumeist relevanten Richtungen in Bearbeitungsprozessen (z. B. Walz-, Quer- und Normalen-Richtung beim Walzprozess) oder generellen Symmetrierichtungen des Werkstücks (z.B. Radial- und Tangential-Richtung bei einer Drahtgeometrie) und damit nicht notwendigerweise den Richtungen, in welchen Eigenspannungen konkret gemessen werden. Bei einer bestimmten Orientierung des äußeren Koordinatensystems (Hauptnormalspannungssystem) liegen ausschließlich Normalspannungen  $\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$  vor, die Schubspannungen  $\sigma_{12}, \sigma_{13}, \sigma_{21}, \sigma_{23}, \sigma_{31}, \sigma_{32}$  verschwinden. Auch kann eine Zerlegung in einen hydrostatischen Anteil (reine Volumenänderung,  $\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{33}$ ) und einen deviatorischen Anteil (reine Gestaltänderung) erfolgen [128]. Hinsichtlich der besetzten Komponenten lassen sich unter anderem uniaxiale, biaxiale, äquibiaxiale und triaxiale Spannungszustände unterscheiden, welche einen eindimensionalen, zweidimensionalen (mit ungleichen bzw. gleichen Komponenten) und dreidimensionalen Zustand charakterisieren [129].

Eigenspannungen entstehen zumeist als Reaktion in Folge bleibender räumlich inhomogener plastischer Verformung durch einwirkende äußere Ursachen [130,131], wobei auch inhomogene elastische Verformungen zur Ausbildung von Eigenspannungen führen können (Bsp. Grenzflächenbereich bei Schichtverbunden und mehrphasigen Werkstoffen<sup>4</sup>). Diese Reaktion umfasst die Ausbildung von bleibenden elastischen Dehnungen unter Wahrung von bestimmten Kompatibilitäten und Beschränkungen und damit zur Entwicklung von Eigenspannungen. Räumlich homogen elastische und plastische Dehnungen führen hingegen im Allgemeinen nicht zur Ausbildung von Eigenspannungen.

---

<sup>4</sup> Bei Verformung unterhalb der Warmstreckgrenze und unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten.

Die Entstehung von Eigenspannungen lässt sich mit Hilfe der Eigenstrain-Theorie nach Mura [132] kontinuumsmechanisch nachvollziehen [131]. Bei einem von äußeren Kräften freien Material entsteht bei theoretischer Einführung eines bleibenden (inelastischen) ortsabhängigen Dehnungsfeldes  $\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^*(\boldsymbol{x})$  (sog. Eigenstrain) als Gegenreaktion auf die daraus entstehenden Inkompatibilitäten ein elastische Dehnungsfeld  $\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^{el}(\boldsymbol{x})$ . Letzteres, über die elastischen Materialkonstanten verknüpft, repräsentiert ein Eigenspannungsfeld (sog. Eigenstress). Der Eigenstrain wird praktisch in FEM-Simulationen über ein ortsabhängiges Temperaturfeld eingebracht,

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^*(\boldsymbol{x}) = \boldsymbol{\alpha}_{ij} \cdot \Delta T \quad (13)$$

wobei hier durch die Tensor-Komponenten  $\boldsymbol{\alpha}_{ij}$  des thermischen Ausdehnungskoeffizienten (Temperaturdifferenz sei  $\Delta T = 1$ ) jedes beliebige Dehnungs- und damit auch Eigenspannungsfeld pseudothermisch repräsentiert werden kann. Das bildet die Grundlage für die Simulierbarkeit von Eigenspannung nach der Eigenstrain-Methode (heutiger Stand der Technik). Im einfachen Fall eines in Balkenlängsrichtung fest eingespannten elastisch ideal-plastischen Balkens sowie unter der Annahme isotroper elastischer und thermischer Eigenschaften, vereinfachen sich die tensoriellen Größen zu Skalaren. Die momentane Gesamtdehnung  $\varepsilon^{total}$  in Balkenlängsrichtung ergibt sich innerhalb einer Balken-Hälfte zu:

$$\varepsilon_{11}^{total} = \varepsilon_{11}^{el} + \varepsilon_{11}^* = \varepsilon_{11}^{el} + \alpha \Delta T \stackrel{!}{=} 0 \quad (14)$$

Die Einspannung des Balkens begründet hier die Gleichheitsbedingung zu Null. Die nun gegebene interne Eigenspannung des Balkens in Längsrichtung berechnet sich unter Berücksichtigung des Hooke'schen Gesetzes mit E-Moduls  $E$  zu:

$$\sigma_{11} = E \cdot \varepsilon_{11}^{el} = -E \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad (15)$$

Durch Eigenstrain wird somit unter Beschränkung (hier der Balkeneinspannung) und der Kompatibilitätswahrung (einheitliches Dehnungsfeld) eine entgegengesetzte Reaktion in Form einer elastischen Dehnung hervorgerufen. Dadurch sind Eigenspannungen begründet. Ursache und Wirkung von Eigenspannungen sind somit stets richtungsmäßig entgegengerichtet und damit

Vorzeichen verschieden. Eigenstrain wird anstelle des unverformten Materials gesetzt und kann die im realen Gefüge auftretende Plastizität, Kriechen, Phasenübergänge sowie Bruchmechanismen repräsentieren. Konkretere Prozess-Beispiele zur Entstehung und Präsenz von prozessrelevanten Eigenspannungen finden sich in den folgenden Kapiteln.

Das Höchstmaß an Eigenspannungen sowie auch deren Relaxations- und Umlagerungsmöglichkeit hängt damit zumeist vom lokalen Einsetzen mechanisch oder/und thermisch getriebener plastischer oder auch viskoelastischer Verformung (statisch oder dynamisch) ab [133]. Beim Einsatz höherer Temperaturen reduziert sich die Grenze für spannungsgetriebenes Kriechen (viskoelastisch oder plastisch). Direkte Umformung (statisch oder bei dynamischer Ermüdung) verursacht Lastspannungen für plastische Verformung. Freischneiden des lokalen Spannungspunktes führt zur direkten Relaxation der die Eigenspannung hervorrufenden elastischen Dehnungen.

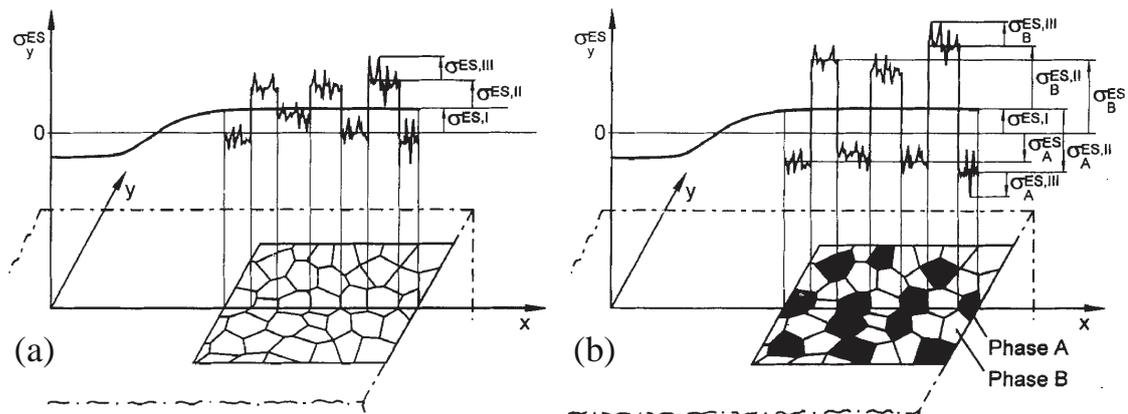
#### Einteilung von Eigenspannungen:

Eigenspannungen lassen sich zunächst gemäß ihrer Entstehung/Ursache begrifflich unterscheiden. Hier können beispielsweise thermische Eigenspannungen, Verformungseigenspannungen, Umwandlungseigenspannungen, Umformungseigenspannungen etc. genannt werden, welche jedoch nicht immer widerspruchsfrei unterschieden werden können.

Macherauch führte 1973 die auch nach heutigem Stand noch präziseste Einteilung ein [134]. Diese objektbezogene Unterscheidung in Spannungen erster ( $\sigma^I$ ), zweiter ( $\sigma^{II}$ ) und dritter Art ( $\sigma^{III}$ ) führt zur Berechnung der lokalen Spannung eines Werkstoffes an einem Punkt gemäß

$$\sigma^{ES} = \sigma^I + \sigma^{II} + \sigma^{III} + \sigma^{LS}, \quad (16)$$

wobei etwaige äußere Lastspannungen  $\sigma^{LS}$  ebenfalls berücksichtigt sind. *Abbildung 1-10* zeigt diesen Zusammenhang schematisch am Beispiel eines einphasigen und zweiphasigen Werkstoffes.



**Abbildung 1-10:** Schematische Darstellung der lokalen Eigenspannung zur Macherauch-Unterscheidung in Eigenspannungen erster, zweiter und dritter Art für den Oberflächenbereich eines (a) einphasigen und (b) zweiphasigen Werkstoffs [135].

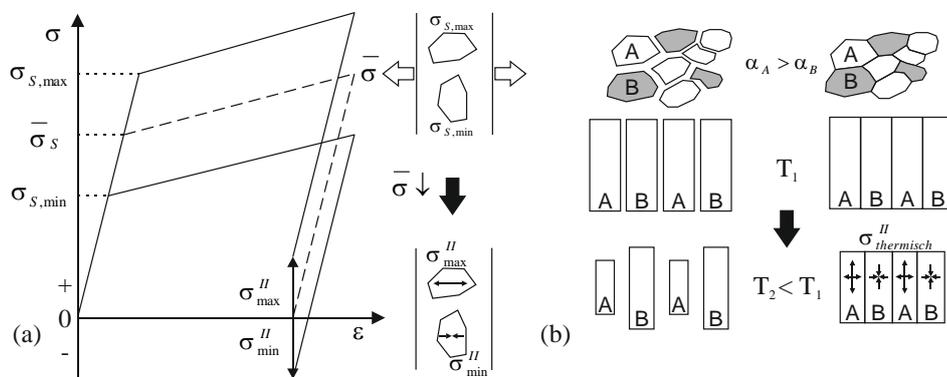
Eigenspannungen I. Art sind über größere Werkstoffbereiche sowie alle darin vorliegenden Phasen bzw. Körner gemittelt und damit homogenen (Vorzeichen und Betrag) Eigenspannungen und stehen über den gesamten Werkstoff betrachtet im Gleichgewicht, siehe auch Vorzeichenumkehr von  $\sigma^I$  in *Abbildung 1-10*. Eine Störung des Gleichgewichts führt zu makroskopischen Formänderungen. Der Effekt der Eigenspannungen II. Art beschränkt sich zwischen wenigen Körnern. Sie stellen, abhängig von der Korngröße, die Abweichungen der Eigenspannungen I. Art zu den individuellen gemittelten Korneigenspannungen dar und zeigen damit Homogenität ausschließlich innerhalb eines Kornes und sind über ausreichend viele Körner im Gleichgewicht der Eigenspannung I. Art. Eine Störung dessen kann, muss jedoch nicht zu makroskopischen Formänderungen führen. Eigenspannungen III. Art stellen die Abweichungen der tatsächlichen örtlichen Eigenspannung zur Summe aus den Eigenspannungen I. und II. Art dar und sind bereits über geringste (Atom-)Abstände inhomogen. Sie stehen bereits über kleinere Abstände innerhalb eines Kornes im Gleichgewicht, wobei keine makroskopische Formänderung bei einer Störung des Gleichgewichts erfolgt.

Bei einem zweiphasigen Werkstoff sind die über größere Werkstoffbereiche gemittelte Phasenspannungen  $\sigma_A$  und  $\sigma_B$  definierbar, die mit der Eigenspannung I. Art gemäß

$$\sigma^I = v_A \sigma_A + v_B \sigma_B \quad (17)$$

zusammenhängen, wobei  $v_A$  und  $v_B$  die Volumenanteile der Phasen A und B repräsentieren. Die phasenspezifischen Eigenspannungen II. ( $\sigma_A^{II}, \sigma_B^{II}$ ) und III. Art ( $\sigma_A^{III}, \sigma_B^{III}$ ) sind dabei grundsätzlich auf die Eigenspannung I. Art bezogen, siehe *Abbildung 1-10 (b)*.

Eigenspannungen I. Art sind die Folge von Verformungsinkompatibilitäten (insbesondere durch äußere mechanische Verformung oder Temperatureinwirkung) mit Bezug auf ein größeres Volumen [126]. Eigenspannungen II. Art entstehen typischerweise durch die Streckgrenzen-Anisotropie verschieden orientierter Körner (siehe schematisch in *Abbildung 1-11 (a)*), wobei auch Unterschiede im E-Modul und Verfestigungsverhalten beitragen können [126,130]. Körner mit kleinerer Streckgrenze stehen beispielsweise nach Entlastung unter Druck-Eigenspannung, da sie unter einer gegebenen Gesamtspannung mehr plastisch verformen als Körner mit größerer Streckgrenze, welche dann Zug-Eigenspannungen II. Art aufweisen. Die geänderte Entlastung der beiden Kristallite im Zusammenhalt ist hier wesentlich, ein Kristallit entlastet mehr, der andere weniger in Bezug zum Verhalten des jeweiligen Einzelkristallit. Zieht sich bei heterogenen Werkstoffen eine Phase mit größerem thermischem Ausdehnungskoeffizienten bei Abkühlung stärker zusammen, steht diese unter Zug-Eigenspannungen II. Art (*Abbildung 1-11 (b)*).



**Abbildung 1-11:** (a) Streckgrenzen-Unterschied durch Anisotropie verschiedener Körner sowie (b) thermischer Ausdehnungsunterschied zwischen Phasen führen zu Eigenspannungen II. Art. Orientiert an [134].

Eigenspannungen III. Art werden auf Spannungsfelder durch eingebrachte Gitterfehler, (insbesondere Versetzungen, Korngrenzen, Fremdatome, Ausscheidungen) zurückgeführt [134] und zeigen sich daher als direkter Effekt einer konkreten Mikrostrukturausbildung. Diese Spannungsfelder beinhalten zumeist deutliche Spannungsüberhöhungen, welche für die Mikrostruktureigenschaften wesentlich sind. Darüber hinaus werden zumeist Eigenspannungen I.

Art auch in Makroeigenstressungen sowie II. und III. Art in Mikroeigenstressungen zusammengefasst, wobei die Grenze nicht immer eindeutig definiert werden kann.

#### Messung von Eigenstressungen:

Eigenstressungen sind grundsätzlich nicht direkt messbar, jedoch mit weiteren physikalischen Auswirkungen verknüpft, welche sie einer Messung zugänglich machen. Die folgenden Messverfahren, welche sich individuell in räumlicher Auflösung, Tiefenauflösung, Genauigkeit, Präzision, Aufwand und Werkstoffanwendbarkeit unterscheiden, repräsentieren den derzeitigen Stand der Technik zur Messung von Eigenstressungen [131,136]:

Makroskopische Verfahren: Messung von insbesondere Eigenstressungen I. Art

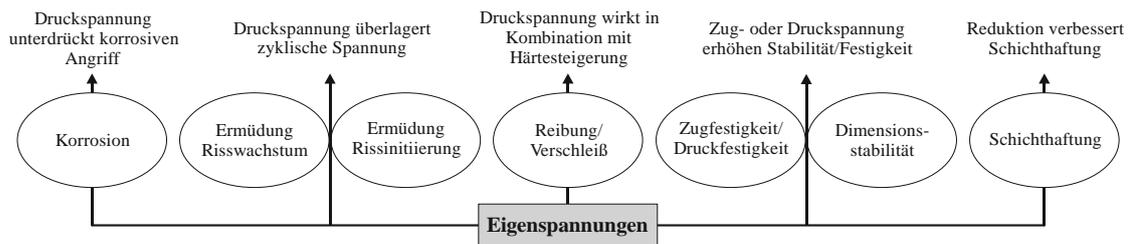
- Relaxationsmethoden: Messung von freigesetzten makroskopischen Dehnungen mittels lokal angebrachter Dehnungsmessstreifen oder Konturflächenmessung.
  - Zerlegemethode: Vollständiges Zerlegen und Freischneiden des Messpunktes.
  - Bohrlochmethode: Tiefenaufgelöstes Bohren.
  - Schlitzverfahren (Slitting-Methode): Tiefenaufgelöstes Schlitzen.
  - Konturverfahren (Contour-Methode): Vollständiges Schneiden, danach Höhenvermessung der Schnittfläche.
- Beugungsmethoden: Messung der mikroskopischen Dehnung von Gitterebenen.
  - Röntgenbeugung: Veränderung der Röntgeninterferenzlinien.
  - Neutronenbeugung: Veränderung der Neutroneninterferenzlinien.
- Physikalische Methoden: Messung von Änderungen des physikalischen Effekts.
  - Ultraschallmethode: Veränderung der Schallgeschwindigkeit.
  - Barkhausenrauschen: Veränderung magnetischer Kennlinien.
  - Raman-Spektroskopie: Verschiebung der Raman-Linien.

Mikroskopische Verfahren: Messung von insbesondere Eigenstressungen II. / III. Art

- Mikrofokus-Röntgenmethode: Veränderung der  $\mu$ -Laue Beugungsmuster.
- Elektronenrückstreubeugung: Messung der Verschiebung von Kikuchi Pattern.
- FIB-DIC Methode: Messung der durch Einschneiden freigesetzten mikroskopischen Dehnungen mittels Focused-Ion-Beam (FIB) Mikroskop und digitaler Bildkorrelation (DIC).

Auswirkungen von Eigenspannungen:

Allgemeine positive Effekte von Eigenspannungen auf anwendungsrelevante Aspekte sowie deren Wirkweise, vor allem im Falle Eigenspannungen I. Art, zeigt *Abbildung 1-12* in der Übersicht. Allgemein zeigen Eigenspannungen vor allem dann ihre bedeutende Relevanz, wenn sie wirkenden Lastspannungen entgegengerichtet sind [130].



**Abbildung 1-12:** Auswirkungen von Eigenspannungen auf anwendungsrelevante Materialeigenschaften sowie die jeweilige Wirkweise von Eigenspannungen I. Art. Orientiert an [137].

Ermüdung stellt hier den entscheidendsten Aspekt dar und soll differenzierter betrachtet werden. Eigenspannungen nehmen grundsätzlich Einfluss auf die folgenden Mikrostruktur-Stadien der Ermüdung kristalliner metallischer Werkstoffe [137,138]:

- (1) Zyklische Deformation mit Verfestigungs- oder Entfestigungsvorgängen, Relaxation von Makroeigenspannungen, Bildung von energetisch günstigen Defektstrukturen, v.a. persistente Gleitbänder.
- (2) Mikrorissentstehung und -wachstum.
- (3) Stabiles Makrorisswachstum.
- (4) Instabile Rissausbreitung und Versagen.

Die Relation der Mechanismen ist u.a. abhängig von der Mikrostruktur des Werkstoffs, v.a. unterschiedliche Festigkeiten/Härten bedingen bereits verschiedene Ausprägungen an Mikro-Eigenspannungen. In (1) reduzieren günstige Eigenspannungen die plastische Dehnungsamplitude. Es werden weichere Werkstoffe tendenziell mehr von Mikro-Eigenspannungen positiv beeinflusst (hohes Verfestigungspotential sowie schnelle Relaxation von Makro-Eigenspannungen), bei härteren Werkstoffen überwiegt der Einfluss der Makro-Druck-Eigenspannungen. In (2) sind v.a. Mikro-Eigenspannungen günstig. Deren Einfluss überwiegt vor/bei kleinen Mikro-Risslängen, wobei der positive Einfluss von Makro-Druck-Eigenspannungen mit zunehmender Risslänge immer mehr wächst. Das für viele technische

Werkstoffe entscheidende Stadium (3) sowie die weitere Phase (4) wird im Wesentlichen von Makro-Druck-Eigenspannungen positiv beeinflusst und von zunehmenden Mikro-eigenspannungen tendenziell negativ beeinflusst (verringerte Duktilität). Gegebene Makro-Eigenspannungseinflüsse sind im Falle von Zug-Eigenspannungen stets negativ.

Ein weiterer wichtiger Einflussfaktor, v.a. auf Stadium (2), stellt die Oberflächenrauheit und damit die Kerbwirkung der Oberfläche dar. Bei größerer Rauheit und damit im Allgemeinen größerer Kerbwirkung verringert sich die Ermüdungsfestigkeit. Makro-Eigenspannungen, Mikro-Eigenspannungen und Rauheit zeigen schließlich individuelle Beiträge, wobei die Quantität dieser Beiträge aufgrund der problematischen Trennung zwischen Makro- und Mikro-Eigenspannung im Allgemeinen nicht eindeutig bestimmt werden kann. Wagner et. al. separierte stellvertretend die wesentlichen Einflüsse am Beispiel mechanischer Oberflächenbehandlungsverfahren von Ti- und Al-Legierungen [139,140].

Insbesondere Makro-Druck-Eigenspannungen verzögern damit bei entsprechender Zugbelastung die plastische Verformung des Werkstoffs (Fließgrenze/Streckgrenze) und damit die Rissinitiierung und/oder -wachstum hin zu höheren Lastspannungen. Des Weiteren wird die oft an der Oberfläche vorherrschende Rissentstehung zu tieferen Lagen verschoben, so dass der Effekte weiterer Einflussgrößen (v.a. Rauheit/Kerbwirkung) vermindert ist [141,142]. Das Profil der Makro-Eigenspannung relaxiert während der Ermüdung abhängig von deren Stabilität und den Fließeigenschaften (lokale Streck- und Stauchgrenze, zyklische Streckgrenze) des Materials [137,143], so dass Makro-Eigenspannungsrelaxationen ebenfalls einen relevanten Einfluss auf das Ermüdungsverhalten zeigen [144].

Bei korrosivem Angriff ändern Makro-Druck-Spannungen das chemische Potential und unterdrücken damit die Korrosionsreaktion. Die Grundlage ist der bereits 1935 beschriebene Gorsky-Effekt [145], d.h. eine Migration/Diffusion von im Mischkristall gelösten und damit mobilen Atomen vom Druck- in den Zug-Spannungsbereich einer unter Biegespannung gesetzten Flachprobe. Dadurch verlangsamen sich viele korrosive Reaktionen unter Druck-Spannungen (äußere oder innere), insbesondere solche mit H-Beteiligung, z.B. bei Spannungsrissskorrosion (Rissentstehung und -ausbreitung wie Wechselwirkung mit wässriger Lösung unter Zugspannung) [146] und Lochfraßkorrosion [147].

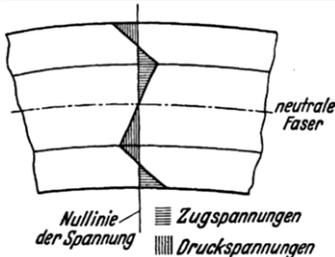
Weiteren detailliertere Betrachtungen zur Grundlage, Berechnung, Messung, Auswirkung und Simulierbarkeit von Eigenspannungen finden sich in entsprechenden klassischen [127,129,130] und neueren [131,136–138] Literaturquellen.

### 1.2.2 Eigenspannungszustände nach industriellen Prozessen

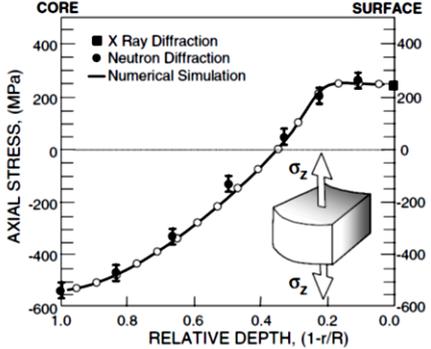
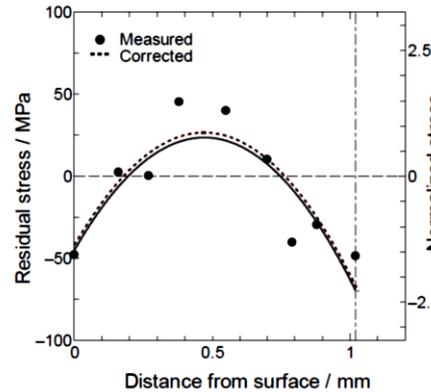
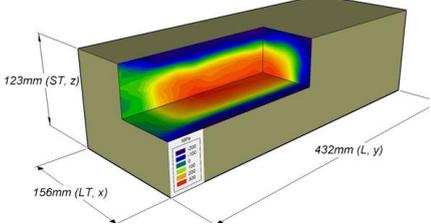
Die Eigenspannungszustände nach industriellen Prozessen sind stets durch einen Gradienten der plastischen Verformung begründet, welche wiederum auf thermische, mechanische, chemische und metallurgische Einwirkungen bzw. deren Kombination auf den Werkstoff oder im Werkstoff zurückgehen kann [137,148–150]. Diese Einwirkungen beeinflussen ebenso die Streckgrenze/Fließgrenze des Materials (z.B. Warmfestigkeit).

*Tabelle 1-3* zeigt eine repräsentative Übersicht ausgewählter industrierelevanter Werkstoff-Bearbeitungsprozesse mit zugehöriger Charakteristik der Makro-Eigenspannungen, auf welche sich die Diskussion beschränken soll. Als Referenz wird ein spannungsfreier Zustand vorausgesetzt. Ist dieser nicht gegeben, orientiert sich die Eigenspannungsentwicklung jedoch in Richtung der Referenzauswirkung, falls die in *Abschnitt 1.2.1* genannten Bedingungen erfüllt sind. Schließlich beeinflussen die wirkenden Lastspannungen im Anwendungsfall die tatsächlich wirkende Spannung global und auch lokal additiv. Gezeigte Tiefenreichweiten sind typisch für klassische mittelfeste Stahl- oder Aluminiumwerkstoffe, können jedoch im Falle von höherfesten Werkstoffen z.T. deutlich zunehmen.

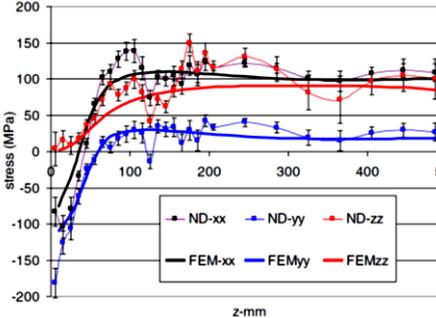
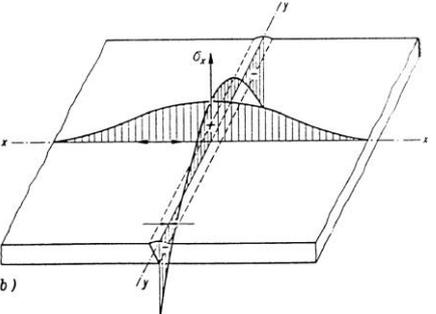
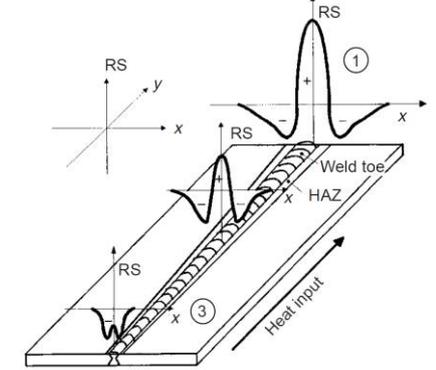
**Tabelle 1-3:** Entstehung und Charakteristik von insbesondere Eigenspannungen I. Art nach ausgewählten industrierelevanten Prozessen. Einteilung gemäß DIN 8580 [151].

Prozess	Entstehung und Charakteristik	Schematische Darstellung
<b>Umformen</b>		
Biegen [133]	Kombination von Dehnung mit Stauchung. Plastische Streckung in oberster Faser, plastische Stauchung in unterster Faser, dazwischen elastisch verformter Bereich sowie neutrale Faser.  Druck-Eigenspannung am oberen Rand, Zug-Eigenspannung am unteren Rand. Aufgrund GG und nicht entspanntem inneren Bereich Ausgleichsspannungen auch in inneren Fasern.	 <p>neutrale Faser Nulllinie der Spannung Zugspannungen Druckspannungen "Schulbeispiel nach Masing".</p>

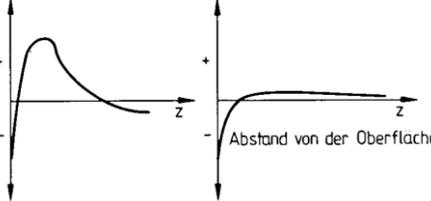
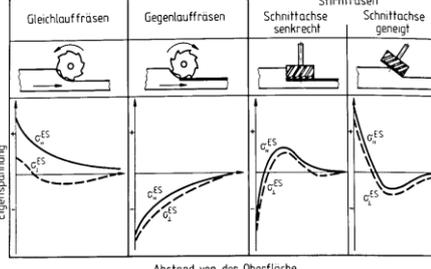
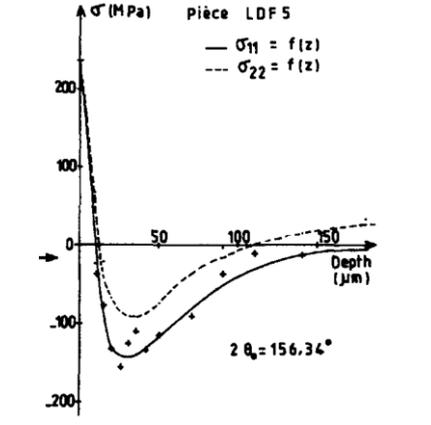
# 1 – Stand der Forschung

<p>Ziehen (Extrusion, Tiefziehen) [152–154]</p>	<p>Plastische Zugverformung am Rand und bei größeren Umformgraden auch zunehmend im Kern.</p> <p>Umformgrad <math>&lt; \sim 1\%</math>: Druck-Eigenspannung in oberflächennahen Bereichen, Zug-Eigenspannungen im Kern.</p> <p>Umformgrad <math>&gt; \sim 1\%</math>: Zug-Eigenspannung in oberflächennahen Bereichen, meist Druck-Eigenspannungen im Kern.</p> <p>Steilere Düsenformen verringern Makro-Eigenspannungen.</p>	 <p>Axialeigenspannungen nach Draht-Ziehen von ferritischem Stahl mit 20 % Umformgrad.</p>
<p>Walzen/ Kaltwalzen [130,155]</p>	<p>Kaltwalzen: Formänderung bedingt Druck-Eigenspannungen am Rand, ungleichmäßige Streckung führt zu Streckungseigenspannungen, Welligkeiten bedingen Biegeigenspannungen in Walzrichtung.</p> <p>(Warmwalzen: Inhomogene Abkühlung verursacht thermische Eigenspannungen, Temperatur reduziert und homogenisiert Eigenspannung (max. 30 % der Fließgrenze)).</p> <p>Hohe Umformgrade (bzw. große Rollendurchmesser; hohe interne Verformung) bedingen Zug-Eigenspannungen an Oberfläche, Druck-Eigenspannungen im Innern.</p> <p>Überlagerung von Streckungs- und Biegeigenspannungen bei Blechen mit Planheitsfehlern.</p> <p>Prozessparameter (Walzenform u. -durchmesser, Umformgrad, Temperatur etc.) beeinflussen Eigenspannungsverteilung stark.</p>	 <p>Eigenspannung eines 5 % kaltgewalzten Al-Blechs.</p>
<p>Schmieden [156,157]</p>	<p>Formänderung bedingt meist Druck-Eigenspannungen im Randbereich, Zug-Eigenspannungen im Inneren.</p> <p>Wärme- und Zerspan-Behandlungen ändern Eigenspannungszustand signifikant.</p>	 <p>x-Normal-Eigenspannungen (Blau: Druck-, Rot: Zug-Eigenspannungen) in einem geschmiedeten Rechteckbauteil.</p>
<b>Urformen</b>		
<p>Gießen [137,158,159]</p>	<p>Gegebener Formzwang lässt dünne Querschnitte bzw. äußere Bereiche zuerst erstarren/kontrahieren, zuletzt erstarrte dicke Bereiche bzw. interne Bereiche stehen nach Abkühlung meist unter Zug-Eigenspannung. Feste Grenzfläche zur Formeinfassung führt während Erstarrung tendenziell zu grenzflächennahen Druck-Eigenspannungen (bei kleineren Gussteilen) bzw. Zug-Eigenspannungen (bei größeren Gussteilen aufgrund vergrößertem Reibungseffekt).</p>	

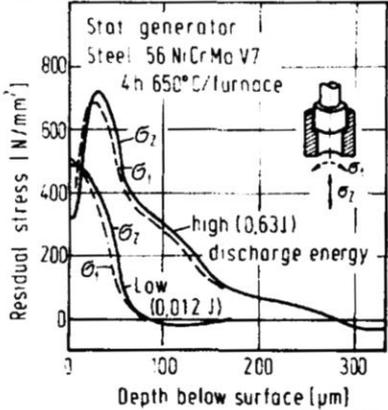
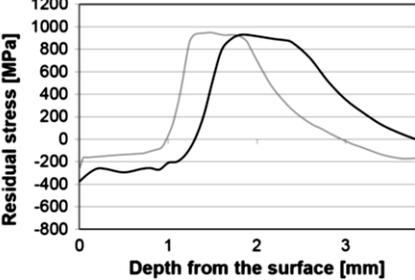
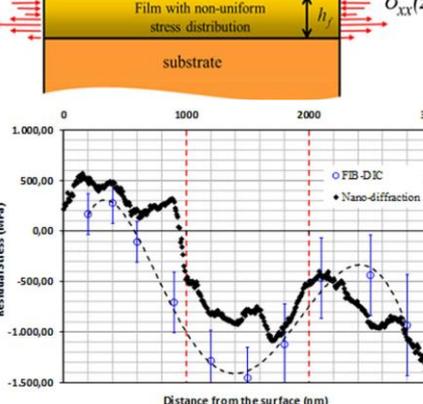
# 1 – Stand der Forschung

	<p>Meist inhomogener triaxialer Eigenspannungszustand, Zug und Druck möglich. Oft bestimmen Lösungsglühen und anschließendes Warmauslagern Grad der Ausbildung.</p> <p>Festere Form erhöht Eigenspannungen. Frühere Aufhebung des Formzwanges verringert Eigenspannungen. Strangguss (schnell einander folgende Bearbeitungen) mit tendenziell höheren Eigenspannungen als Blockguss.</p>	 <p style="text-align: center;">Oberflächennaher triaxialer Eigenspannungszustand nach Gießen eines in z-Richtung ausgegossenen Al-Ingots (Dickenrichtung y, Querrichtung x).</p>
<p>Sintern [137]</p>	<p>Eigenspannungsrelaxation, Erholung und Phasenumwandlung während Hochtemperaturphase. Anisotrope Verdichtung des Grünkörpers, inhomogene Abkühlung sowie Phasenumwandlungen während Abkühlung können wiederum Eigenspannungen verursachen.</p>	
<p><b>Fügen</b></p>		
<p>Schweißen (Schmelzschweißen) [160–164]</p>	<p>Generell Schrumpfungs- (1), Abschreckungs- (2) und Umwandlungsvorgänge (3) kombiniert.</p> <p>(1) Schweißnaht erkaltet zuletzt, daher führt dort plastische Stauchung durch bereits erkalteten Grundwerkstoff zu Zug-Eigenspannungen in Längsrichtung der Schweißnaht. Daraus ergibt sich Quer-Eigenspannung. Ausgleich durch Druck-Eigenspannungen außerhalb Naht.</p> <p>(2) Schweißnaht-Kern erkaltet langsamer, dadurch Zug-Eigenspannungen im Naht-Kern, Druck-Eigenspannungen an Nahtoberfläche.</p> <p>(3) Homogene Umwandlungen (Volumenzunahme, v.a. Martensit) in Naht führen zu Druck-Eigenspannungen, inhomogene zu Zug-Eigenspannungen (Effekt siehe (2)).</p>	
	<p>Komplexer Zustand. Zumeist Zug-Eigenspannungen in Schweißnaht außer den Enden. Höhere Zug-Eigenspannungen in Naht-Längsrichtung werden durch Druck-Eigenspannungen im Grundwerkstoff ausgeglichen.</p>	
	<p>Nahtbreite, Zusatzwerkstoff und Abkühlbedingungen beeinflussen die Anteile obiger Vorgänge erheblich.</p>	<p>Schematische Längsschrumpf- (oben) und Quereigenspannungen mit Unterschied im Wärme-Input (unten) in einem geschweißten Blech. Die Überlagerung von (2) ändert in (a) das Eigenspannungsprofil im Bereich der Schweißnaht z.T. erheblich.</p>

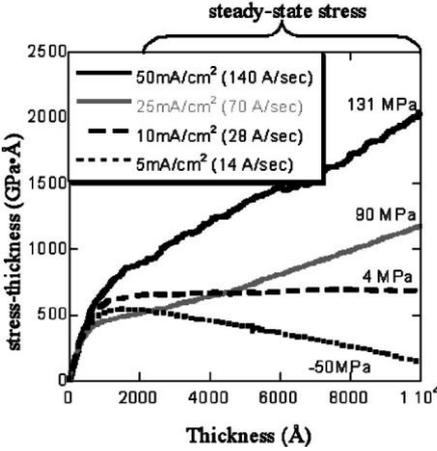
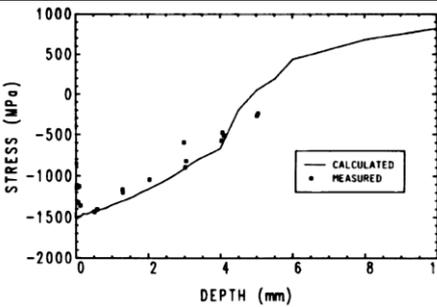
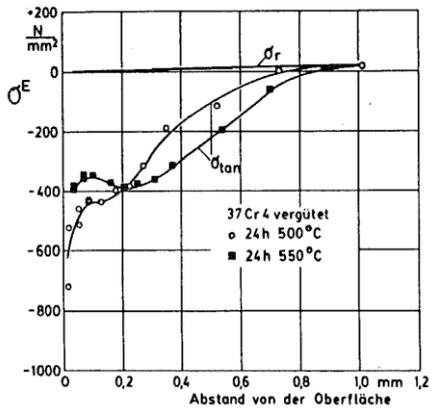
# 1 – Stand der Forschung

<b>Trennen</b>		
<p>Schleifen [13,126]</p>	<p>Kombinierte Druck und Schubverformung einer geometrisch unbestimmten Schneide mit Wärmeentwicklung durch Reibung und Schervorgänge (typisch für Zerspanung).</p> <p>Druck-Eigenspannungen durch plastische Zugbelastung nahe der Oberfläche, Zug-Eigenspannungen durch plastische Kompression infolge erhöhter Temperatur. Druck-Eigenspannungen senkrecht zur Schleifrichtung steils höher als parallel aufgrund anisotrop stärkerer Quetschung. Druck-Eigenspannungen bis in 20 bis 30 <math>\mu\text{m}</math> Tiefe, steiler Gradient.</p> <p>Höhere Wärmeleitfähigkeit von Schleifkorn und ggf. Kühlschmierstoff (Kühlung + Reibungsminderung) favorisiert oberflächennahe Druck-Eigenspannungen (Bsp. Öl und BN).</p>	 <p>Schematische Tiefenverteilung einer kombinierten mechanischen-thermischen (a) sowie einer rein mechanischen (b) Schleifprozesswirkung.</p>
<p>Fräsen [126,165–167]</p>	<p>Unterbrochener Spanabtrag mit geometrisch bestimmter Schneide durch ein- oder mehrzahnige Werkzeuge mit kreisförmiger Bewegung. Auftreten und Reihenfolge von Quetschung (meist starke plastische Verformung) und Spanabnahme bestimmen Eigenspannungszustand. Wärme wird vornehmlich von Span und Werkzeug abgeführt.</p> <p>Oberflächennahe Zug- oder Druck-Eigenspannungen, parallel zur Schnittrichtung höher als quer dazu. Moderater Gradient, Tiefe bis <math>\sim 100 \mu\text{m}</math>.</p> <p>Höhere Bearbeitungsgeschwindigkeiten, geringere Vorschübe sowie stumpfere Werkzeuge erhöhen und vertiefen zumeist die Druck-Eigenspannungen. Zusätzliche Wärmeabfuhr und Quetschvorgänge verschieben in Richtung Druck-Eigenspannungen.</p>	 <p>Schematische Tiefenverteilung bei verschiedenen typischen Fräsvorgängen parallel (volle Linie) und quer (gestrichelte Linie) zur Schnittrichtung.</p>
<p>Drehen [130,168,169]</p>	<p>Drehmeißel fährt ununterbrochen rotierende Bauteil-Kontur ab. Spanabgewandte Seite des Werkzeugs bearbeitet finale Oberfläche zumeist ohne ausreichende Wärmeabfuhr (v.a. auf Späne).</p> <p>Typischerweise oberflächennahe Zug-Eigenspannungen (30 bis 40 <math>\mu\text{m}</math> Tiefe), steilerer Gradient in Axialrichtung.</p> <p>Höhere Prozesskräfte (auch bei festen Materialien) bedingen mehr Wärmeentwicklung und damit mehr Zug-Eigenspannungen. Geringerer Vorschub kann axiale Druck-Eigenspannung (einige hundert <math>\mu\text{m}</math> Tiefe möglich) bewirken. Prozesskühlung sowie metallurgische Umwandlungen (z.B. bei TRIP-Stählen) etc. können insbesondere Eigenspannungen in Drehachsenrichtung in Druckrichtung verschieben und vertiefen.</p>	 <p>Tiefenverteilung nach Drehen von Stahl (<math>\sigma_{11}</math>: axial, <math>\sigma_{22}</math>: tangential).</p>

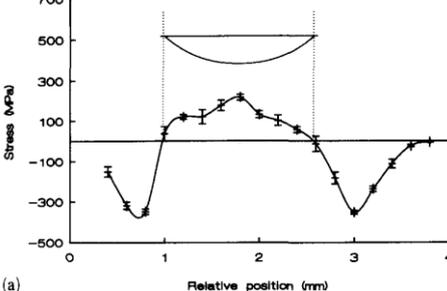
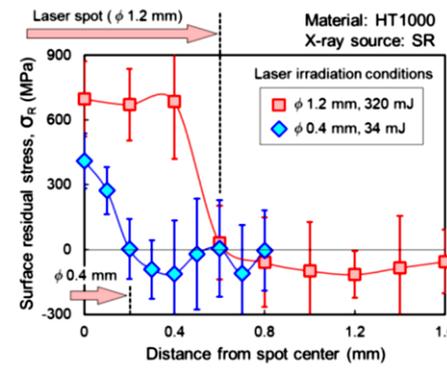
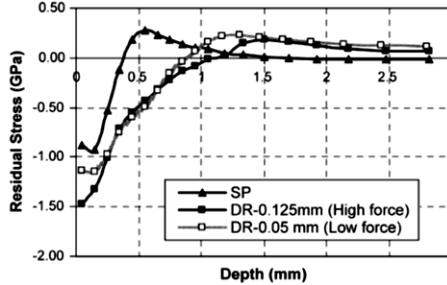
# 1 – Stand der Forschung

<p>Funkenerosion (EDM) [13,170]</p>	<p>Lokalisierte elektrische Entladung führt zu Materialabtrag durch Evaporieren und Ionisierung.</p> <p>Inhomogener Wärmeabfluss sowie Phasenumwandlungen beim Abschrecken und inhomogene plastische Verformung führen zu isotropen oberflächennahen Zug-Eigenspannungen (bis 100 bis 300 <math>\mu\text{m}</math> Tiefe) mit Spannungsmaximum und dünner „weißer“ gehärteter Schicht.</p> <p>Höhere Entladungsenergien erhöhen und vertiefen Zug-Eigenspannungen. Ab gewisser Höhe jedoch Spannungsrelaxation durch Mikrorissbildung.</p>	 <p>Stat generator Steel 56 NiCrMo V7 4 h 650°C/lurnace</p> <p>Residual stress   N/mm<sup>2</sup></p> <p>Depth below surface (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>high (0,63 J) low (0,012 J) discharge energy</p> <p>Tiefenverteilung nach EDM an Stahl mit verschiedenen Entladungsenergien.</p>
<p>Schneiden [171–174]</p>	<p>Vornehmlich thermische Einwirkung bei Laser-, Brennschneiden (sowie Drahterodieren, siehe auch EDM): Schnelle Erhitzung und Abkühlung. Reine plastische Deformation bei Wasserstrahlschneiden.</p> <p>Thermische Einwirkung favorisiert oberflächennahe Zug-Eigenspannungen, martensitische Umwandlungen verschieben diese in Richtung Druck-Eigenspannungen, Tiefe im mm-Bereich. Plastische Deformation favorisiert oberflächennahe Druck-Eigenspannungen.</p> <p>Langsamere Schneidgeschwindigkeiten vertiefen Eigenspannungen.</p>	 <p>— 300 mm/min — 150 mm/min</p> <p>Residual stress [MPa]</p> <p>Depth from the surface [mm]</p> <p>Schematische Tiefenverteilung nach Brennschneiden mit martensitischer Umwandlung.</p>
<p><b>Beschichten</b></p>		
<p>PVD, CVD [175–177]</p>	<p>Unterschiede in plastischer Deformation aufgrund thermischer Ausdehnung zw. Schicht(en) und Substrat bedingen extrinsische Eigenspannungen. Insbesondere kohärente Abscheidungen, Defekteinbringung, Aufwachs-Inkompatibilitäten sowie Rekristallisation bedingen intrinsische Eigenspannungen.</p> <p>Zumeist komplexer Eigenspannungszustand über komplette Dünnschicht (Zug oder Druck), kann sogar höher als Zugfestigkeit des Materials werden. Steile Gradienten möglich.</p> <p>Prozessparameter, Vor- (Eigen)spannungen des Substrats, Zwischenschichten, Legieren und Phasentransformationen beeinflussen Schichteigenspannungen erheblich.</p>	 <p>Film with non-uniform stress distribution substrate <math>\sigma_{xx}(z)</math> <math>h_f</math></p> <p>Residual Stress (MPa)</p> <p>Distance from the surface (nm)</p> <p>Schematischer (a) und realer (b) Tiefenverlauf einer 3 <math>\mu\text{m}</math> PVD CrN-Schicht mit drei Bias-Spannungen.</p>

# 1 – Stand der Forschung

<p>Metallisierung (Elektrochemisch / Außenstromlos [178–180])</p>	<p>Intrinsische Spannungen: Zusammenwachsen von Inseln erzeugt Zug-Eigenspannungen, Gitterfehlpassung führt zu Druck- oder Zug-Eigenspannungen, Oberflächenspannung der Inseln und Elementdiffusion führt zu Druck-Eigenspannungen. Hinzu kommen thermische Eigenspannungen sowie Eigenspannungen durch Kornwachstum und Phasenübergänge.</p> <p>Zug- oder Druck-Eigenspannungen. Zumeist Zug-Eigenspannungen auf dielektrischen Substraten. Abnehmende Zug-Eigenspannung mit wachsender Schichtdicke.</p> <p>Wärmebehandlung und größere Abscheideraten vergrößern tendenziell Zug-Eigenspannungen. Badparameter können Eigenspannungen stark ändern bzw. verringern.</p>	 <p>steady-state stress</p> <p>stress-thickness (GPa·Å)</p> <p>Thickness (Å)</p> <p>Schematische Darstellung der Eigenspannung einer durch Elektrodeposition abgeschiedenen Ni-Schicht mit verschiedenen Abscheideraten.</p>
<p><b>Änderungen von Stoffeigenschaften</b></p>		
<p>Härten (Induktionshärten, Laserhärten etc.) [134,181–184]</p>	<p>Schnellere Abkühlung des Randes von hoher Temperatur (keine Aufschmelzung) führt zur plastischen Zugbelastung des Randes ggn. Kern, später zur plastischen Druckbelastung des Kerns ggn. dem Rand. Zusätzliche Phasenumwandlung führt ebenfalls zu Druck-Eigenspannungen.</p> <p>Druck-Eigenspannungen im Rand und Zug-Eigenspannungen im Kern. Phasenumwandlungen (Bsp. Perlit, Martensit; meist Volumenzunahme) erhalten dies (bei Umwandlungstemp. ↑) oder kehren es in Zug-Eigenspannungen im Rand um (bei Umwandlungstemp. ↓). Tiefe generell bis mehrere mm, gefolgt von Zug-Eigenspannungen.</p> <p>Schnelle Abkühlung oder Phasenumwandlung sind Voraussetzungen für Druck-Eigenspannungen im Rand. Eine limitierte Energie, größere Wirkungszeit und Umwandlungen (+ Einfluss Temp.) begünstigen tendenziell Druck-Eigenspannungen.</p>	 <p>STRESS (MPa)</p> <p>DEPTH (mm)</p> <p>Eigenspannungen nach Induktionshärten eines Rundstabs aus AISI 4142 mit 40 mm Durchmesser.</p>
<p>Nitrieren/ (Karburierten) [180,185,186]</p>	<p>Anreicherung der Randschicht mit Stickstoff oder Kohlenstoff (Verbindungs- und Diffusionsschicht). Chemischer Tiefen-Gradient bedingt Volumengradient entstehender Nitride und Carbide ggn. Grundwerkstoff.</p> <p>Hohe Druck-Eigenspannungen in oberflächennahen Bereichen, verstärkt durch kleineren thermischen Ausdehnungskoeffizienten der oberen Nitride. In tieferer Diffusionsschicht Zug-Eigenspannungen. Tiefe bis ca. 1 mm.</p> <p>Höhere Temperaturen und Zeiten vertiefen Druck-Eigenspannungen mit verringertem Maximum, Prozessmedien und Werkstoff beeinflussen Eigenspannungen aufgrund des diffusiven Prozesses erheblich.</p>	 <p><math>\sigma_r</math></p> <p><math>\sigma_{tan}</math></p> <p><math>\frac{N}{mm^2}</math></p> <p>Abstand von der Oberfläche</p> <p>Eigenspannungstiefenverteilung nach Gasnitrieren von 37Cr4.</p>

# 1 – Stand der Forschung

Glühen	Abnahme von Eigenspannungen durch ermöglichte Relaxationen (Spannungsarmglühen), abhängig von Glüh­temperatur sowie Heiz- und Abkühlgeschwindigkeit. Bei zu hoher Glüh­temperatur können weitere unerwünschte metallurgische Vorgänge aktiv werden.	
Laser-Oberflächenbearbeitung (Bsp. Texturieren, Polieren, Legieren) [183,187–192]	<p>Lokales Aufschmelzen/Evaporieren und anschließendes Wiedererstarren unter gehinderter Schrumpfung induziert plastische Druckverformung und damit thermische Zug-Eigenspannungen. Phasenumwandlungen im festen Bereich (z.B. martensitisch) führen zur Verschiebung in Richtung Druck-Eigenspannungen. Zusätzlich bei Kurzpuls-/Ultrapulslasern und höheren Fluenzen: Entstehender Schockwellenimpuls führt zur lateralen plastischen Streckung und Verschiebung in Richtung Druck-Eigenspannungen.</p> <p>Zug-Eigenspannungen an Laserspot/-bahn bis in wenige hundert <math>\mu\text{m}</math> Tiefe, ausgleichende Druck-Eigenspannungen in außerhalb des Spots. Überlappungsstrategie überlagert Einzelspots bei geringeren Überlappungsgraden tendenziell in einen Zug-Eigenspannungsbereich, bei höheren Überlappungsgraden in einen Druck-Eigenspannungsbereich.</p> <p>Höhere Laser-Fluenz verstärkt Zug-Eigenspannungen (stärkere Schmelzebildung). Geringere Pulsdauer bei KP-/UKP-Lasern verringert Schmelzebildung und damit thermisch bedingte Zug-Eigenspannungen. Geringere Interaktionszeit bei CW-Laser Scans erhöht Zug-Eigenspannungen (geringerer Anlasseffekt). Kleinere Spotdurchmesser verringern Zug-Eigenspannungen (höhere Kühlwirkung). Bahn-/Punkt-Wiederholung führt zu therm./mech. Vorbehandlung, dadurch verringerte Zug-Eigenspannungen bzw. stärkere Druck-Eigenspannungen. Zusätzliche Abschreckung führt zu Druck-Eigenspannungen.</p>	 <p>(a) Eigenspannungsverlauf im Schnitt einer Einzel-Laserspur. Zug-Eigenspannungen innerhalb der Spur sowie ausgleichende Druck-Eigenspannungen außerhalb der Spur.</p>  <p>Eigenspannungen eines mittels ns-Lasers und Confining Medium behandelten HSS-Stahl mit zwei unterschiedlichen Strahldurchmessern bei gleicher Fluenz.</p>
Mechanische Oberflächenbehandlung (Bsp. Kugelstrahlen, Festwalzen) [51,193,194]	<p>Lokalisierte Druckdeformation bewirkt Zugverformung parallel zur Oberfläche. Oberflächennahe Bereiche nahe dem Werkzeug verformen stärker als umgebende Bereiche. Resultierender Gradient in eingetragener plastischer Oberflächenverformung bedingt Druck-Eigenspannungen nahe der Oberfläche.</p> <p>Zumeist biaxialer Druck-Eigenspannungszustand in oberflächennahen Bereichen, ausgleichende Zug-Eigenspannungen im Innern. Druck-Eigenspannungstiefen im Bereich <math>\mu\text{m}</math> bis mm.</p> <p>Höhere Behandlungsintensität verschiebt Eigenspannungstiefenverlauf zu höheren Eigenspannungen und/oder höheren Tiefen.</p>	 <p>Eigenspannungstiefenverläufe von 7075 Aluminium nach Kugelstrahlen (SP) und Festwalzen (DR, zwei verschiedene Walzkräfte).</p>

Folgende entscheidende Beiträge lassen sich damit für Eigenspannungen erster Art zusammenfassend ableiten:

- Thermische Spannungen [183]:
  - Schrumpfspannung nach globaler Wärmeeinwirkung: Rand erkaltet schneller als Kern, daher Kern unter Druck-Eigenspannung bis zur plastischen Stauchung. Gegenseitige Stützwirkung von Rand und Kern bedingt schließlich im Rand Druck-Eigenspannungen, im Kern Zug-Eigenspannungen.
  - Plastische Stauchung bei lokaler Wärmeeinwirkung (z.B. im Rand), ggf. mit Material-Evaporation: Plastische Stauchung und daher Zug-Eigenspannungen im lokalen Bereich.
  - Unterschiede in thermischer Ausdehnung zwischen lokalen Bereichen oder bei Schicht(en) und Substrat.
- Phasenumwandlung/Strukturumwandlung und/oder chemische Modifikation (Änderungen Zusammensetzung des Mischkristalls bzw. zusätzliche Seigerungen): Durch zumeist Volumenexpansion (Bsp. Martensitbildung, Legieren) Druck-Eigenspannungen im umgewandelten Bereich.
- Mechanische Spannung: Durch zumeist plastische Streckung von nur bestimmten Bereichen ergeben sich unter Stützwirkung der weiteren Bereiche Druck-Eigenspannungen.
- Tendenz bei Prozessen zu erhöhten Zugspannungen mit höherem Umformgrad (thermischer Einfluss oder Umformcharakteristik).

Klassische Nachbehandlungsverfahren zur Reduktion bzw. Homogenisierung von ungünstigen Eigenspannungszuständen finden sich neben einem Teil der Oberflächenbehandlungen in Form von Wärmebehandlungen, spanenden Zusatzbearbeitungen (z.B. Entlastungsbohrungen) sowie Recken. Ein weiteres Verfahren stellt die Vibrationsentspannung (VSR-Verfahren) dar [195]. Es besteht zudem eine wachsende Tendenz zur Prozessintegration. So wurde beispielsweise die Defokussierung eines Schweißlasers zur Eigenspannungsreduktion mittels Wärmebehandlung verwendet [196].

Es ist in der aktuellen Forschung ein stärker werdender Trend zur gezielteren Einbringung von insbesondere Makro-Eigenspannungen in den Produktionsprozess (Residual Stress Engineering)

erkennbar. Ein laufendes Schwerpunktprogramm der DFG (SPP 2013<sup>5</sup>) untersucht beispielsweise die Nutzung von umformtechnisch gezielt eingebrachten Eigenspannungen zur Eigenschaftsverbesserungen von Bauteilen sowie deren messtechnische Aufnahme und quantitative Vorhersage [197].

### 1.3 Werkstoffzustand nach additiver Fertigung

Additive Fertigung (Additive Manufacturing, AM; in der Praxis 3D-Druck) ist keiner der Fertigungshauptgruppen eindeutig zuzuordnen, wird jedoch zumeist dem Urformen zugeordnet [198]. Als „werkzeuglose Fertigung“ ist sie durch den automatisierten Aufbau von Volumenelementen oder Schichten aus rein digitalen 3D-Daten definiert.

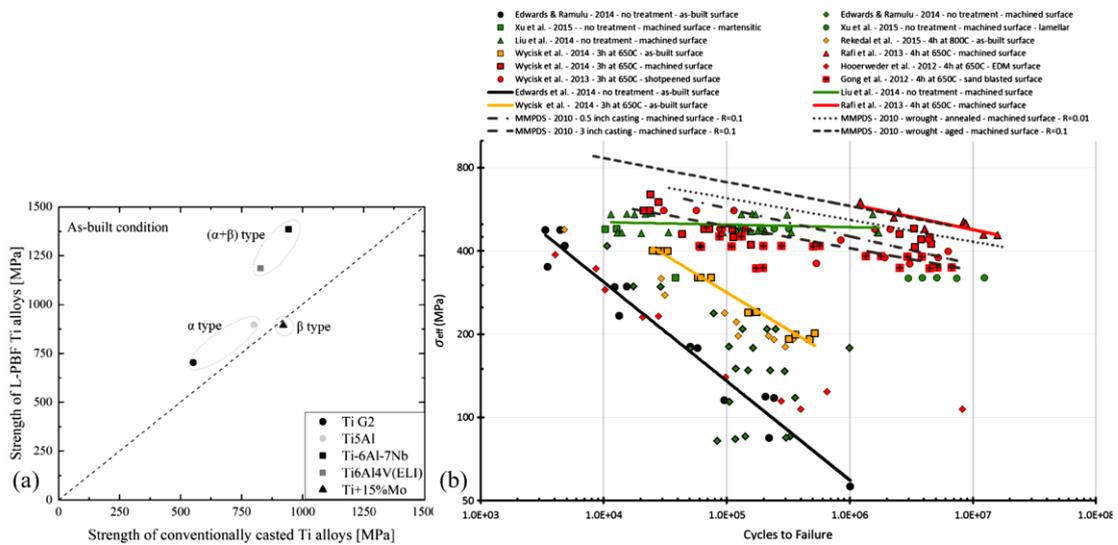
Die folgende Diskussion sei beschränkt auf die laserbasierten Methoden der additiven Fertigung von Metallbauteilen, im Wesentlichen aufgrund ihrer hohen großtechnischen Relevanz die Laserpulverbettbasierte AM (laser-based powder bed fusion, L-PBF bzw. PBF-LB, PBLF) sowie die abscheidungs-basierte AM (direct energy deposition, DED), wobei Letzteres auch die auf Laser Cladding basierende AM umfasst [199]. Die pulverbettbasierte PBF-Methode (Laser oder Elektronenstrahl als Wärmequelle) zeigte 2020 den größten AM-Marktanteil von 54 %, gefolgt von DED mit 16 % [7].

Statische mechanische Eigenschaften additiv hergestellter Bauteile sind insbesondere im as-built Zustand (ohne weitere Nachbehandlung) gegenüber konventionell gefertigten Bauteilen verbessert (feinere Mikrostruktur und Nichtgleichgewichtszustand durch schnelle Erstarrung), während dynamische Eigenschaften (Ermüdung) oft verschlechtert sind, was im Wesentlichen auf Defekte sowie die Eigenspannungssituation zurückgeführt wird [200,201], siehe *Abbildung 1-13* am Beispiel von Ti-Legierungen. Während *Abbildung 1-13 (a)* die meist verbesserten statischen Eigenschaften nach AM (as-built) zeigt, stellt *Abbildung 1-13 (b)* die Ermüdungseigenschaften von AM-Ti6Al4V im as-built Zustand (schwarze durchgezogene Linie), den verbesserten

---

<sup>5</sup> Gezielte Nutzung umformtechnisch induzierter Eigenspannungen in metallischen Bauteilen, seit 2017.

Ermüdungseigenschaften durch Nachbehandlungen (weitere durchgezogene Linien) sowie dem „Referenzzustand“ nach konventioneller Herstellung (gestrichelte Linien) gegenüber [202,203].



**Abbildung 1-13:** (a) Vergleich statischer mechanischer Eigenschaften von as-built L-PBF Ti-Legierungen [202] und (b) Vergleich von Ermüdungskurven (Wöhler-Kurven) von Ti6Al4V konventioneller Herstellung (gestrichelte Linien) sowie AM-Herstellung (durchgezogene Linien, mit und ohne thermische bzw. mechanische Nachbehandlung) [203]. Die schwarze durchgezogene Linie repräsentiert den as-built Zustand.

### 1.3.1 Eigenspannungszustand nach additiver Fertigung

Ursächlich für die Entwicklung von Eigenspannungen sind die Zyklen aus lokaler schneller Aufheizung eines Pulvers, Übergang in die Schmelze, Erstarrung und Abkühlung in Verbindung mit einer bereits erstarrten Schicht [202,204]. Aktuelle L-PBF Anlagen nutzen zumeist continuous wave (CW) Ytterbium dotierte Faser-Laser (Wellenlänge 1070 nm oder 532 nm) als Laserquelle [202]. Abkühl- und Erstarrungsraten liegen real gemessen am Beispiel Ti6Al4V im Bereich  $10^4$  bis  $10^5$  K/s bzw. 0,4 bis 0,5 m/s [205,206].

In den ersten experimentellen Arbeiten von Shiomi et al. wurde bereits die besonders an der Oberfläche des Probekörpers dominierenden Zug-Eigenspannungen sowie eine variierende Spannung in Viellagen-Baurichtung erfasst [207]. Prozessstrategie, Vorwärmung und Wärme-Nachbehandlung wurden dabei als spannungsreduzierend detektiert. Mercelis und Kruth beschrieben die Entwicklung der Eigenspannung folgendermaßen [208]:

- Von Umgebungsmaterial bei schneller Erhitzung gehinderte thermische Ausdehnung des Laser-Wechselwirkungsbereichs führt zu plastischer Stauchung (Überschreitung der Warmstreck-/Stauchgrenze) der obersten Schicht. Druck-Eigenstresszustand im erhitzten Zustand.
- Von Umgebungsmaterial gehinderte thermische Schrumpfung des Laser-Wechselwirkungsbereichs während schneller Abkühlung (Selbstabschreckeffekt der Probe) führt nach Abkühlung zu Zug-Eigenstressungen im Laser-Wechselwirkungsbereich sowie ausgleichenden Druck-Eigenstressungen in der Umgebung. Sog. Temperatur-Gradient-Mechanismus (TGM).
- Durch Umgebung gehinderte Kontraktion während der Erstarrung der Schmelze führt zu einer verstärkten Ausbildung der vorher genannten Schrumpfeigenstressungen.
- Spannungsrelaxation (Schrumpfung und Biegung) nach Teilentnahme (siehe auch [209]).

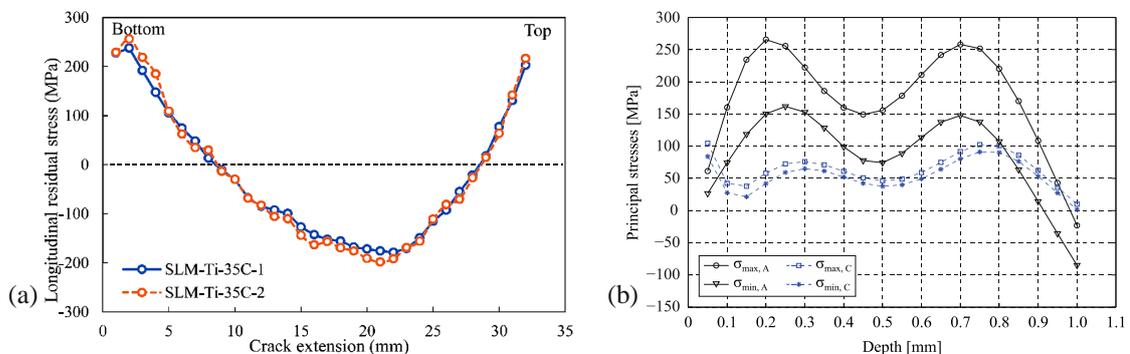
Sowohl Selective-Laser-Melting (SLM) als auch Selective-Laser-Sintering (SLS) unterliegen beide diesen Mechanismen, SLM zeigt durch die höhere Temperatur und damit auftretende Schmelzebildung grundsätzlich höhere Eigenstressungen [208].

Setzen aufgebaute Schichten aufeinander auf, setzt die oberste Schicht durch einsetzende Schrumpfung die unterliegenden Schicht(e)n unter Druck-Eigenstressung, zusätzlich treten Eigenstressrelaxationseffekte durch Temperatureinwirkung auf [210]. Durch Schichtaufbau und Scan-Richtung anisotroper biaxialer Spannungszustand mit meist komplexer Ausprägung innerhalb einer Scan-Schicht [204].

Betrachtet man den aufgebauten 3d-Körper, lässt sich aus der Literatur folgende Trends ableiten, siehe auch *Abbildung 1-14*:

- Zug-Eigenstressung an Top-Oberfläche (an oberster Schicht in Wachstumsrichtung meist am größten) und Unterseite, Druckspannung dazwischen [207,208], siehe auch *Abbildung 1-14 (a)*.
- Oszillatorische Eigenstresscharakteristik kann auftreten [211]. In dickeren mittels DED hergestellten Schichten wurden ebenfalls oszillatorische Verläufe gekoppelt an die Schichtentwicklung beobachtet [212], siehe auch *Abbildung 1-14 (b)*.

- Top-Oberfläche: Eigenspannung größer in Scan-Richtung (longitudinal) als quer dazu (transversal), da größere Schrumpfung möglich. An lateraler seitlicher Fläche größte Eigenspannung in Wachstumsrichtung [213].
- Lateraleigenspannungsverlauf im aufgewachsenen rechteckigen Körper zeigen tendenziell umgekehrte U-Verläufe nahe der Top-Oberfläche sowie U-Verläufe nahe der Basisplatte, dazwischen nehmen die Eigenspannungen wegen andauernder Aufheizung ab [214], für L-geformte Körper leicht adaptiert [215].
- Phasentransformationen (dann kompletter Bauteilquerschnitt) schwächen Zug-Eigenspannungen nur begrenzt ab [216].



**Abbildung 1-14:** (a) longitudinale Eigenspannungen (Crack Compliance Methode) von SLM Ti-Proben in Probenlängsrichtung von Probenunterseite (Bottom) zur Probenoberseite (Top) [217], (b) Haupteigenspannungen der as-built AlSi10Mg-Proben vor und nach Spannungsarmglühen (Top-Oberflächennaher Bereich; Parallelepiped 10 mm Dicke; Bohrlochmethode) [211].

Tabelle 1-4 zeigt die Auswirkung von wichtigen Prozess-Einflussgrößen auf den Eigenspannungszustand. Zu beachten ist hierbei, dass eine höhere Porenzahl und ggf. weitere Defekte Eigenspannungen grundsätzlich reduzieren [213].

## 1 – Stand der Forschung

**Tabelle 1-4:** Auswirkung von ausgewählten Prozessparametern auf die Eigenspannungsentwicklung beim SLM-Prozess.

<b>Parameter</b>	<b>Effekt</b>	<b>Literatur</b>
Raster-Strategie	Verändert Eigenspannungsverteilung und Anisotropie im Multischicht-Material. Insel-Scanmethode (Aufteilung in Sub-Bereiche) reduziert Scanlänge und damit Eigenspannungen. Schachbrett-Methode mit keinem eindeutigen Vorteil.  Hatch-Rotation verringert Eigenspannung und deren Anisotropie. Oft in Maschinen 67°; jedoch keine optimierte Rotation eindeutig in Literatur nachgewiesen.	[204,218–220]
Nachbehandlungs-Laserscan	Nachwärmung durch Laserscan verringert Eigenspannung durch Temperatureinwirkung.	[207]
Scan-Geschwindigkeit	Höhere Scangeschwindigkeit erhöht eingetragene Energiedichte und damit Eigenspannungen.	[210]
Zusammenhängende Scanlänge	Größere Scanlänge erhöht vor allem Zug-Eigenspannung in Scan-Richtung der obersten Schicht (Schrumpfung tritt vornehmlich in Scan-Richtung auf).	[210]
Energiedichte	Höhere Energiedichte erhöht Eigenspannungen, vor allem an der Top-Oberfläche (höherer thermischer Gradient sowie Poreneffekt).	[213,221]
Anzahl Schichten	Höhere Anzahl an Layer erhöht Zug-Eigenspannungen an der Top-Oberfläche und Druck-Eigenspannung darunter.	[208,210]
Schichtdicke/ Pulverschichtdicke	Größere Schichtdicken verringern Eigenspannungen, verringerter Eigenspannungsgradient zu tieferen Schichten.	[222]
Vorheizung der Basisplatte	Entscheidender Parameter; Vorheizung reduziert thermischen Gradienten und damit Eigenspannungen (Bsp. 40 %). Bei dickerer/steiferer Platte gleicher Effekt.	[207]
Supportstruktur	Vorhandensein erhöht Zug-Eigenspannungen (geringerer Wärmefluss und höherer thermischer Gradient). Ausnahme können schräge Strukturen darstellen.	[211]
Teile-Geometrie	Guter Wärmeabfluss reduziert Zug-Eigenspannungen. (Bsp. Halbkugel). Lokale Überhitzungen (z.B. Eckbereiche) erhöhen Zug-Eigenspannungen.	[202,223]

Strategien zur Reduktion von Eigenspannungen umfassen prozessbegleitende Maßnahmen (siehe einige Aspekte in Tabelle 1-4) sowie Postprocessing-Methoden (siehe Abschnitt 1.3.3). Weitergehende neuartige Prozessstrategien beschäftigen sich mit 3D-cold-spray-coating Prozessen, die aufgrund ausreichend beschränkter Temperatureinwirkung sogar Druck-Eigenspannungen bewirken können [224,225].

Eine zusammenfassende Übersicht sowie weitere Details zur Eigenspannungssituation in AM-Bauteilen und deren bereits für viele Fälle funktionierende Vorhersage/Simulation finden sich in der aktuellen Literatur [201,202,204].

### 1.3.2 Mikrostruktur und Rauheit nach additiver Fertigung

Im Gegensatz zu konventionell gefertigten Werkstoffen (Metalle) zeigen additiv hergestellte Werkstoffe (insb. L-PBF) deutliche Besonderheiten in Mikrostruktur und Rauheit. Es lässt sich ein komplexer Rauheitszustand feststellen, welche auf das Zusammenwirken mehrerer Prozesse und Skalen zurückgeführt werden kann [202,226]:

- Treppenstufen bei geneigten Flächen durch Schicht-Auftragung (Stair-step Effekt).
- Runde Partikel an Oberflächen durch:
  - Spritzen von Partikeln aus Schmelzbad und Umgebung auf oberste Flächen.
  - Adhäsion von Pulver-Partikeln bei seitwärts und unten gerichteten Flächen.
- Welligkeit aufgrund Übergänge durch:
  - Überlapp der Einzelspots innerhalb einer Scan-Spur.
  - Überlapp benachbarter Scan-Spuren.
  - Rückstoßdruck bei Vaporisierung und Marangoni-Effekt des Schmelzbades.
- Offene Poren an Oberflächen durch unvollständige Verschmelzung (lack of fusion).

Es lässt sich damit allgemein eine anisotrope Rauheit der 3D-Oberfläche und eine erhöhte Rauheit an seitlichen und nach unten gerichteten Flächen gegenüber nach oben gerichteten Flächen feststellen. Als Rauheitsparameter soll für die Diskussion in der vorliegenden Arbeit  $R_a$  betrachtet werden, da trotz seiner bekannt begrenzten Aussagekraft die bisher in der Literatur erfassten Korrelationen zu mechanischen Eigenschaften im Wesentlichen damit erfolgt sind und weitere Parameter zum Teil weniger eindeutige Tendenzen aufzeigen [227].

Rauheiten nach L-PBF sind typischerweise im  $R_a$ -Bereich von 5 bis 20  $\mu\text{m}$  [226], wobei durch Optimierung auch ein  $R_a$ -Bereich von 3 bis 5  $\mu\text{m}$  erreicht werden kann [228]. Prozessparameter beeinflussen grundlegend die Rauheit [229]. Praktisch relevant sind prozessintegriert äußere Kontur-Scans, die für eine Rauheitsminderung um Faktor zwei stehen. Artzt et al. zeigte jedoch auch, dass diese Rauheitsoptimierung im Gegensatz zur Eigenspannungsoptimierung stehen kann [230].

Mikrostrukturell bedingt der wiederholte thermischen Zyklus mit jeweils hohen anisotropen thermischen Gradienten und hoher Abkühlgeschwindigkeit typischerweise eine feine zellulare und/oder dendritische Mikrostruktur mit hohen intrinsischen Spannungen [200,202].

- Werkstoffe ohne Phasenübergang im festen Zustand (Bsp. Al-Legierungen): Konstitutionelle Unterkühlung bedingt (ggf. epitaktisches) Wachstum einer neuen Schicht in Form von Dendriten oder Zellstrukturen, abhängig von Temperaturgradient und Wachstumsgeschwindigkeit der erstarrten Phase. Die Abkühlgeschwindigkeit bestimmt die Feinheit der Struktur.
- Werkstoffe mit Phasenübergang im festen Zustand (Bsp. Ti6Al4V): Bei genügender Abkühlgeschwindigkeit Bildung von metastabilen martensitischen Phasen (v.a. Martensit), meist ausgehend von Korngrenzen der festen Hochtemperatur-Phase. Vorhandene Prozesswärme kann diese ggf. auflösen.

Des Weiteren können epitaktische Effekte (längliche (Austenit-)Körner größer als Schichtdicke, meist in Wachstumsrichtung), Fischgrätenmuster (senkrecht zur Wachstumsrichtung) etc. auftreten. Deren Orientierung hängt von den lokalen Wärmeübertragung ab, d.h. im Wesentlichen von der Scan-Strategie, den lokalen Bauteilabmessungen und dem Werkstoff selbst [231].

Defekte und Inhomogenitäten (meist anisotrop) innerhalb der Mikrostruktur [202,232,233]:

- Gitterfehler: Versetzungsstrukturen, Stapelfehler (spannungsinduzierte Zwillingsbildung möglich). Tendenziell höhere Gitterfehlerdichte.
- Risse.
- Inklusionen (z.B. Oxide) und weitere chemische Inhomogenitäten aufgrund Verflüchtigung aus sowie Diffusion im Schmelzbad.
- Poren (relevanteste):
  - Keyhole-Poren (eher rundere Form) durch Laser-Vaporisierung.
  - Lack-of-Fusion Poren (unregelmäßige Form mit eher schärferen Kanten) durch ungenügendes Schmelzen.
  - Bei Anwendung geänderter Kontur-Scanparameter besondere Ausprägung am Übergang zu inneren Scanspuren (Konturporen).
  - Poren durch Gaseinschluss oder Pulverbettausprägung (Füllung, Ebenheit).

Besonders oberflächennahe Poren unregelmäßiger Form beeinflussen das Ermüdungsverhalten negativ. Für Ti6Al4V wurden Porositäten (für Porengrößen größer 30  $\mu\text{m}$ ) kleiner 0,1 % bereits nachgewiesen [234,235].

Weitere Details zur Mikrostruktur finden sich in entsprechenden Literaturquellen [201,202]. Neben den vielfältigen Prozessparametern beim eigentlichen Schichtaufbau beeinflussen auch Vorverarbeitungsprozesse des/der Pulvers die Mikrostruktur und Rauheit des aufgebauten Bauteils.

### **1.3.3 Post-Processing nach additiver Fertigung**

Post-Processing Methoden sollen die in den vorangehenden Kapiteln 1.3.1 und 1.3.2 dargestellten ungünstigen Aspekte (Häufig Zug-Eigenstressungen mit Maximum an oder nahe der Oberfläche, erhöhte Oberflächen-Rauheit, Poren und weitere Defekte) kompensieren und auch die visuelle Qualität verbessern. Grundsätzlich werden thermische, mechanische, chemische und elektrochemische Verfahren unterschieden [202]. Es werden entweder komplette Bauteilvolumina oder nur Bereiche nahe der Oberfläche modifiziert, um eine Minderung von Rauheit, Eigenstressung und Gefüge-Defekte bzw. gar die Einstellung von oberflächennahen Druck-Eigenstressungen sowie eine Homogenisierung und ggf. Einstellung der Mikrostruktur (z.B. Auflösung mitunter unerwünschter Martensit- oder Korngrenzen-Phasen) zu erreichen. Verfahren zum reinen Entgraten sollen in der Diskussion nicht betrachtet werden.

Folgende Verfahren sind relevanter Stand der Technik bzw. Forschung [202,236,237]. Pulver- und Supportstruktur-Entfernung sind meist voranzuschließen.

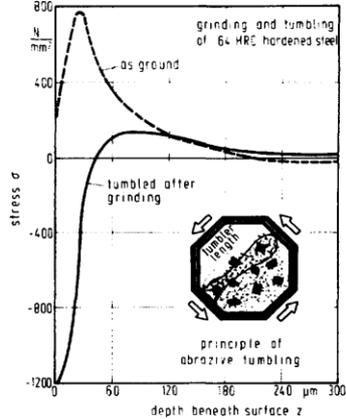
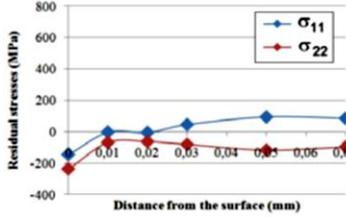
- Mechanische Verfahren: Änderung von Topografie und Eigenstressungen sowie Mikrostruktur (u.a. Defekte/Poren).
  - CNC-Bearbeitung: Fräsen, Drehen, Schleifen, etc.: Mechanischer Abtrag.
  - Gleitschleifen (Vibrationsschleifen, Trowalisieren, Streamfinishing) und Gleitpolieren: Schleifen/Polieren durch abrasives Medium (verschiedene Größen) in vibrierendem oder rotierendem Behälter, ggf. chemisch unterstützt.
  - Strömungsschleifen und -polieren (Extrudierhonen, Druckfließläppen, Abrasive Flow Machining): Hydraulisches Pumpen eines viskosen, abrasiven Mediums durch das Bauteil-Innere. Forschungsentwicklungen: Integrierte magnetische Partikel unter anliegendem Magnetfeld sowie hydrodynamisches Schleifen durch Kavitation.

- Sandstrahlen/Kugelstrahlen: Plastische Zug-Verformung und/oder Abrasion durch auftreffende Partikel.
- Ultraschall-Kugelstrahlen und Maschinelles Oberflächenhämmern.
- Chemische/elektrochemische Verfahren: Änderung von Topografie.
  - Chemisches Ätzen und Polieren (Chemisches Aufhellen, Glanztauchen): Stromlose Behandlung, Ätzen bei erhöhter Temperatur (Zeit im Stundenbereich), Polieren (kurze Einwirkzeit, meist Lösung aus Säure, Wasserstoffperoxid und Stabilisator).
  - Elektrochemisches Polieren (ECP, Elektropolitur) und elektrolytisches Plasmapolieren: Einebnen durch elektrolytische Zwischenschicht oder Plasmaentwicklung (durch Kurzschlüsse) bei jeweils anodisch gepoltem Teil.
  - Chemische Zerspanung: Funkenerosion (( $\mu$ )EDM, kleiner Kraterüberlapp).
- Thermische Verfahren: Änderung von Topografie und Eigenspannungen sowie Mikrostruktur (u.a. Defekte/Poren).
  - Wärmebehandlung: Spannungsarmglühen, Rekristallisation, Lösungsglühen Alterung, mit definierter Abkühlung zur gezielten Mikrostrukturbeeinflussung und Homogenisierung (damit auch mechanischer Eigenschaften).
  - Heißisostatisches Pressen (HIP): Temperatureinwirkung bei isotroper Inertgas-Druckbeaufschlagung zur Schließung von internen geschlossenen Poren und Homogenisierung, oberflächennahe Poren (z.T. auch geschlossene) verbleiben.
  - Laser-Polieren: Makro- (cw-Laser) bzw. Mikro-Polieren (Kurzpulslaser), Makro-/Mikro-Schmelzbad füllt durch Oberflächenspannung und Kapillardruck insbesondere Rauheitstäler auf, dabei kein Verlust von Material.
  - Laser-Wiederaufschmelzen: Erneuter Scan der L-PBF cw-Prozesslaser (Pulsdauer meist im ms-Bereich) ohne neue Pulverschicht.
  - Laser Ablation (weniger eingesetzt): Ultrakurzpulslaser-Einwirkung.
- Beschichten (seltener): Kaltgasspritzen von  $\mu\text{m}$ -/nm-Pulvern, Anodisieren (Oxidschicht-Verstärkung).
- Verschiedene Hybridprozessversionen, z.B. Wärme- und HIP-Behandlung.

*Tabelle 1-5* zeigt wesentliche Merkmale der Verfahren in Bezug auf Anwendbarkeit komplizierter Geometrien, Rauheitsänderung sowie die Beeinflussung der Makro-Eigenspannungen.

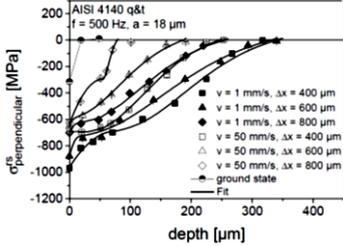
# 1 – Stand der Forschung

**Tabelle 1-5:** Relevante Nachbehandlungsmethoden mit ausgewählten Eigenschaften. Daten der End-Rauheit basieren auf repräsentativ-optimierter Basis des Werkstoffes Ti6Al4V nach L-PBF, gemäß Verfügbarkeit. Daten der Makro-Eigenspannungen basieren ähnlich *Tabelle 1-3* auf Nicht-AM-Stahlwerkstoffen. Ausgangszustand der Makro-Eigenspannungen nach AM, siehe *Abschnitt 1.3.1*.

Verfahren	3D-Anwendung? <sup>6</sup>	Rauheit / $\mu\text{m}$ (Ursprung) und Porosität	Makro-Eigenspannung
CNC-Bearbeitung [14,238]	begrenzt	$R_a = 0,30$ (17,9); nach Fräsen schließt Oberflächenporen	siehe <i>Tabelle 1-1</i> , Beispiel Fräsen
Gleitschleifen/ -polieren [13,14,239]	gut gegeben, bis auf engste Bereiche	$R_a = 0,9$ (17,9) öffnet Oberflächenporen	 <p>Makro-Eigenspannungen von gehärtetem Stahl nach Gleitschleifen.</p>
Strömungsschleifen/ -polieren [240–242]	sehr gut gegeben	5 Durchläufe: $R_a = 7,09$ 80 Durchläufe: $R_a = 0,27$ (13,97) öffnet Oberflächenporen	 <p>Makro-Eigenspannungen von gehärtetem Stahl nach EDM und Strömungsschleifen.</p>
Sandstrahlen/ Kugelstrahlen [14,243]	stark begrenzt, nur Außenbereich	$R_a = 3,36$ (6,83) schließt Oberflächenporen	siehe <i>Tabelle 1-1</i> , Beispiel mechanische Oberflächenbehandlung

<sup>6</sup> Bearbeitungen auch insbesondere von innenliegenden Oberflächen und engen Kanälen/Bereichen.

1 – Stand der Forschung

<p>Ultraschall-Kugelstrahlen und Maschinelles Oberflächen-hämmern [63,244]</p>	<p>stark begrenzt, nur Außenbereich</p>	<p><math>R_a = 1,28 (5,80)</math> schließt Oberflächenporen</p>	 <p>Makro-Eigenspannungen bei verschiedenen Vorschüben und Überlappungen nach Piezo Hammer-Peening.</p>
<p>Chemisches Ätzen und Polieren [11,245]</p>	<p>voll gegeben</p>	<p><math>R_a = 1,69 (3,99)</math> öffnet Oberflächenporen</p>	<p>keine relevante Änderung.</p>
<p>Elektrochemisches Polieren [11,243,246,247]</p>	<p>voll gegeben</p>	<p><math>R_a = 0,54 (6,83)</math> öffnet Oberflächenporen</p>	<p>keine relevante Änderung.</p>
<p>Chemische Zerspanung [248]</p>	<p>begrenzt, abhängig von Elektroden-Zustellung</p>	<p><math>R_a = 4,6</math> (grob) <math>R_a = 0,8</math> (fein) (14,7)</p>	<p>siehe <i>Tabelle 1-1</i>, Beispiel Funkenerosion</p>
<p>Wärmebehandlung</p>	<p>voll gegeben</p>	<p>keine Änderung keine wesentliche Änderung</p>	<p>Spannungsrelaxation; bei schneller Abkühlung, siehe auch <i>Abschnitt 1.2.2</i>.</p>
<p>HIP-Behandlung [243,249]</p>	<p>voll gegeben</p>	<p>keine wesentliche Änderung Bsp.: <math>R_a = 5,07 (6,83)</math> schließt Poren</p>	<p>Spannungsrelaxation.</p>
<p>Laserpolieren [16,37,250]</p>	<p>begrenzt von Zugänglichkeit</p>	<p><math>S_a = 3,45 (21,20)</math> <math>S_a = 0,375 (5,226)</math> schließt Oberflächenporen</p>	<p>siehe <i>Tabelle 1-1</i>, Beispiel Laser-Oberflächenbearbeitung</p>
<p>Laser-Wiederaufschmelzen</p>	<p>siehe Laserpolieren</p>		
<p>Laser-Ablation [251]</p>	<p>begrenzt von Faserführung</p>	<p><math>R_a = 0,82 (4,22)</math></p>	<p>siehe <i>Tabelle 1-1</i>, Beispiel Laser-Oberflächenbearbeitung</p>
<p>Laser Peening [252–254]</p>	<p>Bis 60° Einfallswinkel keine Änderung. Optische Faserführung möglich</p>	<p>0,704 (0,419) Nur verfügbar für TC Titan  Insbesondere LSPwC schließt oberflächennahe Poren.</p>	<p>Siehe <i>Abschnitt 1.1.2</i></p>

Die Arbeiten an AM-Werkstoffen im Bereich Laser Peening sind generell auf wenige Werkstoffe und eine geringe Anzahl beschränkt. Weitergehende Details zu Post-Processing Verfahren sind den in *Tabelle 1-5* angegebenen Literaturquellen zu entnehmen.

Über Rauheitsminderung und generell Abnahme/Umkehrung der Makro-Eigenspannungen an der Oberfläche hinaus sind bisher ausschließlich vereinzelt Ansätze für Funktionalisierungen von (metallischen) AM-Oberflächen im Fokus:

- Biokompatibilität durch
  - Kornfeinung (Nanokristallinität), Druck-Eigenspannungen sowie Härtesteigerung mittels Kugelstrahlen und Ultrasonic Nano-Crystal Surface Modification [255]. Bei Implantat-Werkstoffen (v.a. Ti und Mg) bereits nachgewiesen [256], bei AM noch nicht gezeigt [243].
  - durch Beschichtung (Anodisieren) [257].
- Eigenspannungszustand und Oberflächenmikrostruktur, prozessintegriert nach jedem Schichtaufbau: Genaue Betrachtung der Druck-Eigenspannung im Bauteil notwendig.
  - Laser Peening [258]. Unterschiedliche Laser benötigt (AM-Laser meist im ms-Pulsdauerbereich, kein Top-Hat-Profil).
  - Festwalzen [259]: Weitere Werkzeugstation nötig.
- Oberflächentopografie:
  - Direkte Laser-Interferenzstrukturierung mittels nano-DLIP [18]. Nachteile sind überlagerte Ausgangs-Rauheit der additiven Fertigung, Zug-Eigenspannungen.
  - Femtosekundenlaser-Beschuss. Durch Mikro-Löcher-Anordnung und laser induced periodic surface structures (LIPSS-Strukturen) Veränderung von Benetzungseigenschaften [251].
  - Direktfabrikation von (groben) Oberflächenstrukturen beim Elektronenstrahlschmelzen (EBM). Bessere Adhäsions- und Fügeigenschaften zu Polymeren [260].

Damit lässt sich abschließend ableiten, dass die verfügbaren Post-Processing-Methoden hauptsächlich eine gezielte Änderung von Rauheit und Mikrostruktur induzieren. Die Änderung der Makro-Eigenspannung stellt sich (ggf. mit Ausnahme des Kugelstrahlens bei höheren Strahlintensitäten) als begrenzt da. Damit verknüpft ist ebenfalls eine darüber hinaus nur

begrenzte Steigerung der Ermüdungsfestigkeit. Auch ist die Funktionalisierung bisher nur in einzelnen Ansätzen verfolgt und betrachtet als solches nicht die Makro-Eigenspannungssituation. Des Weiteren sind zur Modifizierung aller der drei Eigenschaften meist getrennte Post-Processing-Methoden erforderlich.

## 1.4 Präzisierte Aufgabenstellung

**Aus dem Stand der Forschung ergibt sich:**

- Laserbasierte Material-/Oberflächenbearbeitung (*Abschnitt 1.1*):
  - Laserprozesse haben große Industrierelevanz für die Materialbearbeitung.
  - Mechanische Oberflächenbehandlungen stellen die einzigen bisher verfügbaren Nachbehandlungsmethoden zur Steigerung statischer und dynamischer Festigkeit dar.
  - LSP bewirkt besonders tiefe Eigenspannungen (mm-Bereich), geringe Verformung sowie geringe Änderung der Rauheit.
  - Es existiert keine Untersuchung aller für Ermüdung relevanten Eigenschaften an AM-Bauteilen aus Ti6Al4V nach Laser-Peening, insbesondere nicht für rauere AM-Oberflächen.
  - DLIP erzeugt Oberflächenstrukturierungen im unteren  $\mu\text{m}$ -Bereich.
- Eigenspannungen und Ermüdung (*Abschnitt 1.2*):
  - Makro-Eigenspannungen nach Fertigungsprozessen sind von großer Bedeutung für Ermüdungseigenschaften. Vorzeichen, Betrag und Tiefenwirkung sind abhängig von Prozessparametern. Häufig treten nach industriellen Fertigungsprozessen ungünstige oberflächennahe Zug-Eigenspannungen auf.
  - Das Ermüdungsverhalten ist abhängig von Makro-Eigenspannung, Mikro-Eigenspannung/Mikrostruktur sowie Oberflächenrauheit.

- Im Bereich der laserbasierten Oberflächenbearbeitung sind grundsätzlich Zug-Eigenspannungen zu erwarten. Im Bereich der Strukturierung (z.B. DLIP) sind keine repräsentativen Untersuchungen zur Eigenspannungsentwicklung vorhanden.
- AM-Prozess (*Abschnitt 1.3*):
  - Statische mechanische Eigenschaften sind bei AM gefertigten Bauteilen durch Feinheit der Mikrostruktur im gegebenen Nichtgleichgewichtszustand der schnellen Erstarrung gegenüber konventioneller Herstellung verbessert. Ermüdungseigenschaften sind meist von oberflächennahen Zug-Eigenspannungen und Poren sowie weiteren Defekten geprägt und damit der konventionellen Herstellung unterlegen.
  - Etwaige Martensit-Umwandlungen gleichen die thermisch begründeten Zug-Eigenspannungen nicht aus.
  - Thermische Nachbehandlungen verbessern das Ermüdungsverhalten und verringern die auftretenden Zug-Eigenspannungen.
  - Es liegt allgemein ein komplexer Zustand von Rauheit, Mikrostruktur und Makro-Eigenspannungen vor.
  - Es liegen wenige Untersuchungen im Bereich Laser Peening an AM-Bauteilen vor, vor allem an Ti6Al4V (wichtig für Weltraum-Anwendungen).
  - Rauheits- und Eigenspannungsoptimierung sind gegensätzlich.
  - Unter den verfügbaren Nachbehandlungsverfahren für AM-Werkstoffe existiert kein gezieltes Verfahren zur Kombination von tiefen oberflächennahen Druck-Eigenspannungen und topographischer Oberflächenfunktionalisierung.

**Fokus dieser Arbeit:**

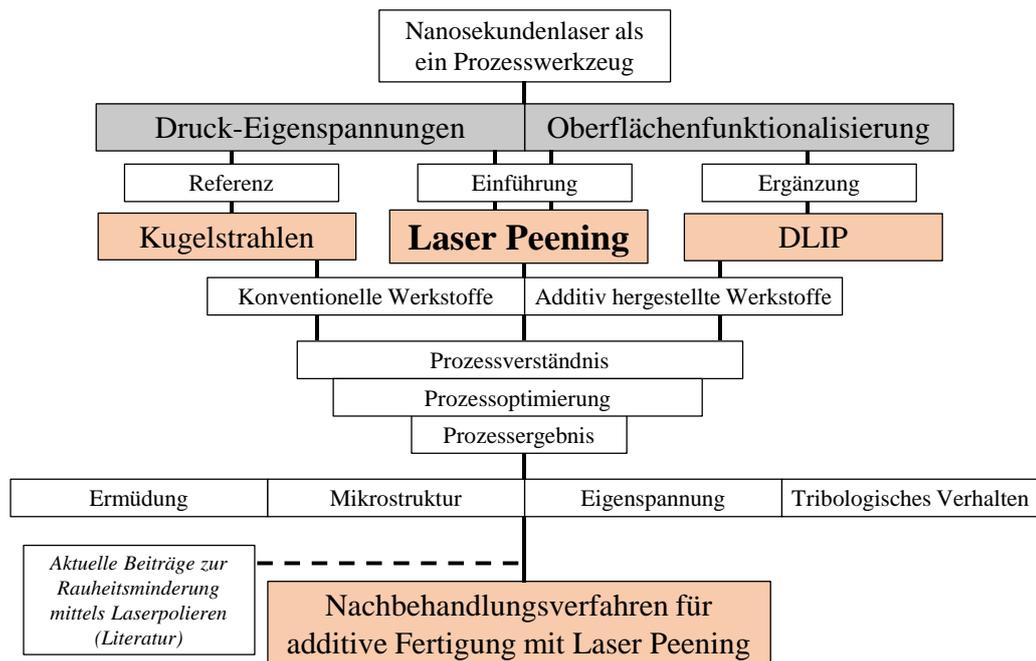
Die **Zielstellung** der vorliegenden Arbeit ist ein Beitrag zur gezielten Nachbehandlung von AM-Bauteilen sowie dem Verständnis der relevanten Mechanismen. Diese Nachbehandlung soll erstmals die Kombination aus gesteigerter Ermüdungsfestigkeit durch tiefe oberflächennahe Druck-Eigenspannungen und Oberflächen-Funktionalisierung auf der  $\mu\text{m}$ -Skala ermöglichen. Dabei sollen folgende Aspekte einfließen:

- Laser Peening zur Einbringung von tiefen Druck-Eigenspannungen.
- Direkte Laser-Interferenzstrukturierung zur Oberflächenfunktionalisierung.
- Verknüpfung der beiden Verfahren für nur ein Prozesswerkzeug.
- Stetiges Referenzieren zu konventionell hergestellten Werkstoffen.

Folgende **offene Fragen** sollen beantwortet werden:

- Kann eine Nachbehandlungsmethode für (AM-)Werkstoffe für Druck-Eigenspannung und Funktionalisierung mit nur einem Prozesswerkzeug erreicht werden und welche Effekte sind hierbei erzielbar?
- Welche Besonderheit(en) zeigt die LSP-Bearbeitung von AM-Bauteilen (am Beispielwerkstoff Ti6Al4V mit einfacher Probengeometrie) auf Makrospannungs-, Mikrospannungs- sowie Gefügebene, auch im Vergleich zu konventionell hergestellten Werkstoffen?
- Können noch offene, jedoch für den LSP-Prozess relevante Aspekte weiter aufgeklärt und zur Prozessoptimierung für verbesserte Ermüdungseigenschaften genutzt werden?

*Abbildung 1-15* zeigt schematisch die daraus abgeleitete Übersicht der vorliegenden Arbeit.

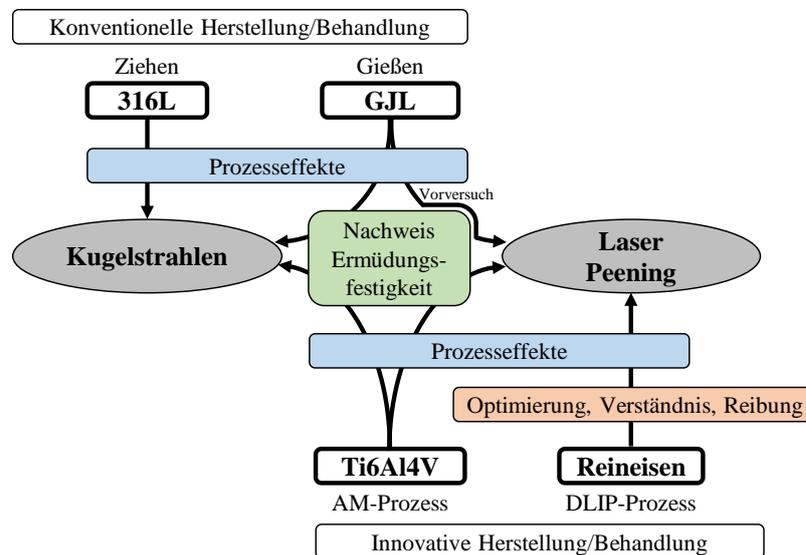


**Abbildung 1-15:** Schaubild zur Übersicht und Einordnung der vorliegenden Arbeit. Ein Prozesswerkzeug (Nanosekundenlaser) soll als Basis für Laser Peening und DLIP zur gezielten Beeinflussung von Druck-Eigenspannungen und Funktionalisierung für AM-Werkstoffe herangezogen werden. Konventionelle Werkstoffe und Kugelstrahlen sollen der Referenzbildung dienen. Relevante Eigenschaften zeigen die Anwendbarkeit als Nachbehandlungsverfahren für AM-Werkstoffe.

## 2 Probenmaterial und Methodik

### 2.1 Materialherstellung und Präparationsmethodik

In der vorliegenden Arbeit wurden die konventionellen Werkstoffe Gusseisen/Stahl, das Modellmaterial Reineisen und eine für die additive Herstellung geeignete Titanlegierung mit komplexer Mikrostruktur verwendet. In *Abbildung 2-1* erfolgt eine Darstellung der allgemeinen Systematik der verwendeten Probenmaterialien und der durchgeführten Oberflächenbehandlungen und weiteren Untersuchungen.



**Abbildung 2-1:** Systematik der verwendeten Materialsysteme mit Herstellung, Behandlung sowie Materialkonventioneller Art (links) sowie innovativer Art (rechts). Unter den Untersuchungen (farbige Boxen) erfolgen Untersuchung von Prozesseffekten bei jedem der Materialsysteme, wohingegen die Prüfung der Ermüdungsfestigkeit nur an ausgewählten Materialsystemen vorgenommen wurde. Referenzproben wurden bei jedem Material mitberücksichtigt.

Ein direkter Vergleich von Laser Peening und dem Referenzprozess Kugelstrahlen erfolgte mit den Materialsystemen Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL) für die konventionelle und Ti6Al4V für die innovative Materialherstellungs- und Oberflächenbehandlungsseite. Weitere Detailcharakteristika zu beiden Oberflächenbehandlungsprozessen, die dem Verständnis der Prozesseffekte sowie im Falle von LSP ebenfalls der Prozessoptimierung dienten, wurden durch die einphasigen Materialsysteme 316L-Stahl und Reineisen herausgearbeitet.

### 2.1.1 Herstellung der Probensysteme

Als Werkstoff aus konventioneller industrieller Herstellung wurde aufgrund seiner Preis- und Eigenschafts-Relevanz in der Gießerei-Industrie (Bsp. Zylinderkurbelgehäuse) **Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL 250)** gewählt. Folgende Proben wurden in Projekt-Kooperation mit der ehemaligen Firma Neue Halberg-Guss GmbH im Sandguss-Verfahren im Rahmen der Produktion eines Zylinderkurbelgehäuses herausgetrennt:

- **Mikrostrukturproben:**
  - Quaderform, Größe 20 x 20 mm<sup>2</sup>, Dicke 10 mm, Ziel: LSP- und SP-Mikrostruktur-Evaluation im repräsentativen Volumen-Scanbereich.
  - Almen-Plättchen, Form A, Größe 76,2 x 18,9 mm, Dicke 1,3 mm, Ziel: Mikrostrukturevaluation mit verstärkter Biegeverformung nach Strahlen.
- **Ermüdungsproben:** Rundzugproben, Länge 120 mm, kleinster Durchmesser 8 mm, Ziel: Prüfung der Ermüdungsfestigkeit nach SP.

Ziel war das Erreichen einer möglichst homogenen Mikrostruktur. Die Dicke der Proben entspricht 10 mm bzw. 8 mm, um eine relevante Biegung nach dem SP- und LSP-Prozess durch ausreichende Steifigkeit zu vermeiden.

Die Mikrostrukturproben wurden vor der Oberflächenbehandlung ohne Einbettung per Hand mit der in *Tabelle 2-1* gelisteten Präparationsroutine bis zur 1 µm Stufe präpariert, um Restverformung durch den Trennprozess aus oberflächennahen Bereichen zu entfernen. Nach den Oberflächenbehandlungen erfolgte eine Querschnittspräparation analog *Tabelle 2-1* im eingebetteten Zustand (Struers EpoFix), um randscharfe sowie feinpolierte und verformungsfreie Oberflächen zu erhalten. Hierzu wurde eine Gesamtprozedur entwickelt, welche auch als Vorlage für weichere eisenbasierte Werkstoffe eine EBSD (Elektronenrückstreubeugung) fähige Präparation erlaubt [261]. Die Ermüdungsproben wurden mit Feindreihen als letztem Prozessschritt hergestellt.

**Tabelle 2-1:** Präparationsverfahren für die GJL-Mikrostrukturproben zur Querschnittspräparation [261]. Alle Produktnamen der Schleif- und Polierscheiben entstammen der Firma Struers.

	Schritt	Scheibe	Prozessmedium	Zeit	Rotation	Kraft	
1.	Schleifen	SiC 320	Dest. Wasser	1 min	Gegen UZS	25 N	
2.	Polieren	MD-Allegro	9 µm Suspension	5 min		150 U/min	30 N
3.		MD-Dac	6 µm Suspension	8 min		120 U/min	30 N
4.		MD-Mol	3 µm Suspension	6 min			30 N
5.		MD-Nap	1 µm Suspension	2 min			20 N
6.		MD-Chem	OPS Suspension	1 min		90 U/min	20 N
		MD-Chem	Dest. Wasser	1 min			20 N

Proben aus **Reineisen** (Saarstahl AG, C2C X23, warmgewalzter Rundstab mit Ø25 mm) wurden als einphasiges Modellmaterial mit homogener Mikrostruktur für die durchgeführten Oberflächenbearbeitungen gewählt. Durch die sehr geringe Härte kann eine große Verformbarkeit und damit Sichtbarkeit der plastischen Verformung v.a. durch LSP erwartet werden. Aufgrund von Dauerfestigkeitsprüfungen wurde auch auf eine ausreichende Materialverfügbarkeit geachtet.

Folgende Probenzustände wurden herausgetrennt und anschließend spannungsarm gegläht:

- **Mikrostrukturproben:** Quaderform, Größe 20 x 20 mm, Dicke 10 mm, Ziel: Mikrostruktur-Evaluation LSP im repräsentativen Volumen-Scanbereich.
- **Mikrostrukturproben mit Oberflächen-Funktionalisierung:** Abmessung s.o., mit DLIP-Oberflächenfunktionalisierung, Ziel: Untersuchung des Einflusses der Eigenspannungen auf Reibeigenschaften.
- **Makro-Biegeproben:** Quaderform, Größe 42 x 5 x 3 mm<sup>3</sup>, Ziel: Bestimmung der Biegespannung über dem Biegequerschnitt.
- **Mikro-Ermüdungsproben:** Flachzugproben, Länge 25 mm, kleinster Bereich 8 mm, Dicke 500–550 µm. Ziel: Trennung von LSP Makro- und Mikro-Eigenspannungen.

Mikrostrukturproben wurden vor der LSP-Behandlung ohne Einbettung gemäß *Tabelle 2-2* von Hand präpariert und nach der Behandlung randscharf im Querschnitt des Bearbeitungsbereichs im eingebetteten Zustand (Struers EpoFix und SCANDIA Typ M Härte-Angleicher). Nach Präparation wurden die Querschnittsproben ausgebettet. Zur Verbesserung der Qualität für EBSD-Messungen (sehr weiches Material) wurde in Kooperation mit den Firmen Gatan und EDAX eine Querschnitts-Ionenpolitur nachgeschaltet.

**Tabelle 2-2:** Präparationsverfahren für Reineisenproben (Oberflächen- und Querschnittspräparation), Anlehnung an Tabelle 2-1. Alle Produktamen der Schleif- und Polierscheiben entstammen der Firma Struers.

	Schritt	Scheibe	Prozessmedium	Zeit	Rotation		Kraft
1.	Schleifen	SiC 320	Dest. Wasser	30 s	Gegen UZS	240 U/min	25 N
2.		SiC 600					
3.		SiC 1200					
4.		SiC 2500					
5.	Polieren	MD-Dac	6 µm Suspension	5 min		150 U/min	30 N
6.		MD-Mol	3 µm Suspension	6 min			
7.		MD-Nap	1 µm Suspension	5 min			
8.		MD-Chem	OPS Suspension	1 min			20 N
		MD-Chem	Dest. Spülwasser	1 min			

Mikro-Ermüdungsproben wurden mittels Drahterosion parallel zur Bearbeitungs-Oberfläche aus den Tiefenbereichen 0 bis 600 µm, 600 bis 1200 µm sowie einem unbehandelten Referenz-Bereich aus der Rückseite herausgetrennt und nur vorsichtig von beiden Seiten mit 9 µm Suspension poliert (MD-Largo, 200 U/min), aufgeklebt auf einem Struers AccuStop Keramik-Probenhalter.

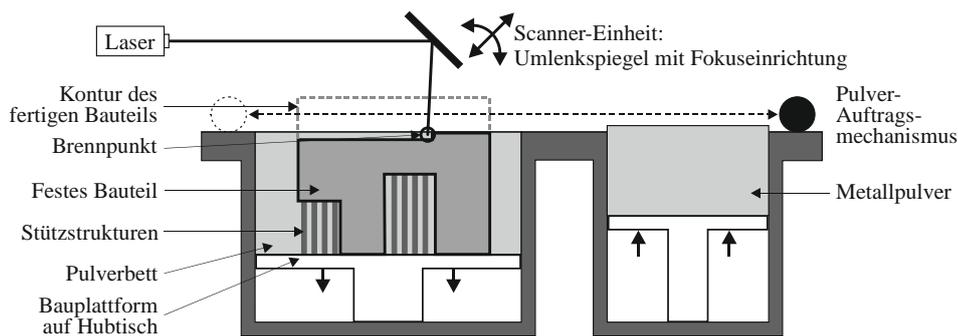
Proben aus **316L-Stahl** wurden, in Projektkooperation mit Universität Politecnico Milano, Italien, durch die Firma Sermac Acciai, Italien, bereitgestellt und als weiteres Modellmaterial aus konventioneller Herstellung ausgewählt. Im Gegensatz zu GJL handelt es sich um einen einphasigen austenitischen Stahl, welcher zur verformungsbedingten Martensitbildung neigt. Folgende Probe wurde verwendet:

- **Mikrostrukturproben:** Zylinderform, Durchmesser 10 mm, Dicke 8 mm, Ziel: Mikrostruktur-Evaluation nach SP-Prozess im repräsentativen Volumen-Scanbereich.

Die Probenoberfläche wurde bereits grobpoliert bereitgestellt und so zur Oberflächenbehandlung verwendet, Präparation des Querschnitts erfolgte in Einbettung (Cloeren Technology WEM-REM) analog *Tabelle 2-1*.

Als Modellwerkstoff zur innovativen technischen Anwendung wurde aufgrund seiner Relevanz und Eigenschaften im Bereich der Additiven Fertigung die **Titan-Legierung Ti6Al4V** ausgewählt. Am Ende der Herstellung liegen die Phasen  $\alpha$  und  $\beta$  in der Mikrostruktur vor. Während der Hauptbedarf dieser heute populärsten (50 % Anteil) und bereits 1954 entwickelten Ti-Legierung vor allem bei Luft- und Weltraumanwendungen [262,263] liegt, setzen auch die Industriebereiche Schifffahrt, Automobil, Energieerzeugung, Chemie und Biomedizin auf den

Werkstoff [264] mit seiner exzellenten Kombination aus geringer Dichte, hoher Festigkeit, Duktilität, Bruchzähigkeit und Hochtemperaturfestigkeit, hoher Biokompatibilität und Korrosionsbeständigkeit bei guter Verarbeitbarkeit [262,265]. Die Herstellung erfolgte mittels Selektivem Laserschmelzen (SLM), siehe Relevanz-Hintergrund in Abschnitt 1.3.1 sowie schematische Darstellung in *Abbildung 2-2*, auf einer Renishaw AM250 Anlage, in Projekt-Kooperation mit dem Advanced Center for Aerospace Technologies (CATEC, Sevilla, Spanien).



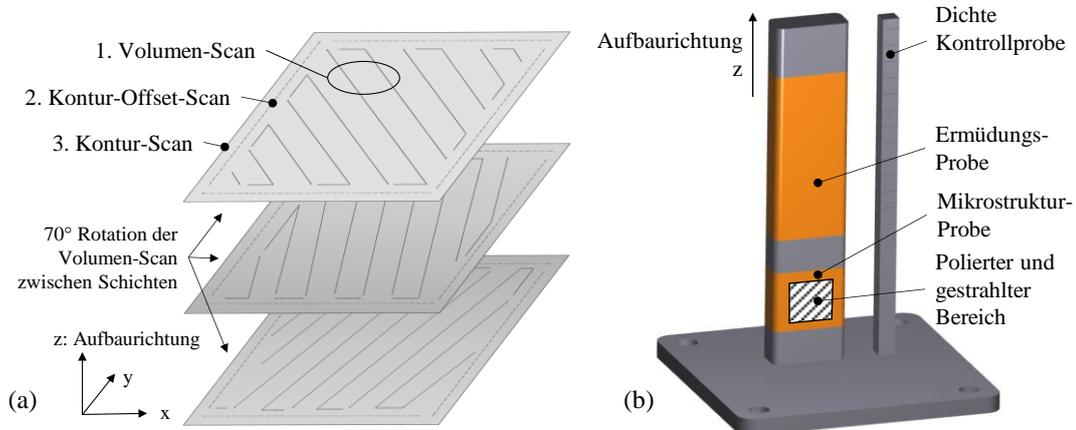
**Abbildung 2-2:** Schematische Darstellung des SLM-Prozesses zur Herstellung von Ti6Al4V im Pulverbett. Der Aufbau erfolgt schichtweise durch Pulverauftrag und gezielt lokales Laser-Pulveraufschmelzen und Festkörpererstarren. Orientiert an [198].

Aufgrund der hohen Oxidationsempfindlichkeit von Ti6Al4V wurde die Prozesskammer nach dem Evakuieren mit inertem Ar-Gas beaufschlagt. Die Details zur Scan-Strategie zeigt schematisch *Abbildung 2-3 (a)* sowie in Form der quantitativen Prozessparameter *Tabelle 2-3*.

**Tabelle 2-3:** Relevante Parameter der SLM-Herstellung von Ti6Al4V.

Parameter	Scans		
	Volumen-Scan	Kontur-Offset-Scan	Kontur-Scan
Volumetrische Energiedichte (J/mm <sup>3</sup> )	~40	~40	~15
Laser Leistung Output (W)	200	100	100
Laser Scan-Geschwindigkeit (ms <sup>-1</sup> )	0,86	0,44	1,125
Hatch Abstand (µm)	95	93	n/a
Schichtdicke (µm)	60	60	60
Vorheizung Substrat (°C)	150	150	150

Zunächst baute ein Volumen-Scan das Schichtinnere mäanderförmig auf, gefolgt von benachbarten Schichten, welche zur Verzugs-Minimierung und Mikrostrukturhomogenitäts-Optimierung um 67° gegenüber der Ursprungsschicht gedreht sind. Schließlich verbesserten der Kontur-Offset- und Kontur-Scan das Oberflächen-Finish.



**Abbildung 2-3:** (a) mändelförmige SLM-Scan-Strategie zum Aufbau einer Schicht in z-Richtung, verbunden mit äußeren Kontur-Scans für besser Oberflächenqualität; (b) as-built-Gesamtprobenaufbau auf Grundplatte mit Ermüdungs-, Mikrostruktur- sowie Dichte Kontrollprobe. Im Original veröffentlicht in [266].

Abbildung 2-3 (b) stellt die relevanten Probentypen im Kontext des Gesamtbauteils dar:

- **Mikrostrukturproben:** Quaderform, Größe 20 x 20 mm<sup>2</sup>, Dicke 10 mm, Ziel: Mikrostruktur-Evaluation ausschließlich im repräsentativeren Volumen-Scanbereich.
- **Ermüdungsproben:** Quaderform, Größe 70 x 15 mm<sup>2</sup>, Dicke 10 mm, Ziel: Prüfung der Ermüdungsfestigkeit mit gegebener Gesamtprozess-Mikrostruktur.
- **Dichte Kontrollprobe:** Kontrolle der Prozessqualität mittels Radiographie-Messung.

Die Dicke aller Proben entspricht ca. 10 mm, um eine relevante Biegung insbesondere nach LSP durch ausreichende Steifigkeit zu vermeiden. Alle Ermüdungs- und Mikrostrukturproben wurden in einem Batch auf gemeinsamer Grundplatte gefertigt, um vergleichbare Mikrostrukturen innerhalb der As-Built-Proben sowie zwischen den As-Built-Proben zu gewährleisten. Als Nachbehandlung erfolgte ein Spannungsarmglühen unter inerter Ar-Atmosphäre mit 90 min Aufheizphase auf 730 °C ± 10 °C, 2 h isothermer Haltephase sowie langsamer Ofenabkühlung, gefolgt von einer Strahlbehandlung zur Reinigung. Letztere wurde mit Glas-Mikrokugeln in Normalen-Richtung zur Probenoberfläche mit 30 mm Abstand mit 5 bar Druck 15 s lang durchgeführt.

Die Aufbauichtung der Proben orientierte sich an einem möglichst einfachen Prozess sowie der potenziell geringeren Ermüdungsfestigkeit der Ermüdungsproben [238,267]. Sie wurde für alle Proben im Batch konstant gehalten. Die Maße der Ermüdungsproben wurden darüber hinaus in

Anlehnung an DIN EN 6072 gewählt [268], wobei die Dicke aufgrund von Materialersparnis leicht reduziert und ein Kantenradius von 2 mm eingeführt wurde, um Materialversagen durch scharfe Kanten auszuschließen. Es erfolgte keine weitere Präparation.

Die Präparationsroutine der Mikrostrukturproben ist in *Tabelle 2-4* aufgelistet und wurde mit dem Schleif- und Poliersystem Struers TegraPol-21 mit festgesetzter Geschwindigkeit von 150 Umdrehungen pro Minute durchgeführt. Die anfängliche Schleifbehandlung wurde bis zur Sicherstellung des Volumen-Scanbereichs fortgeführt. Für die Proben zur Oberflächenbehandlung erfolgte keine vorangehende Einbettung, die Proben zur Querschnittspräparation wurden hingegen vorsichtig mit einer SiC Struers 10S20 Trennscheibe ausgeschnitten sowie mit EpoFix Einbettmittel, vermischt mit SCANDIA Typ M Härte-Angleicher, eingebettet.

**Tabelle 2-4:** Präparationsverfahren für alle Ti6Al4V Mikrostrukturproben (Oberflächen- und Querschnittspräparation). Alle Produktnamen der Schleif- und Polierscheiben entstammen der Firma Struers.

	Schritt	Prozessscheibe	Prozessmedium	Zeit	Rotation	Kraft
1.	Schleifen	MD-Piano 220	Dest. Wasser	10 min	Im	10 N
2.	Polieren	DiaDuo	9 µm Diamantsuspension	15 min	UZS	15 N
3.	Polieren	MD-Chem	OPS + H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> (35% konz.)	30 min	Gegen UZS	150 U/ min  10 N
	Polieren	MD-Chem	Dest. Wasser + Seife	5 min		
4.	Ätzen		Ätzung nach Kroll (HNO <sub>3</sub> , HF in H <sub>2</sub> O, Crida Chemie)	15 – 20 s	-	
5.	Polieren	MD-Chem	OPS + H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> (35% conc.)	10 min	Gegen UZS	
	Polieren	MD-Chem	Dest. Wasser + Seife	5 min		

### 2.1.2 Chemische Analysen

Die chemische Analyse von **GJL 250** ist gemäß Herstellerangabe in *Tabelle 2-5* dargestellt.

**Tabelle 2-5:** Chemische Analyse des verwendeten GJL 250. Grundmaterial ist Eisen.

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ti	Al	Pb
Anteil/ Gew.-%	3,36	2,03	0,71	0,036	0,093	0,35	0,43	0,033	0,006	0,002
Element	N	Sn	Mo							
Anteil/ Gew.-%	0,009	0,08	0,05							

Die chemische Analyse von **Reineisen** ist gemäß Herstellerangabe in *Tabelle 2-6* dargestellt.

**Tabelle 2-6:** Chemische Analyse des verwendeten Reineisens C2C X23. Grundmaterial ist Eisen.

Element	Al	B	C	Mn	P	Si	Ti
Anteil/ Gew.-%	0,04–0,06	0–0,0008	0–0,01	0,2–0,25	0–0,008	0,02–0,05	0–0,01

Die chemische Analyse von **316L** wird gemäß Literatur eingeordnet [269], siehe *Tabelle 2-7*.

**Tabelle 2-7:** Chemische Analyse des verwendeten 316L-Stahl [269]. Grundmaterial ist Eisen.

Element	Cr	Ni	Mo	Si	C	P	S
Anteil/ Gew.-%	16–18	10–14	2–3	1–2	0,04–0,08	Max. 0,045	0,006–0,03

Die chemische Analyse von **Ti6Al4V** wurde (in Projekt-Kooperation mit CATEC) mittels Röntgenfluoreszenzanalyse (Hauptelemente Ti, Al, V, Fe), Heißgasextraktion (O, N, H) sowie Verbrennungsanalyse (C) durchgeführt und bestätigt, wie in *Tabelle 2-8* ersichtlich, die chemische Zusammensetzung der Legierung Ti6Al4V.

**Tabelle 2-8:** Chemische Analyse des verwendeten Ti6Al4V. Grundmaterial ist Titan.

Element	Al	V	Fe	N	O	H	C
Anteil/ Gew.-%	5,5–6,76	3,5–4,5	< 0,4	< 0,03	<0,2	<0,015	<0,08

## 2.2 Durchgeführte Oberflächenbehandlungen

### 2.2.1 Referenzprozess Kugelstrahlen

Kugelstrahlen von **GJL** wurde mit einer Druckluftstrahlanlage mit Strahllanze (90°-Umlenkung) in Projektkooperation mit der Firma Wheelabrator durchgeführt. Die Strahlparameter, die sich an einem engen Bereich im Zylinderkurbelgehäuse orientierten, sind in *Tabelle 2-9* enthalten.

**Tabelle 2-9:** Parameter des Kugelstrahlprozesses an GJL mit geg. Strahlintensität (Almen-Intensität), Strahlmittelauswahl und Strahlzeit bzw. Bedeckungsgrad von. Im Original veröffentlicht in [266].

Almen-Plättchen Durchbiegung	0,4 mm (A2)
Durchmesser	0,8 mm
Strahlmittel	Cut Wire Steel, Härte 640 HV / G3
Bedeckungsgrad	200 %
Strahlwerkzeug	Strahl-Lanze, 10 mm Ø Düsenöffnung, Ablenkwinkel 90°
Distanz zum Strahlgut	35 mm

Kugelstrahlen von **316L** erfolgte in Projekt-Kooperation mit der Universität Politecnico Milano, Italien. Zwecks Strahlparameter-Variation wurden zwei verschiedene Strahlintensitäten (konventionell CSP und stark SSP) umgesetzt, siehe *Tabelle 2-10*. Nach der Behandlung wurden die Proben zur Reinigung in einem weiteren Strahlprozess mit deutlich geringerer Intensität gestrahlt.

**Tabelle 2-10:** Parameter des Kugelstrahlprozesses mit geg. Strahlintensität (Almen-Intensität) Strahlmittelauswahl und Strahlzeit bzw. Bedeckungsgrad von 316L. Im Original veröffentlicht in [270].

<b>Probe</b>	<b>CSP</b>	<b>SSP</b>
Almen Intensität	15 A	7C
Kugel-Durchmesser	0,58 mm	0,58 mm
Strahlmittel	MI 230R	MI 230R
Strahlmittel-Härte	60 HRC	60 HRC
Bedeckungsgrad	100 %	1000 %

Kugelstrahlen von **Ti6Al4V** wurde in Projekt-Kooperation mit Curtiss-Wright Surface Technologies umgesetzt. Die Parameter des Strahlprozesses (Druckluft-Strahlanlage) orientieren sich erfahrungsbasiert an Vorversuchen sowie an der Maximierung von Tiefe und Betrag der resultierenden Makro-Eigenstressungen und sind in *Tabelle 2-11* aufgelistet. Die Strahlbehandlung betrifft die vollständige Oberfläche der Ermüdungsproben (mit Ausnahme der beiden kleineren Seitenflächen) und eine einseitige Oberfläche der Mikrostrukturproben.

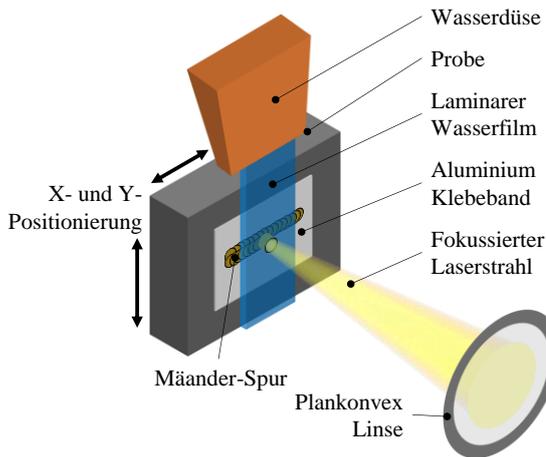
**Tabelle 2-11:** Parameter des Kugelstrahlprozesses mit geg. Strahlintensität (Almen-Intensität) Strahlmittelauswahl und Strahlzeit bzw. Bedeckungsgrad von Ti6Al4V. Im Original veröffentlicht in [266].

Almen-Plättchen Durchbiegung	0,356 mm (A2)
Almen Intensität	14 A2
Kugel-Durchmesser	0,58 mm
Kugel-Härte	55–62 HRC
Bedeckungsgrad	500 %

### 2.2.2 Laser Peening

Laser Peening wurde mit einem Spectra Physics Quanta Ray Series Pro Nd:YAG Nanosekundenlaser (Q-Switch Mode, einschließlich Seed-Laser) durchgeführt. Der weitere Prozessaufbau, siehe *Abbildung 2-4* sowie *Abbildung 2-5*, orientiert sich am industrierelevanten Standard-Aufbau [76,78] und umfasst eine Planokonvex-Linse zur Strahlfokussierung auf die Probe, ein lasersynchronisiertes Proben-Positionierungssystem, ein eigens konzipierter Aufbau zur Realisierung des laminaren Wasserfilms (Confining-Medium mit konstanter Filmdicke) auf

der zu bearbeitenden Probenoberfläche sowie Aluminium-Klebeband als thermischer Absorber. Letzterer wurde bewusst in Form eines Klebebandes gewählt, um Dicke und Materialeigenschaften des Absorbers stets konstant zu halten. Die spezifischen Parameter für die Bearbeitung von GJL und Ti6Al4V sind in *Tabelle 2-13* enthalten.



**Tabelle 2-12:** Parameter des LSP-Prozesses.

$\lambda$	1064 nm
$t_{Puls}$	10 ns
$P_{Durchschnitt}$	16 W
$f_{Laser}$	10 Hz
$M^2$	~ 3 – 5
Absorber	Al-Klebeband, Dicke 90 $\mu\text{m}$ (3M, Typ 433)
Confining Medium	Wasserfilm, Dicke ~ 1,8 mm
Max. Leistungsdichte	6 GW/cm <sup>2</sup>

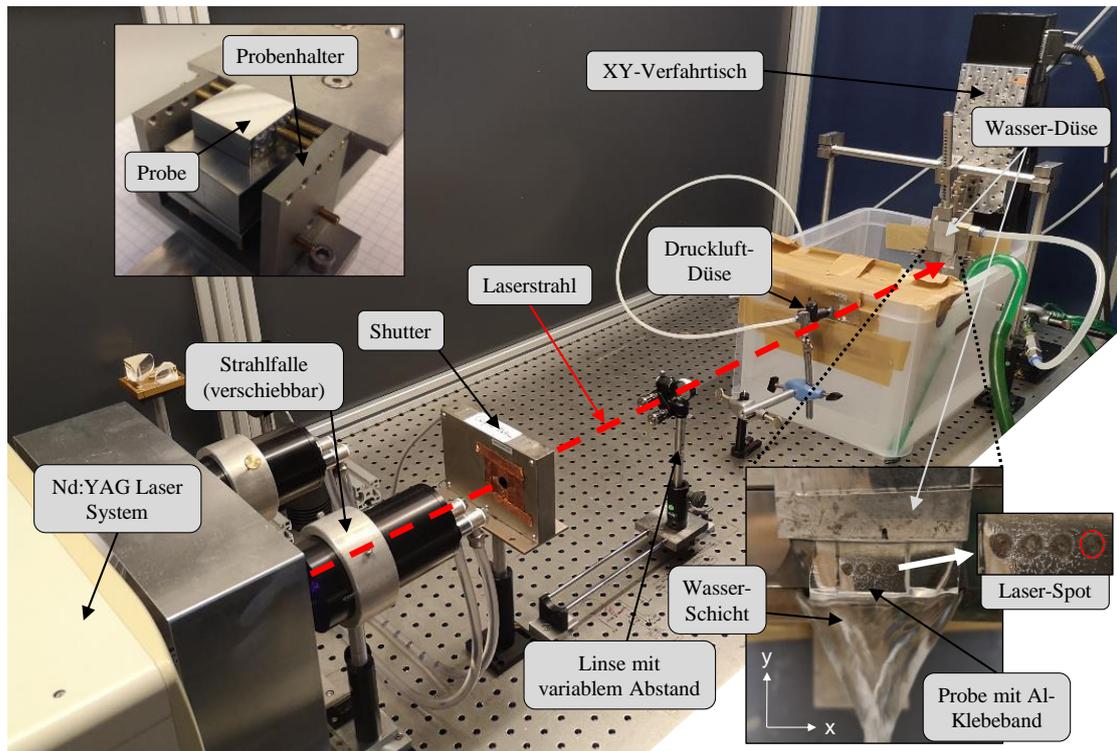
**Abbildung 2-4:** Schematischer Laser Peening Aufbau. Details und Parameter, siehe *Tabelle 2-12*. Im Original veröffentlicht in [266].

**Tabelle 2-13:** Spezifische Parameter des LSP-Prozesses für GJL und Ti6Al4V. Im Original veröffentlicht in [266].

Parameter	GJL	Ti6Al4V
Spot-Durchmesser	2 mm	2,6 mm
Spot-Überlapp	50 %	62 %
Wiederholung der Bearbeitungsfläche	3x	3x
		6x (Ermüdungsproben)

Der Überlapp wurde zu 62 % gesetzt, um grob eine 50 % Überlappung der real deformierten Zone eines Laserschusses zu erhalten. Der Spotdurchmesser im fokussierten Strahl der Probenoberfläche beträgt 2,6 mm, was eine räumliche Durchschnitts-Leistungsdichte von ca. 3 GW/cm<sup>2</sup> oder eine maximale Leistungsdichte von ca. 6 GW/cm<sup>2</sup> im Mittenbereich des Gauss nahen Laserstrahls ergibt.

Zur Steigerung von Betrag und Tiefe der Eigenspannung und zum Ausgleich der sich am unteren Ende bewegendes Laserleistung wurde eine Flächenbehandlung mehrfach mit gleicher Flächenposition wiederholt, für die Ermüdungsproben eine sechsfache Wiederholung, für die Mikrostrukturproben eine dreifache Wiederholung.



**Abbildung 2-5:** LSP-Versuchsaufbau mit Laser, optischem Strahlweg sowie Proben-Bereich mit mittels Wasserdüse auf die Probenoberfläche aufgetragenen Wasserfilm.

Bei der Bearbeitung wurde der sog. Kanteneffekt vermieden, welcher durch Wechselwirkung der Schockwelle mit einer Probenkante eine Änderung der Eigenspannungen nahe der Kante herbeiführt [271]. Für die Ermüdungsproben wurde der Rundungsbereich daher erst nach dem Flächenbereich bearbeitet, für die Mikrostrukturproben wurde ein Abstand von mindestens einem halbem Spotdurchmesser zur Kante festgelegt. Des Weiteren wurde der Bearbeitungsbereich der Ermüdungsproben aus Gründen der Bearbeitungszeit auf eine zentrierte Region von 40 mm Breite in der Probenmitte beschränkt, in welcher eine Rissinitiation erwartbar ist.

### 2.2.3 Direct Laser Interference Patterning (DLIP)

Zur Funktionalisierung von Oberflächen mittels periodischer Oberflächenmuster im  $\mu\text{m}$ -Bereich wurde an den **Reineisenproben** die DLIP-Technik mit Zweistrahl-Anwendung herangezogen [119]. Laserseitig kam ein Nanosekundenlaser analog Abschnitt 2.2.2 zum Einsatz. Es wurde mithilfe einer Maske ein quadratischer Spot-Durchmesser von 2 mm realisiert. Zur Darstellung von Strukturen noch größerer Strukturtiefe wurde zusätzlich ein Femtosekundenlaser-System (Spectra Physics Spitfire Ace, 800 nm Wellenlänge, 1 kHz Frequenz) mit dem von Müller et al.

modifizierten DLIP-Aufbau verwendet [122]. Die Proben wurden mit 55 mW mittlerer Leistung, Spot-Durchmesser von 83  $\mu\text{m}$  und damit einer Fluenz von 1,76 J/cm<sup>2</sup> strukturiert. Die Verfahrensgeschwindigkeit innerhalb einer Bahn betrug 3,5 mm/s, der Überlapp senkrecht dazu knapp 50 %. Alle Strukturen weisen eine Strukturperiode von 6  $\mu\text{m}$  auf und wurden entweder als Linienstruktur oder Kreuzstruktur (zwei überlagerte, um 90° zueinander verdrehte Linienstrukturen) realisiert.

## 2.3 Charakterisierung

### 2.3.1 Charakterisierung der Oberflächenzustände

**Topografie**-Aufnahmen wurden mittels Weißlichtinterferometrie (Zygo New View 7300) oder konfokaler Laser-Scanning-Mikroskopie (Olympus LEXT OLS4100) ausgeführt.

Die Charakterisierung der **Oberflächenrauheit** deckte die  $\mu\text{m}$ - und Sub- $\mu\text{m}$ -Skala ab. Die taktilen Messungen wurden nach Norm durchgeführt, insbesondere wurde die Grenzwellenlänge am Rauheitswert orientiert [272]. Aus Vergleichsgründen mit weiteren projektinternen Probenzuständen sowie ungünstiger Oberflächen-Reflektivität für optische 2D-Messungen wurde  $R_a$  and  $R_z$  mittels Profilometrie ausgewertet. Mikrostrukturproben wurden mit einem MarTalk Profilometer mit PDG 120 Antriebseinheit und MFW 250 Messspitze (Lehrstuhl für Fertigungstechnik, Universität des Saarlandes) mittels drei Messungen parallel zur Aufbaurichtung gemessen, Ermüdungsproben mit einem Mitutoyo SurfTest Profilometer (CATEC) ebenfalls parallel zur Aufbaurichtung. Die Sub- $\mu\text{m}$  Topographie einer LSP-Mikrostrukturprobe wurde mittels Rasterkraftmikroskopie am Lehrstuhl für Experimentelle Methodik der Werkstoffwissenschaften, Universität des Saarlandes, ausgewertet. Ein Bruker Dimension Icon AFM war im ScanAsyst Modus mit einer Bruker ScanAsyst Air Spitze auf einem Siliziumnitrid Dreiecks-Cantilever ausgerüstet. Das Messfenster betrug 40 x 40  $\mu\text{m}^2$  und ist mit dem Messfenster der EBSD-Messung korreliert. Die  $\mu\text{m}$ -Rauheit der 316L-Proben wurden in Zusammenarbeit mit der Universität Politecnico Milano (Italien) gemessen. Die  $\mu\text{m}$ -Rauheitsmessung erfolgte mit einem Leica DCM 3D Konfokal-Mikroskop durch Mittelung über fünf zufällig gewählten Einzelmessungen auf jeweils drei Proben (Scan-Fläche 2,34 x 1,73 mm<sup>2</sup>, Cutt-Off-Wellenlänge bei 0,8 mm). Sub- $\mu\text{m}$ -Rauheit der 316L-Proben wurden mit einem Veeco Metrology Group Digital Instruments CPII AFM (Low voltage mode, Scan-Fläche 10 x 10  $\mu\text{m}$ ,

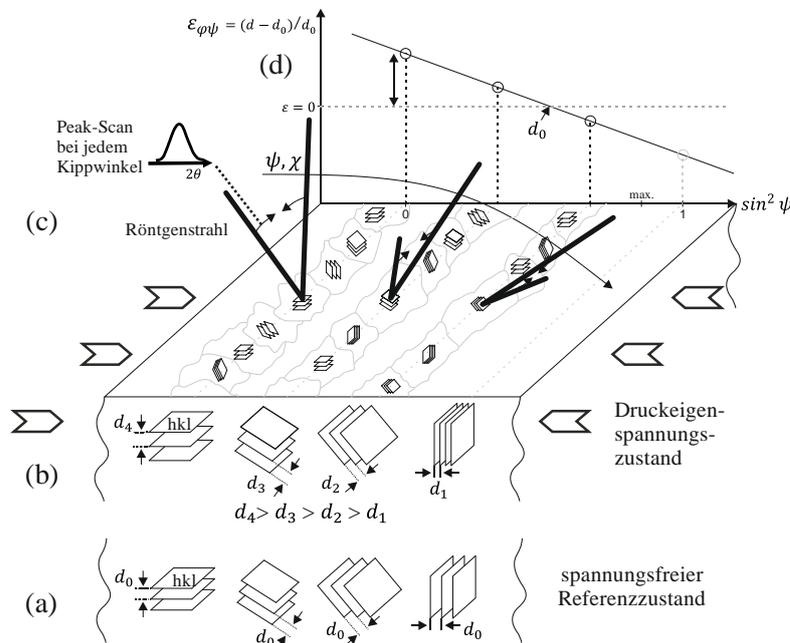
symmetrischer V-förmiger MPP-31123-10 Cantilever) ebenfalls über fünf zufällig gewählten Einzelmessungen auf jeweils drei Proben durchgeführt.

Die **röntgenographischen Spannungsanalyse** wurde zur Analyse der tiefenabhängigen oberflächennahen Makro-Eigenstressen herangezogen. Aufgrund des erwartbaren biaxialen bzw. ggf. sogar äqui-biaxialen Eigenstresszustandes wurde auf die klassische  $\sin^2 \psi$ -Methode [135] zurückgegriffen, siehe auch *Abbildung 2-6*. Im verwendeten PANalytical Empyrean Diffraktometer mit 5-Axen Euler-Wiege war primärseitig eine Kupfer-Röhre (für Ti) oder Chrom-Röhre (für Fe) mit einer quasi-parallelisierenden Polykapillaroptik (X-Ray Lens,  $0,27^\circ$  Divergenz-Akzeptanz) für eine Kippwinkel unabhängige Strahl-Divergenz sowie sekundärseitig ein Parallel-Plattenkollimator ( $0,27^\circ$  Divergenz-Akzeptanz) ein Proportionaldetektor (0D-Modus) verbaut. Die Anordnung zeigt somit bei zunehmender Proben-Verkippung eine gleichbleibende primäre Strahl-Divergenz und keine relevante Sensitivität bzgl. z-Höhenfehler. Die Peak-Aufnahme erfolgte in mindestens sieben Kippwinkeln pro Spannungsrichtung, um eine ausreichende Anzahl Fitpunkte für die Auswertung zu erhalten. Die röntgenographischen Elastizitätskonstanten wurden auf Basis von E-Modul ( $E_{Ti} = 120 \text{ GPa}$ ,  $E_{Fe} = 211 \text{ GPa}$ ) und Querkontraktionszahl ( $\nu_{Ti} = 0,342$ ,  $\nu_{Fe} = 0,29$ ) zu  $s1_{Ti} = -2,85 \frac{1}{\text{TPa}}$ ,  $\frac{1}{2}s2_{Ti} = 11,18 \frac{1}{\text{TPa}}$ ,  $s1_{Fe} = -1,36 \frac{1}{\text{TPa}}$  sowie  $\frac{1}{2}s2_{Fe} = 6,10 \frac{1}{\text{TPa}}$  bestimmt. Zur Spannungsbestimmung in größeren Tiefen wurde das Abtrags-Verfahren der Elektropolitur herangezogen (Struers Lectro-Pol-5). Für GJL waren die Parameter: AC2-Elektrolyt, 40 V, Flussrate 10,  $24^\circ\text{C}$ . Für Reineisen und 316 L waren die Parameter: A2-Elektrolyt, 45 V, Flussrate 15,  $15^\circ\text{C}$ . Für Ti4Al4V waren die Parameter: A3-Elektrolyt, 30 V, Flussrate 9,  $10^\circ\text{C}$ . Dadurch wurden beim Abtrag keine zusätzlichen Eigenstressen eingebracht. Gemessen wurde der Abtrag über Abtastung mittels reproduzierbar arretierbarer Mikrometer-Messschraube sowie verifiziert durch 2D-Flächenmessung mittels Laser-Scanning-Mikroskopie. Falls der entsprechende Vortest einen äqui-biaxialen Stresszustand ermitteln konnte, erfolgte die Messung, wie im Falle von Ti6Al4V, nur in eine oberflächenparallele Probenrichtung (senkrecht zur Aufbaurichtung), ansonsten in zwei Richtungen. Für eisenbasierte Proben wurde der 220-Reflex, für Ti6Al4V der 213-Reflex ( $2\theta = 139,4^\circ$ ) herangezogen.

Die Gleichung zur Auswertung der  $\sin^2 \psi$ -Methode lautet für den biaxialen Spannungszustand:

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = s_1 \cdot (\sigma_{11} + \sigma_{22}) + \frac{1}{2}s_2 \cdot (\sigma_{11} \cos^2 \varphi + \sigma_{12} \sin(2\varphi) + \sigma_{22} \sin^2 \varphi) \cdot \sin^2 \psi \quad (18)$$

Gleichung (18) stellt bei Auftragung über  $\sin^2 \psi$  einen linearen Zusammenhang dar und kann bei ausreichend vielen Dehnungsmessungen  $\varepsilon_{\varphi\psi}$  (Änderung des Netzebenenabstands  $d$ ) bei verschiedenen Dreh- ( $\varphi$ ) und Kippwinkeln ( $\psi$ ) nach den Spannungskomponenten  $\sigma_{ij}$  des Probensystems ausgewertet werden (Steigung und Achsenabschnitt der Fitgeraden, siehe *Abbildung 2-6*).



**Abbildung 2-6:** Schematische Darstellung der klassischen röntgenographischen Spannungsanalyse nach  $\sin^2 \psi$ : Spannungsfreier Referenzzustand mit orientierungsunabhängigem Netzebenenabstand (a); uniaxialer Druckspannungszustand mit kleinerem Netzebenenabstand in Spannungsrichtung sowie größerem Netzebenenabstand in Querkontraktionsrichtung (b); Röntgenographische Peak-Aufnahme bei steigendem Kippwinkel  $\psi$  (c); Auftragung der Dehnung  $\varepsilon_{\varphi\psi}$  über dem Kippwinkel  $\psi$  bei Festlegung des spannungsfreien Netzebenenabstandes  $d_0$  (d), gefolgt von der Berechnung der Spannung.

Die Analyse von Mikroeigenstressen erfolgte durch **röntgenographische Linien-Profilanalyse** am gleichen Gerät. Mittels der Whole Powder Pattern Modelling (WPPM-)Methode [273] können mittels der Software Pm2k Version 1.0 (2022.32) [274,275] unter anderem folgende mikrostrukturelle Kenngrößen durch Fourier-Analyse aus den

Linienprofilen bestimmt werden: Korngröße aus Korngrößenverteilungsmodell [276] und Versetzungsdichte aus der Wilkens-Theorie [277]. Als einzige Methode verfolgt diese den Ansatz, Parameter aus der Annahme direkter Mikrostruktur-Modelle (z.B. Korngrößenverteilungen, Versetzungsanordnungen) an Reflexprofile anzupassen und zu verfeinern [278]. Neben der Röntgenröhre (Kobalt für eisenbasierte Materialien, Kupfer für Ti6Al4V) und dem PIXcel3d-Halbleiterdetektor (1D-Scanning Modus) war primär- und sekundärseitig Festschlitzeinheiten und ein Eisen- bzw. Nickelfilter verbaut. Es wird somit eine höher winkelauflösende Optik-Konfiguration verwendet, um die Peak-Profilform gegenüber bekanntem instrumentellem NIST-Standard (LaB6, Certificate SRM 660c) im Detail aufzulösen. Am gleichen Scan der Referenzprobe wurde außerdem eine **Rietveld-Analyse** [279] zur Bestimmung des  $\beta$ -Phasenanteils mittels der Software HighScore Plus [280] Version 4.9 durchgeführt. Bei beiden Analyse-Methoden wurden auf eine stabile Minimierung der statistischen Fit-Parameter (v.a.  $R_{WP}$ , GOF) geachtet.

Die Mikrostruktur wurde mittels **Rasterelektronenmikroskopie (REM)** und weiterer zugehöriger Tools näher evaluiert, im Wesentlichen Fokussierter Ionenstrahl (Focused Ion Beam, FIB), Elektronenrückstreubeugung (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) und Energiedispersive Röntgenspektroskopie (Energy Dispersive X-Ray Analysis, EDX/EDS). Ti6Al4V-Proben und eisenbasierte Proben wurden an einem FEI Helios NanoLab 600 Focused Ion Beam (FIB-) Gerät am Querschnitt der Mikrostrukturproben untersucht. Der genutzte vCD-Detektor stellte dabei den Z-Kontrast heraus. Zur kristallographischen Orientierungsanalyse wurde EBSD an einer EDAX Hikari Kamera genutzt. High-Resolution EBSD wurde an einem Zeiss Sigma REM mit Oxford Nordlys EBSD-Detektor (Lehrstuhl für Experimentelle Methodik der Werkstoffwissenschaften, Universität des Saarlandes) durchgeführt. Ein ThermoFisher Xe-FIB mit EDAX Velocity EBSD-Kamera und Elite Octan EDX-Detektor wurde für EBSD-Messungen mit Ti6Al4V sowie REM-Aufnahmen und FIB-Querschnitte der Reibungsversuche der Reineisenproben genutzt. Die Parameter der EBSD-Messungen sind wie folgt:

- Für GJL EBSD: 20 kV, 11 nA, Kamera-Binning 5x5, Schrittweite 200 nm, hexagonales Raster. Auswertung mit Software OIM Analysis 8 und Matlab-Skript.
- Für Reineisen EBSD: 20 kV, 11 nA, Kamera-Binning 1x1, Schrittweite 60 nm, quadratisches Raster. Auswertung mit Software OIM Analysis 8.

- Für Ti6Al4V EBSD: 20 kV, 11 nA, Kamera-Binning 5x5, Schrittweite 50 nm, hexagonales Raster. Auswertung mit Software OIM Analysis 8.
- Für Ti6Al4V HR-EBSD: 20 kV, 120  $\mu\text{m}$  Blende (ca. 7-10 nA), Kamera-Binning 1x1, Schrittweite 50 nm, quadratisches Raster (siehe auch [281]), Auswertung gesondert mit Software CrossCourt (Version 3) und Matlab-Skript.

Die Auswertung der EBSD-Messungen erfolgte mittels der Software OIM Analysis 8. Es wurden stets nur Messpunkte mit einem Confidence-Index von mindestens 0,09 zur Auswertung übernommen und ein CI standardization cleanup zur Bereinigung von z.B. korngrenzenahen Qualitätsverringernungen der Kikuchi-Muster durchgeführt.

**Transmissionselektronenmikroskopie** wurde zur Versetzungsabbildung herangezogen und erfolgte für die Ti6Al4V-Proben an einem Philipps CM200 System in Projekt-Kooperation mit dem Institut Jean-Lamour in Nancy, Frankreich. **Scanning-Transmissionselektronenmikroskopie** wurde an einem JEOL JEM ARM 200 F System (INM Saarbrücken) durchgeführt. Die Probenebene aller Proben ist parallel zur Oberfläche. Es wurden Proben aus einer Tiefe von ca.  $\sim 2 \mu\text{m}$  als Lamelle mittels Focused Ion Beam (ebenfalls FEI Helios NanoLab 600 FIB, möglichst oberflächennah) und einer Tiefe von ca.  $\sim 100 \mu\text{m}$  über konventionelle Route mittels Elektropolitur präpariert. Letztere umfasste das Ausschneiden einer Probenzylinders mittels Drahterosion, vorsichtiges Feinschleifen auf  $\sim 100 \mu\text{m}$  Foliendicke von beiden Seiten für gewünschte Tiefe, gefolgt von Twin-Jet Elektropolieren mittels eines Struers TenuPol-5 System (A3 Elektrolyt, 35 V, Flussrate 14, 5 °C, Lichtdurchlässigkeit als Abbruchkriterium).

**Digitale Bildkorrelation (DIC)** wurde zur mikroskopischen Verformungsdetektion an **Reineisen**-Proben im REM genutzt. In-Situ Vierpunkt Biegeversuche, in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Experimentelle Methodik der Werkstoffwissenschaften (Universität des Saarlandes), wurden an einem Tescan Vega 3 XMH W-SEM (Sekundärelektronen-Kontrast) mit W-Kathode und Kammrath & Weiss In-situ Vierpunkt-Biegemodul (Maximalkraft 200 N, Abstand oberer Stützrollen 40 mm, Abstand unterer Stützrollen, 9 mm, Kraft über untere Stützrollen eingebracht) umgesetzt. Die Biegeverformung wurde wegkontrolliert aufgebracht, dabei wurde die Biegespannung über eine Kraftmessdose ermittelt. Kohlenstoff-Kugeln aus Graphit-Spray wurden als Referenzmarker auf der gesamten Probenseite aufgesprüht. Die Biegung wurde in größer werdenden Schrittweiten (10–100  $\mu\text{m}$ ) realisiert. Über die Änderung des Referenzpixelabstands erfolgte die Bestimmung der lokalen Biegedehnung über dem

Biegequerschnitt und damit auch der Identifikation der neutralen Faser. Die Auswertung erfolgte mit der Software VEDDAC (Chemnitzer Werkstoffmechanik GmbH) sowie einem eigens konfigurierten Matlab-Skript.

**Härte** wurde in Form von Mikro- und Nanohärte auf zwei verschiedenen Skalen mittels automatisierter instrumenteller Eindringkurven bestimmt. **Mikrohärte**-Bestimmung erfolgte mittels Vickers-Indenter an einem Struers Emco Test DuraScan 50 Vollautomat-System. Referenz Ti6Al4V Mittelung von 55 Indents.

**Messungen der Nanohärte** wurden am Probenquerschnitt gemäß der Methode nach Oliver & Pharr durchgeführt [282,283]. Darüber hinaus repräsentierte der E-Modul eine Kontrollgröße zum Vergleich mit dem makroskopischen E-Modul.

Untersuchungen an mittels SP behandeltem **GJL** wurden an einem Hysitron TriboIndenter mit Performtech controller und Berkovich Diamant Indenter (E-Modul 1.140 GPa, Poisson-Zahl 0,07) vorgenommen. Die Lastaufbringung erfolgte kraftkontrolliert bis zu 1500  $\mu\text{N}$ . Die Spitzen-Kalibrierung erfolgte an Quarzglas.

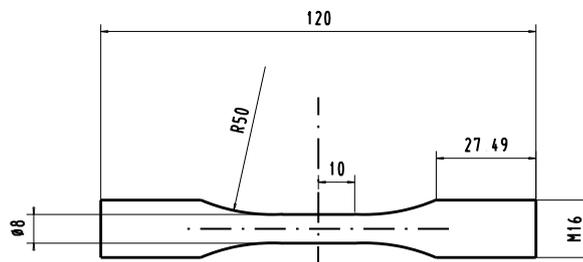
Untersuchungen an mittels LSP behandelten **Ti6Al4V** erfolgten an einem iNano (NANOMECHANICS Inc – KLA Tencor) System mit lastkontrolliertem Berkovich Indenter (kalibriert durch Indentation in Quarzglas-Standard mit 72 GPa E-Modul, konstante Dehnungsrate  $0,05 \text{ s}^{-1}$ , 20 nm Indentationstiefe [283]) in Projekt-Kooperation mit der Universität Politècnica de Catalunya Barcelona, Spanien. Es wurden zwei Messstrategien verfolgt. Einzel-Indentationen mit 25  $\mu\text{m}$  Abstand (größer als 10-fache max. Indentationstiefe, in Übereinstimmung mit [284]) und 4 mN Maximalkraft auf einem Messfeld von 2 mm Breite und 5 mm Tiefe liefern einen jeweils tiefengemittelten und repräsentativen Absolutwert der Nanohärte. Massive Nanoindentation (Feld  $200 \times 200 \mu\text{m}$ , 1,05  $\mu\text{m}$  Abstand zwischen Eindrücken, 40.000 Indentationen, 2 mN Maximalkraft) mit statistischer Analyse nach der Methode von Constantinidis und Ulm [285,286] offenbart hingegen eine hochaufgelöste Kartierung der Nanohärte mit jeweils deutlich kleineren und schneller aufgenommen Individual-Eindrücken zur Sichtbarmachung von Gefüge-Einflüssen, wie Zweit-Phasen etc. Die sich hier ergebenden Härte-Verteilungskurven wurden manuell mittels Gauss-Kurve(n) phasenselektiv betrachtet und gefittet und mit der integralen kumulativen Verteilungskurve mittels einer Sigmoidfunktion statistisch ausgewertet [284,287]. Die Feinheit der Härteklassen wurde dabei an

die Sichtbarkeit der individuellen Phasen-Peakprofilen geknüpft. Um den Einfluss unterschiedlicher Einzel-Probenpräparation auszuschließen, sind Referenz- und LSP-Probe exemplarisch in einer gemeinsame Probenform eingebettet und, äquivalent zur SP-Probe, analog *Tabelle 2-4* präpariert.

### 2.3.2 Charakterisierung der Ermüdungsfestigkeit und Reibeigenschaften

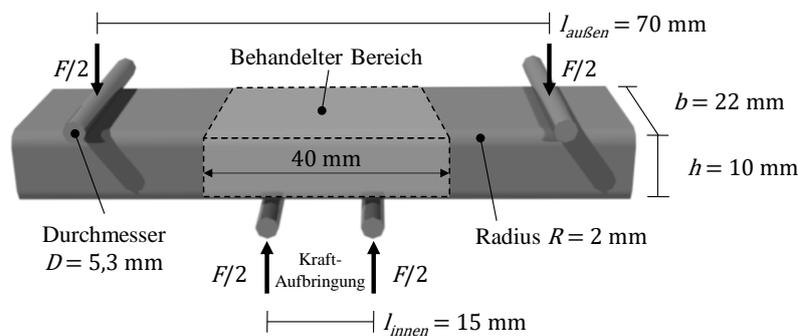
Zum Nachweis der Wirkung von Kugelstrahlen und Laser Peening sowie deren Vergleich untereinander wurden **Ermüdungsversuche** mit spannungskontrollierten Wöhler-Linien durchgeführt.

Die Ermüdungsversuche bei **GJL** im Referenz- und kugelgestrahlten Zustand wurden am (ehemaligen) Institut für Gießereitechnik gGmbH durchgeführt. Die Zug-Druck-Beanspruchung erfolgte mit einem konstanten Spannungsverhältnis von  $R = -1/3$  (Zugwechselbereich; Mittelspannung entspricht stets halber Spannungsamplitude; die Wahl erfolgte aufgrund Priorisierung eines Anwendungsfalls) bei einer Frequenz von 135–138 Hz. Die Wahl des Spannungsverhältnisses orientierte sich am Treppenstufenverfahren ( $\pm 10$  MPa Änderungen). Ein Limit von  $10^7$  Zyklen grenzte Dauerläufer-Proben und damit das Zyklen-Limit ab. Die Versuche wurden mit der Software SAFD (Statistical Analysis of Fatigue Data) für krz-Werkstoffe ausgewertet. Die für den Startpunkt mittels Goodman abgeschätzte Dauerfestigkeit liegt bei 82 MPa, wenn 45 MPa Mittelspannung und 100 MPa Zug/Druck-Wechselfestigkeit für GJL von verwendet wird. Die Probengeometrie der Rundzugproben wurde im Einklang mit der ASTM Norm E466-07 [288] festgelegt und ist in *Abbildung 2-7* dargestellt.



**Abbildung 2-7:** Technische Zeichnung der Rundzugproben aus GJL, Erstellung im Einklang mit der ASTM Norm E466-07 [288].

Die Ermittlung der Ermüdungsfestigkeit beim additiv hergestellten **Ti6Al4V** im Referenz-, SP- sowie LSP-Zustand wurden in Projekt-Kooperation mit der Fakultät für Mechanical Engineering der Universität Sevilla, Spanien, durchgeführt. Der Versuchsaufbau (23 °C, 50 % rel. Luftfeuchte) umfasste einen Instron Vierpunkt-Biege Aufbau mit MTS809 Servo-Hydraulik Maschinen-System, wodurch ein konstantes Biegemoment zwischen den Lagerpunkten erreicht wird, siehe auch *Abbildung 2-8*. Gemäß Zhai et al. wurde der Abstand zwischen den Stützrollen in Abhängigkeit der Probengeometrie beschränkt [289]. Es ergibt sich daraus folgender Zusammenhang:  $l_{\text{außen}}/l_{\text{innen}} = 4-5$ ,  $l_{\text{innen}}/h = 1,2-1,5$ . Die Versuchsfrequenz lag bei 8 Hz bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$  (Zugschwellbeanspruchung), um den Effekt gegebener Druckspannungen deutlich sichtbar zu machen. Ein konservativ orientiertes Limit von  $5 \cdot 10^6$  Zyklen grenzte Dauerläufer-Proben ab.



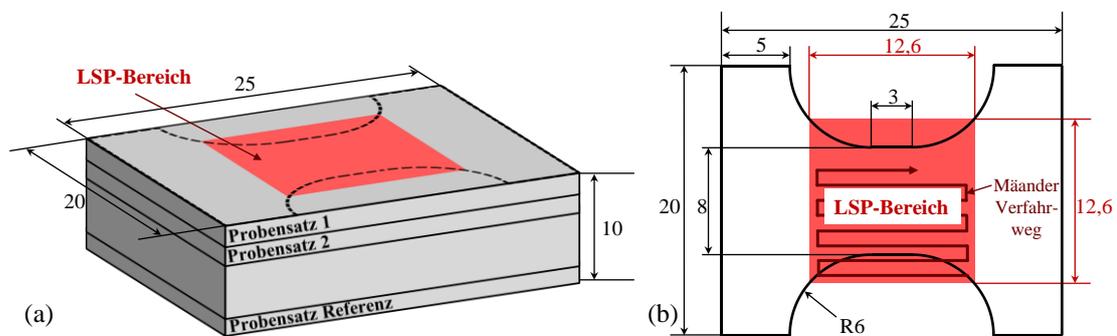
**Abbildung 2-8:** Schematisch Aufbau der Vierpunktbiege-Ermüdungsversuchs. Über die mittleren Stützrollen erfolgt die Krafteinleitung für ein konstantes Biegemoment zwischen den Lagerpunkten. Im Original veröffentlicht in [266].

Nach den Ermüdungsversuchen wurden ausgewählte Bruchflächen aus gebrochenen Proben im optischen Mikroskop und im Rasterelektronenmikroskop untersucht und mittels optischer Auswertung bzgl. der Rissinitiierungstiefe sowie der Schadensursache charakterisiert.

Ermüdungsversuche der **Mikro-Ermüdungsproben** aus **Reineisen** wurden in Kooperation mit dem Lehrstuhl für Experimentelle Methodik der Werkstoffwissenschaften (Universität des Saarlandes) durchgeführt. Durch das Heraustrennen der sehr dünnen Zugproben, siehe *Abbildung 2-9 (a)*, wird die weitgehende Relaxation der Makro-Eigenspannung beabsichtigt, so dass nur noch Mikro-Eigenspannung in relevantem Maße präsent sind. Die Ermüdungsproben, siehe *Abbildung 2-9 (b)*, sowie die Prüfhalterung wurden eigens für die Untersuchung in ihrer geometrischen Form konzipiert und getestet.

Die Prüfung erfolgt im Bereich der ausgeprägten Dauerfestigkeit der krz Reineisen-Proben nach dem Treppenstufenverfahren nach Hück [290] (Original-Verfahren nach Dixon-Mood [291]) bei einem Spannungsverhältnis  $R = 0,1$  (Zugschwellbereich) sowie einer festgelegten Schwingspielzahl von  $2 \cdot 10^6$ . Bei Auftreten eines Probenbruchs wird die Spannungsamplitude auf das nächstniedrigere vorherberechnete Treppenstufenniveau für die nächste Probe erniedrigt, bei einem Durchläufer erhöht. Dadurch kann mit beliebigen Startwerten begonnen werden, die Spannungsamplitude der einzelnen Versuche wird automatisch um die Dauerfestigkeit zentriert.

Der Startwert des Verfahrens wurde durch einen Laststeigerungsvorversuch an Makroproben für das konkrete Material ermittelt (Startwert 73 MPa, Stufensprung  $s = 5 \text{ MPa}$  aus in [292] abgeschätztem logarithmischen Stufensprung  $lg(s)$  festgelegt, Versagen bei 129 MPa, Startwert für Versuch somit bei 124 MPa). Der logarithmische Stufensprung  $lg(s)$  als logarithmischer Abstand der Lasthorizonte wurde dabei gleich der geschätzten Standardabweichung  $s_{\sigma D, geschätzt}$  und damit zu  $lg(s) = 0,02$  gesetzt (siehe auch Anhang). Die Auswertung erfolgt hierbei nach zwei getrennten Methoden, der Methode nach Hück [290] und der Methode nach Maximum-Likelihood [291,293], siehe auch Zusammenfassung in [294]. Die Versuche wurden an einer RUMUL Mikrotron (Russenberger Prüfmaschinen AG, Maximallast 20 kN) durchgeführt.



**Abbildung 2-9:** Darstellung der Mikro-Ermüdungsprobe aus Reineisen mit LSP-Bereich: (a) gestrichelt andeuteter Ausschnitt der drei Probensätze aus dem quaderförmigen Roh-Querschnitt mittels Drahterosion, (b) technische Zeichnung mit LSP-Bearbeitungsweg. Die Dicke beträgt 600 µm.

Zur Ermittlung der **Reibungseigenschaften** der **Reineisenproben** wurden Trockengleitversuche mit einem Nanotribometer von CSM Instruments (Anton Paar, Österreich) durchgeführt, das im reziproken Modus (Sinusbewegung) arbeitete. Alle Proben wurden 10.000 Gleitzyklen mit einer Normlast von 100 mN, einer maximalen linearen Geschwindigkeit von 1 mm/s und einer Spurlänge von 600 µm unterzogen. Alle Tests wurden

unter kontrollierten Umgebungsbedingungen ( $20 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$  und 4 % relativer Luftfeuchte) durchgeführt. Um die statistische Repräsentativität zu gewährleisten, wurde jeder Probekörper dreimal geprüft.

Der statische Gegenkörper bestand aus einer  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Kugel mit einem Durchmesser von 6 mm und einer Oberflächengüte von GD28 (Kugel Pompel, Österreich). Die Kugeln sind an einem Ausleger ST-089 befestigt, der sowohl die Normal- als auch die Reibungskraft aufnimmt. Diese werden während des gesamten Versuchs ermittelt, indem die Durchbiegung des elastischen Arms sowohl in der horizontalen als auch in der vertikalen Ebene mit zwei hochpräzisen faseroptischen Wegsensoren gemessen wird. Durch eine Rückkopplungsschleife hält die Piezo-Bewegung die Normalkraft konstant, unabhängig von eventuellen Oberflächenunregelmäßigkeiten. Die Steifigkeit in beiden Richtungen für den ST-089-Ausleger beträgt: Normale Steifigkeit =  $0,1536 \text{ mN}/\mu\text{m}$  und die seitliche Steifigkeit =  $0,2094 \text{ mN}/\mu\text{m}$ .

### 3 Ergebnisse und Diskussion

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit sind im Rahmen von verschiedenen Projekt-Kooperationen entstanden und in Teilen in folgenden Publikationen veröffentlicht worden:

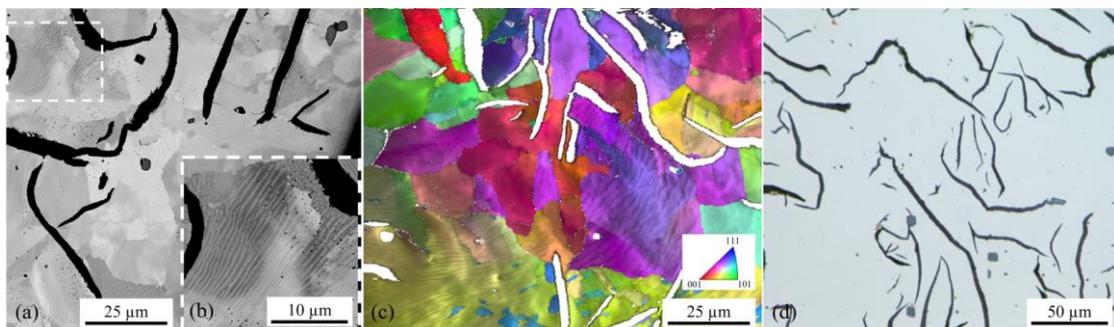
- 1) **S. Slawik**, P. Leibenguth, D. Rathmann, C. Gachot, F. Mücklich, Microstructural analysis of shot and laser shock peened grey iron for increased fatigue strength, in: Int. Conf. Shot Peen. (ICSP 12), ISBN 978-3-00-047738-6, Goslar, 2014: pp. 232–235.
- 2) **S. Slawik**, P. Leibenguth, H. Welsch, H. Jung, K. Weiss, B. Busskamp, F. Mücklich, Erhöhung der Dauerfestigkeit bei Zylinderkurbelgehäusen aus GJL durch Festigkeitsstrahlen, Giesserei. 101 (2014) 48–57.
- 3) S. Bagherifard, **S. Slawik**, I. Fernández-Pariente, C. Pauly, F. Mücklich, M. Guagliano, Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by severe shot peening, Mater. Des. 102 (2016) 68–77. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.162>.
- 4) K. Rochlus, **S. Slawik**, F. Mücklich, Influences of the edge area preparation suitable for EBSD of ferrous materials of different degrees of hardness, Pract. Metallogr. 53 (2016) 393–407. <https://doi.org/10.3139/147.110405>.
- 5) C. Navarro, J. Vázquez, J. Domínguez, A. Perriñán, M.H. García, F. Lasagni, S. Bernarding, **S. Slawik**, F. Mücklich, F. Boby, L. Hackel, Effect of surface treatment on the fatigue strength of additive manufactured Ti6Al4V alloy, Frat. Ed Integrità Strutt. 53 (2020) 337–344. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.53.26>.
- 6) **S. Slawik**, S. Bernarding, F. Lasagni, C. Navarro, A. Perriñán, F. Boby, S. Migot-Choux, J. Domínguez, F. Mücklich, Microstructural analysis of selective laser melted Ti6Al4V modified by laser peening and shot peening for enhanced fatigue characteristics, Mater. Charact. 173 (2021) 110935. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.110935>.
- 7) S. Aguado-Montero, C. Navarro, J. Vázquez, F. Lasagni, **S. Slawik**, J. Domínguez, Fatigue behaviour of PBF additive manufactured Ti6Al4V alloy after shot and laser peening, Int. J. Fatigue. 154 (2022) 106536. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106536>.

### 3.1 Konventionelles Kugelstrahlen an Gusseisen und Stahl

Die Ergebnisse des Abschnitts sind in Teilen für GJL und 316L in [261,270,295,296] veröffentlicht.

Als Referenzbasis für konventionelles SP wird gegossenes Gusseisen mit Lamellen-Graphit (GJL 250) untersucht. Dieses zeigt eine sehr geringe Kerbempfindlichkeit [297], wohingegen sich Literatur-Untersuchungen vornehmlich auf Werkstoffe mit höherer Kerbempfindlichkeit, wie Stahl oder auch Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) etc., beschränken [51] und SP mehr der Oberflächen-Reinigung als der Verfestigung dient. Die vorliegende Arbeit soll explizit die Verfestigungswirkung höherer Strahl-Intensitäten betrachten. LSP soll hier bereits in einem Vorversuch auf GJL angewandt werden.

Die Mikrostruktur des GJL 250 ist in *Abbildung 3-1* dargestellt. Es zeigt eine perlitische Matrixphase mit darin regellos verteiltem Lamellengraphit (Volumenanteil ca. 10 %, siehe *Abbildung 3-1 (a,d)*) sowie Einschlüsse aus Mangansulfid und Titanitrid (*Abbildung 3-1 (d)*). Es ist keine relevante Textur vorhanden, siehe auch inverse Polfigur in *Abbildung 3-1 (c)*.



**Abbildung 3-1:** Mikrostruktur von GJL 250 im Querschnitt: (a) REM-Rückstreuelektro-nenaufnahme mit (b) Vergrößerung der perlitischen Matrix aus (a), (c) EBSD inverse Polfigur mit IQ-Überlagerung, (d) OM-Aufnahme mit Ansicht der Lamellen und Einschlüsse (mit polygonaler Form). Lamellen-Graphit zeigt sich in schwarzem Kontrast, mit Ausnahme in (c), dort als weiße Bereiche definiert.

Die mittlere Korngröße beträgt ca. 50 µm, der Abstand der Zementit-Lamellen im Perlit liegt bei unter ~1 µm. Die nach dem Gießen an der Oberfläche verbleibende dünne Guss-Haut (größere Härte) wurde durch anschließende eine Reinigungsbehandlung mittels Sandstrahlen entfernt.

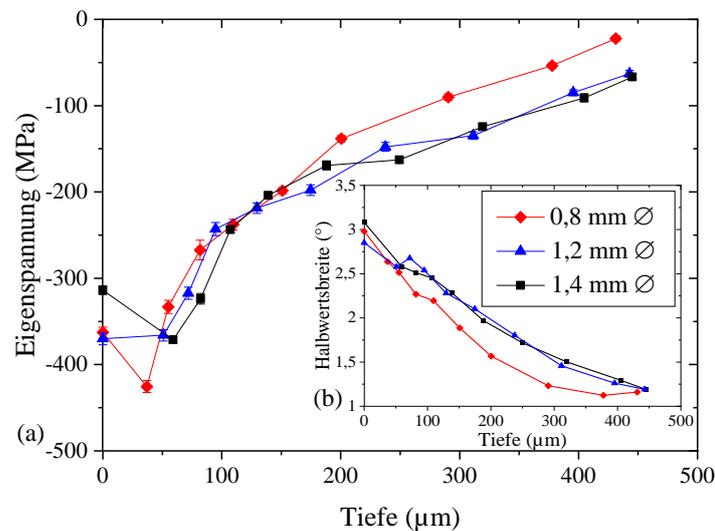
Aufgrund der komplizierten Mikrostruktur des GJL wurde ein einphasiges Material zur Mikrostruktur-Evaluation nach SP miteinbezogen. Dieses wurde mit austenitischem 316L-Stahl

derart gewählt, dass zusätzlich die potenziell verformungsinduzierte Martensitbildung als Messsonde für Deformation dienen könnte. Die bereits in *Abschnitt 1.2.1* diskutierten Umwandlungseigenspannung verstärken dabei den Strahl-Effekt.

### 3.1.1 Makro-Eigenspannungen

Zur Einstellung der SP-Strahlparameter für GJL wurde neben dem Strahlwerkzeug der Strahlmittel-Durchmesser variiert. Ersteres wurde in einem Vorversuch aufgrund der gegebenen engen Zugänglichkeit des Bereiches (Projektziel Zwischenraum Zylinderkurbelgehäuse) zu einer Strahl-Lanze mit 90°-Umlenkung bestimmt. Darüber hinaus wurden durch weitere Vorversuche sowie vorhandene Erfahrungen beim Projektpartner die weiteren Elementar-Parameter, wie Strahlmittel, Strahlmittelgeschwindigkeit sowie Strahldruck und Strahlzeit festgelegt.

Die Tiefenverteilung der Makro-Eigenspannungen der GJL-Proben mit variiertem Strahlmitteldurchmesser (sonst gleiche Parameter) ist in *Abbildung 3-2* gezeigt.



**Abbildung 3-2:** Parameterauswahl Strahlmitteldurchmesser des SP-Prozesses: (a) Makro-Eigenspannungen, (b) Halbwertsbreite (Mikro-Eigenspannungen). Die zugehörigen Almen-Werte waren wie folgt: 0,47 mmA2 für  $\varnothing$  0,8 mm, 0,67 mmA2 für  $\varnothing$  1,2 mm, 0,7 mmA2 für  $\varnothing$  1,4 mm.

Sämtliche Proben zur Makro-Eigenspannungsmessung wurden vorher spannungsarmgeglüht und Oberflächen poliert. Ein Oberflächen-Referenzwert der Makro-Eigenspannung ergab sich in einem Vorversuch zu kleiner 20 MPa.

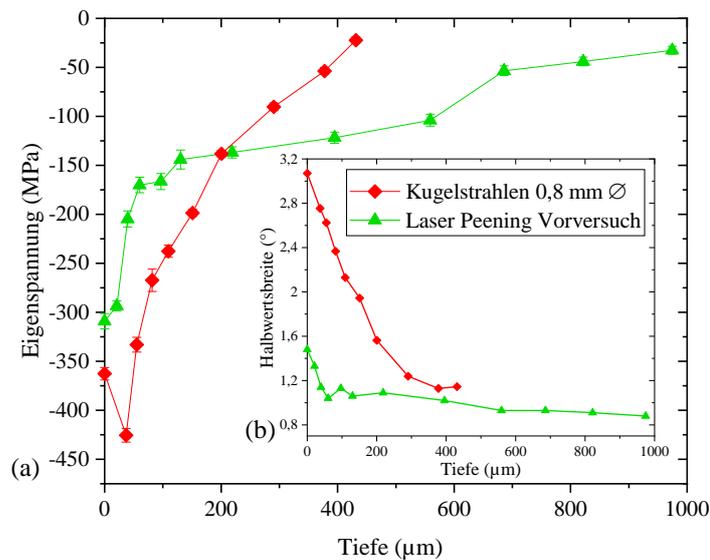
Die Variation des Durchmessers ergab nur eine geringe Änderung der Tiefenverteilung (*Abbildung 3-2 (a)*) und der Halbwertsbreite (*Abbildung 3-2 (b)*). Tendenziell verschiebt sich die Eigenspannungstiefe mit größerem Strahlmitteldurchmesser zu größeren Tiefen, wobei zwischen 1,2 mm und 1,4 mm eine Sättigung erreicht scheint, wie auch im Almen-Wert zu erkennen ist. Die Tendenzen der Halbwertsbreite (Einflüsse von Korngröße und Mikrospannungen) sind äquivalent. Das Maximum der Druck-Eigenspannung ist nicht vollständig aufgelöst, was das bei gesteigertem Strahlmittel-Durchmesser normalerweise größeres Maximum [298] erklärt. Die größere Eigenspannungstiefe für größere Durchmesser wurde von Herzog et al. [299] ebenfalls nachgewiesen. Hier wurden jedoch für eine gleiche Almen-Intensität parallel andere Elementarparameter des SP-Prozesses geändert. Der geringere Oberflächenwert bei 1,4 mm könnte an einer gesteigerten Rauheit liegen. Die Halbwertsbreite an der Oberfläche ist hingegen bei 1,4 mm am größten. Alternativ könnten Unterschiede zwischen den verwendeten Proben das Resultat bedingen.

Die Almen-Intensität (Durchbiegung der Plättchen) ist generell nicht eindeutig mit Makro-Eigenspannungen korreliert, da sie von allen grundlegenden SP-Parametern beeinflusst wird [299], d.h. die gleiche Eigenspannungstiefenverteilung kann mit unterschiedlichen Parameterkombinationen erreicht werden. Mit einem einzelnen Elementar-Parameter, wie für Strahlmittelgeschwindigkeit gezeigt [300], existiert hingegen eine lineare Korrelation.

Wie aus der Literatur bekannt [126,301], sind die Spannungsrichtungen durch das statistische Auftreffen des Strahlmittels äquivalent (d.h. äqui-biaxialer Spannungszustand), daher wird, wie in der gesamten vorliegenden Arbeit ebenfalls angewandt, nur eine Spannungskomponente zur Beurteilung des SP-Prozesses betrachtet.

Für die weiteren Betrachtungen und Untersuchungen wurde 0,8 mm als Strahlmittelgröße gewählt, da die verwendete Strahl-Lanze an ihrer 90°-Umlenkung mit 1,2 mm und 1,4 mm einen deutlich größeren Verschleiß aufwies und die Eigenspannungstiefenverteilung nicht stark abweicht. Die Tiefe der Druck-Eigenspannungen ist mit ca. 450  $\mu\text{m}$  als hoch anzusehen. Für die in der Projektkooperation industrierelevante Umsetzung wurde daher 0,8 mm gewählt.

Die nun festgelegten Strahlparameter des SP-Prozesses werden in *Abbildung 3-3* bzgl. der Makro-Eigenspannung (*Abbildung 3-3 (a)*) und der Mikrospannung (*Abbildung 3-3 (b)*) mit dem Vorversuch des LSP-Prozesses an gleichem Probenmaterial gegenübergestellt.



**Abbildung 3-3:** (a) Makro-Eigenspannungen der mittels SP und im Vorversuch mittels LSP behandelten GJL-Mikrostrukturproben, (b) Halbwertsbreiten-Auftragung der Probenzustände. Im Original veröffentlicht in [295].

Die Tiefe der Makro-Eigenspannung der LSP-Probe ist dabei klar erhöht, obwohl noch nicht bis zum Null-Durchgang gemessen wurde. Hingegen liegt das Maximum bei geringen Werten. Letzteres ist dabei sogar an der Oberfläche und nicht bei einem Tiefen-Maximum. Die Halbwertsbreiten-Tiefenverteilung korreliert mit der Makro-Eigenspannung und zeigt sich stark unterschiedlich für beide Verfahren. Für LSP ist gegenüber SP oberflächennah nur eine geringe Mikro-Eigenspannung nachweisbar.

Das insbesondere bei LSP nicht vorhandene Oberflächen-Maximum der Makro-Eigenspannung kann der geringen Härte von GJL zugeschrieben werden. Bei weicheren Werkstoffen wird die wirkende Spannung beim Kontaktdruck durch die plastische Dehnung bestimmt und nicht durch das unter der Oberfläche liegende Schubspannungsmaximum der Hertzschen-Pressung [126]. Der schnelle Abfall der Spannung ist aus der Literatur nicht bekannt [76], mögliche Einflüsse könnten die Graphit-Lamellen sowie deren Grenzflächen (geänderte Impedanz) sowie Proben-Streuungen darstellen. Letzteres könnte auch das erhöhte Referenz-Niveau der Halbwertsbreite der SP-Probe erklären. Der Nulldurchgang der Makro-Eigenspannung wird im weiteren Verlauf der vorliegenden Arbeit stets mitbetrachtet. Eine mögliche Dämpfungseigenschaft der Graphit-Phase wurde von Lundberg et al. durch einen Unterschied der Verformungstiefe zwischen GJS und GJL diskutiert [302].

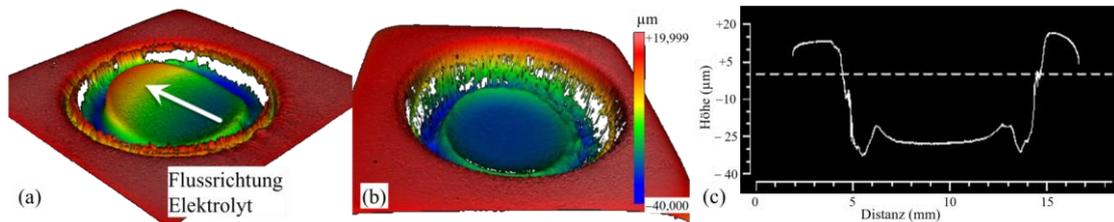
Die effektive Informationstiefe der Röntgen-Strahlung beträgt näherungsweise bei Betrachtung eines Phasen-Komposits mit 10 Vol-% Graphit und 90 Vol-% Ferrit bei  $0^\circ$   $\chi$ -Kippung  $6,00 \mu\text{m}$  (1/e-ter Teil /  $\sim 63$  % der gebeugten Gesamtstrahlung) bzw.  $17,97 \mu\text{m}$  (95 % der gebeugten Gesamtstrahlung) sowie bei  $70^\circ$   $\chi$ -Kippung  $2,05 \mu\text{m}$  bzw.  $6,14 \mu\text{m}$  [303]. Der Einfluss der Graphit-Phase auf die Informationstiefe ist dabei unter 1 %.

Die Eigenspannung wurden nur im verformungstragenden Ferrit gemessen, die Zementit-Phase ist hingegen nur im Synchrotron zugänglich [304]. Graphit-Lamellen sind mechanisch unter Zug als Poren anzusehen und verhalten sich nur unter Druck linear-elastisch [305]. Unter Zug startet plastische Verformung aufgrund der Spannungskonzentration an den Graphit-Lamellenspitzen bereits bei kleinen Beanspruchungen. Graphit-Eigenspannungen sind grundsätzlich über Raman-Spektroskopie messtechnisch zugänglich, jedoch ist die Kalibrierung sehr aufwendig. In der vorliegenden Arbeit werden die Makro-Eigenspannungen ausschließlich im Ferrit als verformungstragender Phase bestimmt.

Im Vergleich mit der Arbeit von Lundberg et al. [306] liegen die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit zwischen den dort konventionell und stark gestrahlten Zuständen, wobei für Letztere ein negativer Effekt der Strahlwirkung nachgewiesen wurde. Die Referenzprobe hatte dort jedoch bereits wesentliche oberflächennahe Druck-Eigenspannungen. Der geringe Unterschied im Maximum der Makro-Eigenspannungen könnte an leicht geänderten Materialeigenschaften des GJL zuzuschreiben sein. Weitere Arbeiten sind nicht verfügbar.

Zur Zugänglichkeit tiefer liegender Makro-Eigenspannungen wurde Material mittels Elektropolitur abgetragen. Besonders bei tieferem Abtrag ( $\sim 1$  mm) zeigte sich ein gleichmäßiger Abtrag als schwierig, siehe *Abbildung 3-4*. Durch anisotropen Elektrolytfluss (*Abbildung 3-4 (a)*) zeigt sich der Abtrag bevorzugt beim ersten Auftreffbereich. Durch schrittweises Drehen der Probe ergibt sich der in *Abbildung 3-4 (b,c)* abgebildete deutlich gleichmäßigere Abtrag innerhalb des zentralen Bereichs. An den äußersten Randbereichen ist hingegen kein gleichmäßiger Abtrag mehr gegeben. Diese wurden daher nur beim größten Kippwinkel der Probe teilweise mitbestrahlt. Verschiedene Ansätze wurde in der vorliegenden Arbeit im Rahmen von Vorversuchen ausprobiert, v.a. die Messung des gesamten Kraters mittels konfokaler Mikroskopie und dem anschließenden Auswerten von gefitteten Referenzebenen in Kratermitte und Kraterrand. Eine genaue Korrelation mit der, während der Probenkippung geänderten Informationstiefe der

Röntgenstrahlen und damit einem konkreten Tiefenwert, ist daher schwierig und wurde gemäß dem Aufwand daher nicht als nützlich eingeschätzt.



**Abbildung 3-4:** Beispielhafter elektrolytischer Abtrags-Krater bei GJL-Proben: (a) anisotroper Abtrag durch Elektrolytströmung, (b) isotroper Abtrag durch Probendrehung, (c) 1D-Profil aus (b).

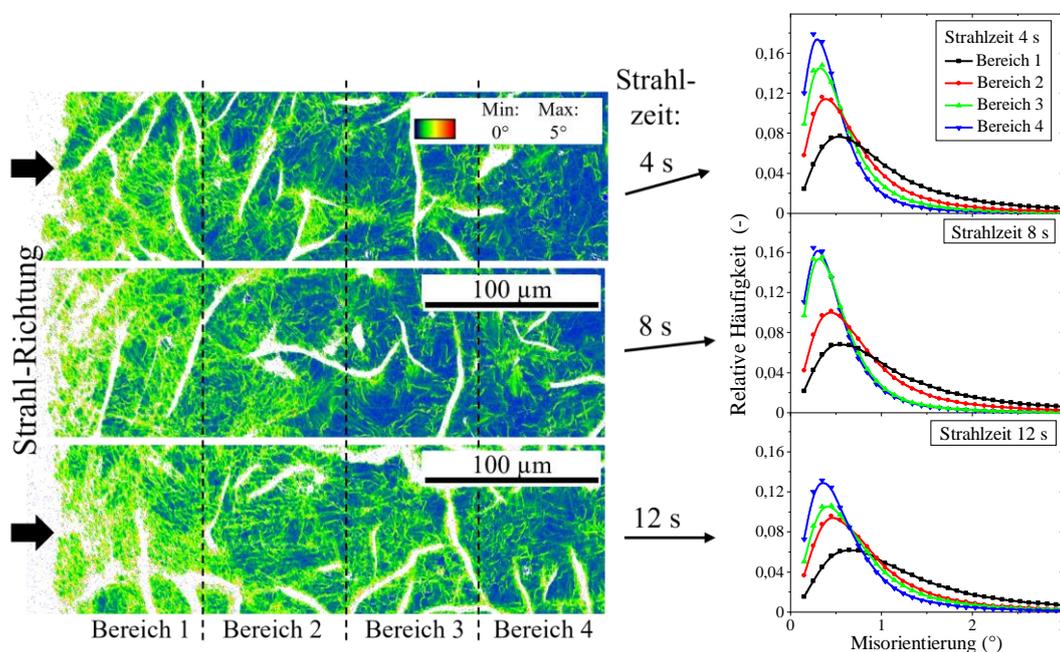
In der vorliegenden Arbeit wurden zudem keine Korrekturrechnungen der Eigenspannungen nach Moore & Evans [307] oder nach FEM-Simulation des Abtragsvolumens nach erfolgtem elektrolytischem Abtrag durchgeführt. Zunächst ist der reale Abtrag nicht wie bei Moore & Evans über die komplette Oberfläche, sondern prinzipiell in Zylinderform erfolgt. Die abgetragene Fläche ist zudem nicht perfekt eben. Innerhalb einer methodischen Arbeit von Holmberg et al. [308] wurde für Zylinderproben festgestellt, dass bis zu einer Tiefe von 1,5 mm die Resultate der tiefenabhängigen Spannungsmessung aus Laborgerät (mit flächigem elektrolytischem Abtrag) mit der aus Synchrotron-Messungen (ohne Abtrag) gut übereinstimmen. Tiefer liegende Eigenspannungen (v.a. im Zugbereich) werden unterschätzt, der Unterschied scheint jedoch bei ebener Fläche gering und wird daher für die vorliegende Arbeit daher als vernachlässigbar eingeschätzt. Des Weiteren überschätzen FEM-Korrekturrechnungen gegebene Zug-Eigenspannungsbereiche. Insbesondere bei mehrphasigem GJL existiert kein valides Modell zum Einfluss der Graphit-Phase. Aufgrund der stark nicht linearen Vorgänge bei Zugbeanspruchung von GJL wurden die elastischen Konstanten von Ferrit verwendet.

### 3.1.2 Mikro-Eigenspannungen – Verformungszustände

Zur Einschätzung der Mikro-Eigenspannungen nach SP (und LSP) wurden zunächst **GJL-Almen-Plättchen** im Querschnitt herangezogen. Diese normalerweise zur Dokumentation der SP-Strahlintensität herangezogenen genormten Stahl-Flachproben verbiegen sich nach Wegnahme der Einspannung aufgrund der eingebrachten Makro-Druck-Eigenspannungen.

Dadurch verstärkt sich die durch SP eingebrachte Verformung weiter. Durch die gesondert gefertigten GJL-Plättchen kann die Strahlintensität mit der Verformung korreliert werden.

In *Abbildung 3-5* sind Ergebnisse der EBSD-Untersuchung verschiedener Strahlintensitäten (exemplarisch durch den Parameter Strahlzeit dargestellt) gezeigt. Jede KAM-Karte ist dabei in vier Tiefenbereiche unterteilt worden und bei jedem Bereich wurde die Häufigkeitsverteilung aller im jeweiligen Bereich gegebenen KAM-Werte aufgetragen. Die Lage der Verteilung (Maximum, Median etc.) kann als Maß für den Grad an Verformung, die Breite der Verteilung als Maß für die Heterogenität des Verformungszustandes angesehen werden.

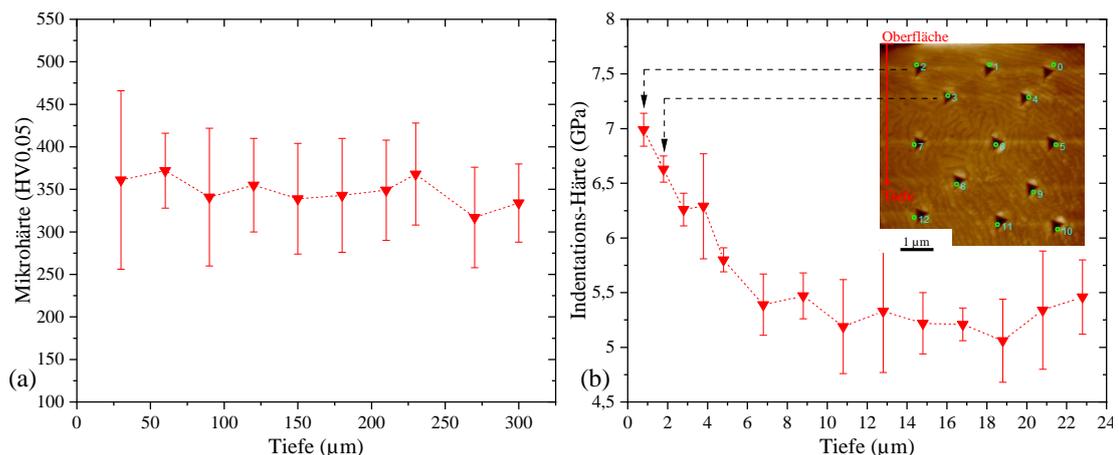


**Abbildung 3-5:** KAM-Karten der mittels SP verschieden lange behandelten GJL-Almen-Plättchen im Querschnitt sowie sich aus den verschiedenen Querschnittsbereichen ergebende relative Häufigkeitsdarstellung der Misorientierung. Die Häufigkeiten sind jeweils mit einer Lognormal-Funktion gefittet. Im Original veröffentlicht in [296].

Es zeigt sich, dass bei allen Strahlzeiten mit größerer Nähe zur Oberfläche ein höherer Grad an plastische Verformung vorhanden ist. Mit wachsender Strahlzeit steigt die Verteilungsbreite für alle Bereiche leicht an. Da die Änderung recht gering ist und die Kenngrößen der Lognormal-Fitkurve mit keiner physikalischen Größe in Verbindung gebracht werden kann, soll im Folgenden die gemittelte Profillinie der KAM-Karte zur Beurteilung verwendet werden, siehe auch z.B. *Abbildung 3-8 (d)*. Die Makro-Eigenspannungen der Almen-Plättchen sind weitgehend relaxiert.

Allgemein ist die Kernel-Average-Misorientation, d.h. die gemittelte Missorientierung zur jeweiligen Pixel-Nachbarschaft ein Maß für Dichte geometrisch notwendiger Versetzungen (GNDs) [309,310]. Diesen vermitteln im Gegensatz zu den statistisch notwendigen Versetzungen (SSDs) ausschließlich Rotationen zwischen benachbarten Pixeln (damit Bereiche innerhalb von Körnern). SSDs vermitteln hingegen Deformationen ohne Rotationsanteile und sind für KAM-Messungen nicht sensitiv sowie über IQ-Karten nicht von weiteren Einflüssen etc. zu trennen [311]. Beide Versetzungsarten sind jedoch für die Reflex-Halbwertsbreiten in XRD-Messungen sensitiv. In den Arbeiten von Soady und AlMangour wurde KAM-Karten zur Visualisierung des SP-Prozesses angewandt [312,313]. In der vorliegenden Arbeit wurde dies für den LSP-Prozess erweitert. Die konkrete Berechnung der GND-Dichte aus den 2D-KAM-Daten heraus wurde nicht durchgeführt, da die fehlende 3D-Rotationsinformation sowie die Orientierungsmessung mittels Hough-Raum-Bestimmung zu einem wesentlichen Genauigkeitsverlust führen [281].

An gleichen GJL-Almen-Plättchen wurden Härtemessungen auf  $\mu\text{m}$ - und  $\text{nm}$ -Skala im Querschnitt durchgeführt, siehe *Abbildung 3-6*. Die Mikrohärtigkeit (*Abbildung 3-6 (a)*) zeigt dabei einen unwesentlichen Trend mit steigender Härte zur Oberfläche hin, während die Streuung hoch ist. Die Indentations-Härte (*Abbildung 3-6 (b)*) zeigt bei moderater Streuung im Kornbereich nahe der Oberfläche eine deutliche Steigerung. Letztere ergibt sich als Mittelwert über die Härtewerte von Indentationen gleicher Tiefe sowie in Bezug auf eine Indentation über alle Härtewerte zwischen 60 und 80  $\mu\text{m}$  Indentationstiefe.

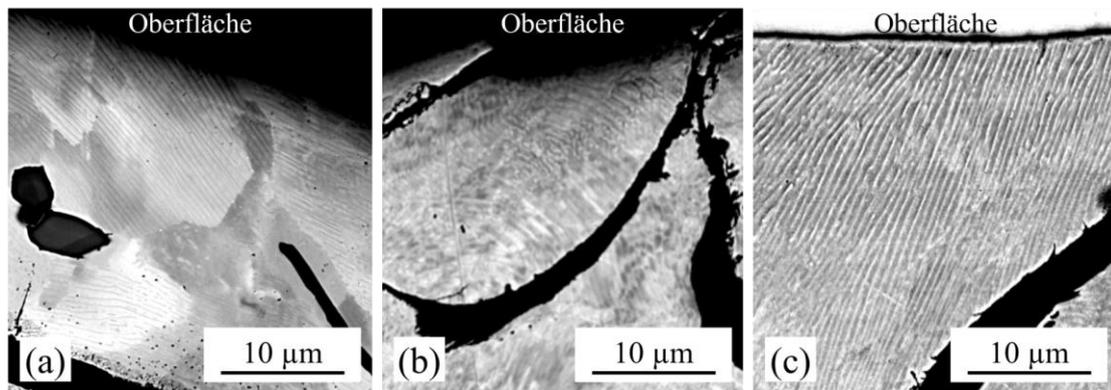


**Abbildung 3-6:** (a) Mikrohärtigkeit, (b) Indentations-Härte (Nanoindentation) des mittels SP behandelten GJL-Almen-Plättchens. In (b) ist ebenfalls die mit der Indentations-Spitze nachträglich vermessene Topographie der Messfläche dargestellt. Ein Datenpunkt ergibt sich aus den Messpunkten gleicher Tiefe (siehe gestrichelte Pfeile). Degenerierte Zementit-Lamellen sind am dunkleren Kontrast zu erkennen.

Die Effekte können mit der Größe der plastischen Zone in Verbindung gebracht werden. Die plastische Zone wird grundsätzlich als halbkugelförmig angesehen [314]. Im Gegensatz zu den bisherigen Berechnungsansätzen von Kramer et al. [315] sowie des modifizierten Nix & Gao Modell nach Durst et al. [316] schlägt ein neuerer Ansatz von Phani et al. die Abschätzung auf Basis FEM simulierter und experimentell charakterisierter Härte-Beeinflussung benachbarter Indents vor, konkret ist Faktor 10 der Indentationstiefe [317] als maximaler Einflussabstand genannt. Die „effektive“ Größe der plastischen Zone beträgt für die gegebenen Vickers-Indentationen ca. 5  $\mu\text{m}$  (ebenfalls 10-fache Indentationstiefe), für die Indentations-Härte (Indentationstiefe  $\sim 80$  bis 85 nm) ca. 800 bis 850 nm Durchmesser. Letztere ist bereits in der Größenordnung des Zementit-Lamellenabstandes und damit dehnt sich die plastische Zone stets über die nächste Grenzfläche Ferrit-Zementit hinweg aus.

Der Bereich erhöhter Indentations-Härte lässt sich auf nicht mehr intakte Zementit-Lamellen zurückführen, siehe auch Topographie-Scan der indentierten Oberfläche in *Abbildung 3-6 (b)*. Dies führt zur Verringerung der Ferrit-Zementit-Grenzflächen als „weiche“ Fehlstellen, ein besser zu messender pile-up Effekt der Ferrit-Versetzungen sowie ggf. im Bereich der oberflächennächsten Höchstverformung auftretenden Umorientierung von Teilen der Zementit-Lamellen in eine Orientierung senkrecht zur Indentationsrichtung. Letzteres wird dadurch wahrscheinlicher, dass Sink-In-Effekte („Einschnürung“ des Indents) bei den Indentationen Null bis Vier zu erkennen sind, im Gegensatz zu Pile-up-Effekten bei tieferen Indents (sichtbare Topographie-Erhöhung). Die Graphit-Lamellen sind deutlich weicher als die Perlit-Matrix, v.a. bei der Vickers-Messung gleitet die Indenter-Spitze bei zu großer Nähe in den Graphit-Bereich ab und erniedrigt die Härte erheblich. Es wurde daher explizit auf Abstand zu Graphit-Lamellen geachtet.

Grundlegende Verformungscharakteristika konnten mit den GJL-Almen-Plättchen bereits nachgewiesen werden. Dies soll nun auf **GJL-Proben** ausreichender Dicke aus dem Produktionsumfeld erweitert und mit einem Vorversuch für Laser Peening gegenübergestellt werden. *Abbildung 3-7 (a,b,c)* zeigt **Rückstreuelektronen Aufnahmen** im Querschnitt der Referenz-, SP- und LSP-Probe. Es zeigt sich keine Beeinflussung der Zementit-Lamellen bei Referenz- und LSP-Probe *Abbildung 3-7 (a,c)*. Die Lamellen der SP-Probe *Abbildung 3-7 (b)* sind hingegen oberflächennah gebrochen, was zudem mit Tiefe der verstärkten Indentations-Härte der GJL-Almen-Plättchen aus *Abbildung 3-6 (b)* korreliert.



**Abbildung 3-7:** Rückstreuelektronen-REM-Aufnahmen im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) SP und (c) LSP behandelten Proben. Die Graphit-Phase erscheint dunkel. Im Original veröffentlicht in [295].

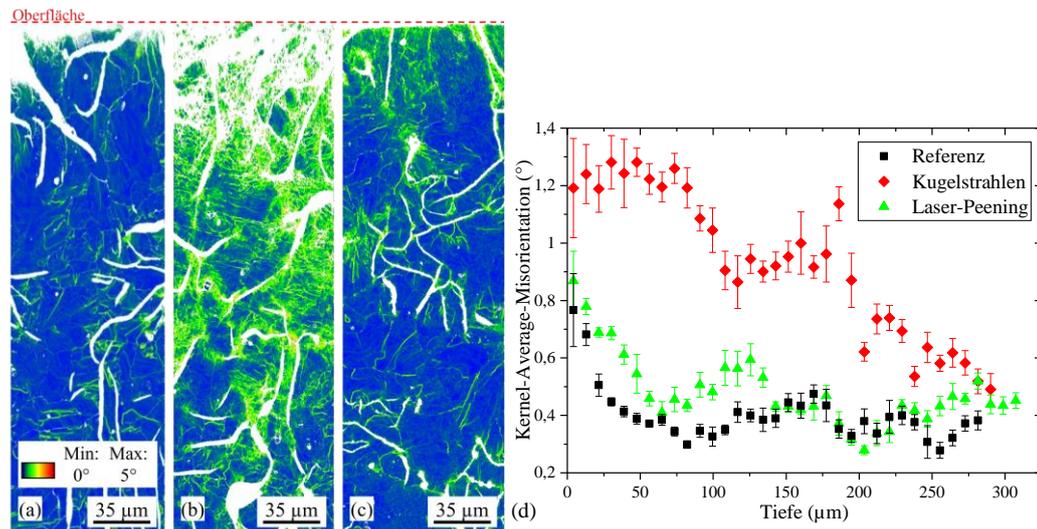
Bei der SP-Probe sind im Gegensatz zur Referenzprobe zudem Kontrastwechsel innerhalb der Ferritphase zu erkennen, welche auf Missorientierungen (zum Teil Korngrenzen) zwischen den Bereichen, und damit starken Verformungen hindeutet.

**KAM-Karten** der GJL-Proben im Querschnitt sind in *Abbildung 3-8 (a,b,c)* enthalten. Zusammen mit den gemittelten tiefenabhängigen Profilen aus *Abbildung 3-8 (d)* zeigt sich nach LSP eine leicht erhöhter und nach SP einen deutlich erhöhter Verformungsgrad. Im SP-Zustand sind die EBSD-Rohdaten nahe der Oberfläche z.T. nicht mehr indizierbar, was auf eine hohe Defektdichte hindeutet.

Des Weiteren zeigt sich lokal betrachtet insbesondere bei den SP- und LSP-Proben eine sichtbare GND-Dichte-Erhöhung in Nähe der Graphit-Lamellen und damit der Grenzfläche zur Zweitphase. In Nähe der Graphit-Lamellen als deutlich weichere Phase können Verformungen im Ferrit/Zementit-Komplex einfacher auftreten. Die LSP-Probe weist auch in Nähe der Graphit-Lamellen weniger GND-Dichte und damit Mikro-Eigenspannung als die SP-Probe auf, was aufgrund der Rissinitiierung an Graphit-Lamellenspitzen (Spannungsüberhöhung) bei Ermüdungsversuchen eine Rolle spielen könnte.

Lundberg et al. [302] beobachtete ebenfalls im Probenquerschnitt innerhalb der Ferrit-Lamellen des Perlit sowie insbesondere in Nähe der Graphit-Phase erhöhte Verformung. Durch die Betrachtung der Missorientierung zwischen  $1,5^\circ$  und  $10^\circ$  fehlten jedoch die Bereiche schwacher

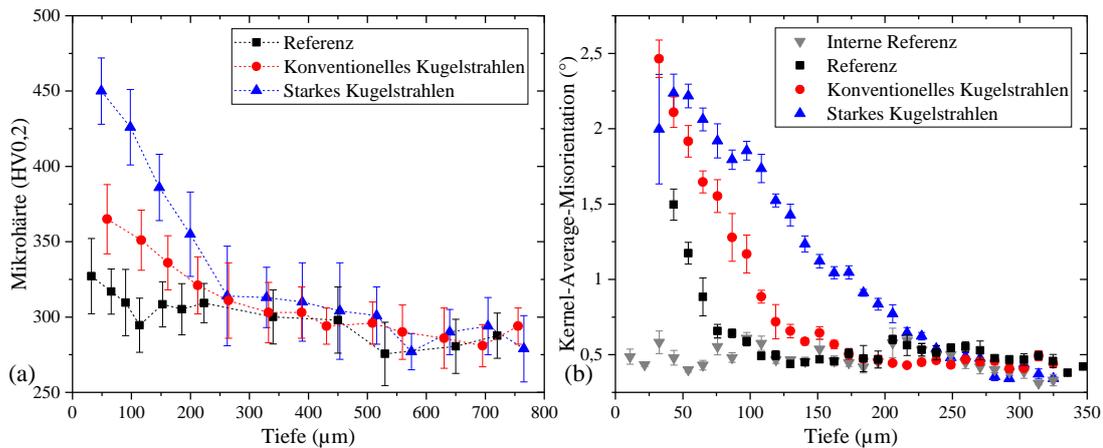
Deformation und die Tiefenbereiche von GND-Dichte und Halbwertsbreite der Spannungsanalyse waren nicht korreliert wie in der vorliegenden Arbeit.



**Abbildung 3-8:** KAM-Karten der GJL-Proben im Querschnitt: (a) Referenz, (b) SP und (c) LSP. (d) KAM-Tiefenverlauf mit über einen jeweiligen Tiefenbereich von 8,66 µm gemitteltem KAM-Wert. Im Original veröffentlicht in [295].

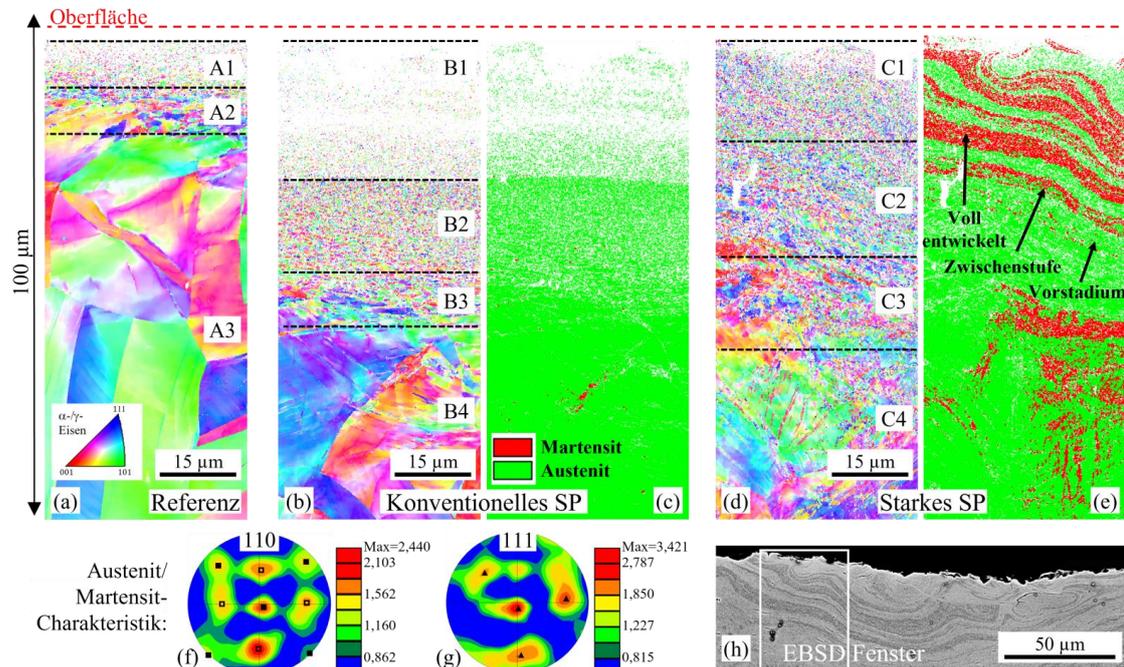
Aufgrund der Komplexität des Gefüges wurden für den SP-Prozess einphasige Proben aus **316L-Stahl** ähnlicher Korngröße miteinbezogen, welche mit zwei Strahlintensitäten behandelt wurden. Die Profile der **Mikrohärte** und **KAM-Karten** sind in *Abbildung 3-9* abgebildet.

Die Verläufe der behandelten Proben aus *Abbildung 3-9 (a,b)* korrelieren hinsichtlich max. Tiefe untereinander sowie mit den (hier nicht gezeigten) Verläufen der Makro-Eigenspannung und Halbwertsbreite. Es zeigt sich zunächst nahe der Oberfläche ein höherer Verformungsgrad der Referenzprobe im Vergleich zum KAM-Profil aus *Abbildung 3-9 (b)*. Dies ist auf die Vorbereitung der Probenoberfläche zurückzuführen, welche noch Rest-Verformungsschichten der Proben-Trennung beinhaltet. Bei der Mikrohärte zeigt sich eine generelle Härtesteigerung für die konventionell und vor allem stark gestrahlte Probe, was auf Kornfeinung des im Ausgangszustand großen Korns sowie Martensitbildung zurückzuführen sein dürfte. Außerdem ist eine im Gegensatz zum KAM-Profil deutliche Steigerung der stark gestrahlten Probe gegenüber der konventionell gestrahlten Probe erkennbar. Daraus folgt, dass ein weiterer Aspekt Einfluss nimmt.



**Abbildung 3-9:** (a) Mikrohärte im Querschnitt der ungestrahlten Referenz sowie der mittels konventionellem und starkem Kugelstrahlen behandelten Proben, (b) KAM-Tiefenverlauf im Querschnitt der ungestrahlten Referenz sowie der mittels konventionellem und starkem Kugelstrahlen behandelten Proben, mit über einen jeweiligen Tiefenbereich von 10,8 µm gemitteltem KAM-Wert. Der interne Referenzbereich zeigt eine von der Tiefe abgekoppelte Messlinie im Mikrostruktur-Referenzbereich. Im Original veröffentlicht in [270].

Zur Aufklärung werden Korn- und Phasenkarten aus EBSD herangezogen, siehe *Abbildung 3-10*. Die Veränderungen der Korngröße durch die Restverformungsschichten sowie die konventionelle und starke SP-Behandlung sind in *Abbildung 3-10 (a,b,d)* erkennbar und in *Tabelle 3-1* quantitativ beschrieben. Es zeigt sich eine mit wachsender Strahlintensität sich größer ausbildende Kornfeinungsschicht, welche sich aus einem Gradienten von Körnern mit µm-Größe und nm-Größe zur Oberfläche hin zusammensetzt. Die EBSD Phasenkarten (*Abbildung 3-10 (c,e)*) sowie die Rückstreuungsaufnahme (*Abbildung 3-10 (h)*) zeigen die Bildung einer verformungsinduzierten Martensitphase. Diese bildet sich, wie beim konventionellen SP sowie in tieferen Bereichen des stark gestrahlten SP ersichtlich, zunächst in sehr lokal begrenzten Flächen aus. Beim stark gestrahlten SP-Prozess ist oberflächennah hingegen, abhängig vom Tiefengradient der Verformung, die Bildung von Martensitbändern in verschiedenen Stadien erkennbar. Die konventionell gestrahlte Probe kann aufgrund des geringen Martensit-Anteils in Näherung als SP-Probe ohne Martensitbildung betrachtet werden.



**Abbildung 3-10:** Mikrostrukturentwicklung im Querschnitt bei 316L vor und nach SP: (a) inverse Polfigur (IPF-) Karte der Referenz, IPF-Karte und Phasenkarte Austenit/Martensit (b,c) konventionell sowie (d,e) stark kugelgestrahlte Probe. (f) 110-Polfigur der Austenit-Phase, (g) 111-Polfigur der als Ferrit indizierten Martensitphase und (h) REM-Rückstreuelektrorenaufnahme eines Ausschnitts aus (d,e). Im Original veröffentlicht in [270].

Die Bildung von Martensit wird anhand der ausgewerteten Polfiguren des C1-Bereichs aus *Abbildung 3-10 (e)* in *Abbildung 3-10 (f,g)* nachgewiesen. Diese sind als Vielfache der statistischen Orientierungsverteilung in Bezug zur äußeren Normalen-Richtung der Probe dargestellt. Die 110-Polfigur aller feinkristallinen Austenit-Körner zeigt zunächst eine  $\langle 110 \rangle$ -Orientierungspräferenz in äußerer Normalen-Richtung, welche dem Texturzustand einer typischen Walztextur von 316L entspricht [318] und damit den Deformationsvorgang des SP-Prozesses als ähnlich charakterisiert. Es zeigen sich genauer betrachtet zwei verschiedene Typen des Texturzustandes in der 110-Ebene, jeweils  $90^\circ$  zueinander gedreht. Die 111-Polfigur der umgewandelten Martensitkörner zeigt hingegen eine  $\langle 111 \rangle$ -Orientierungspräferenz zur äußeren Normalen-Richtung. Die Umwandlung der Orientierungspräferenz repräsentiert damit gerade die klassische Orientierungsbeziehung zwischen ehemaligen Austenit- und umgewandelten Martensitkörnern gemäß Kurdjumov-Sachs (Richtungsbeziehung  $\langle 110 \rangle \gamma \parallel \langle 111 \rangle \alpha'$ ) [319]. Damit ist die Martensitbildung indirekt nachgewiesen. Die bei röntgenographischen Texturmessungen gefundene Radialsymmetrie von SP-Polfiguren [301] findet sich hier aufgrund

des begrenzten Messfeldes interessanterweise nicht. Aufgrund des sehr kleinen Unterschieds im Gitterparameter von Ferrit (krz) und Martensit (tetragonal raumzentriert) ist eine Unterscheidung mittels EBSD unter normalen Messumständen nicht möglich. Die stärkere Textur der Martensitkörner gegenüber den Austenitkörner ist gerade durch den bereits vor der Umwandlung vorliegenden höheren Deformationsgrad zu erklären, welcher erst die Martensit-Umwandlung erlaubt.

**Tabelle 3-1:** Übersicht der in *Abbildung 3-10* enthaltenen Bereiche der Mikrostruktur der 316L-Proben. Im Original veröffentlicht in [270].

Referenz	Konventionelles SP	Starkes SP
<b>A1:</b> ~60 bis 200 nm Korngröße, hohe Defektdichte, Tiefe ~12 $\mu\text{m}$	<b>B1:</b> ~20 bis 50 nm Korngröße, hohe Defektdichte, Tiefe ~30 $\mu\text{m}$	<b>C1:</b> ~30 bis 100 nm Austenit- und ~90 bis 130 nm Martensit-Korngröße, moderate Defektdichte, Tiefe ~25 $\mu\text{m}$
<b>A2:</b> Übergangsmikrostruktur, Gradient in Korngröße und Defektdichte, Tiefe ~24 $\mu\text{m}$	<b>B2:</b> ~220 nm Korngröße, moderate Defektdichte, Tiefe ~50 $\mu\text{m}$	<b>C2:</b> ~250 nm Austenit- und ~220 nm Martensit-Korngröße, moderate Defektdichte, Tiefe ~45 $\mu\text{m}$
<b>A3:</b> Referenz-Mikrostruktur	<b>B3:</b> Übergangsmikrostruktur, Tiefe ~65 $\mu\text{m}$	<b>C3:</b> Übergangsmikrostruktur, Tiefe ~70 $\mu\text{m}$
	<b>B4:</b> Leicht verformte Referenz-Mikrostruktur mit Subkorn- und Zwillingsgrenzen, Tiefe ~170 $\mu\text{m}$	<b>C4:</b> Verformte Referenz-Mikrostruktur mit Subkorn- und Zwillingsgrenzen sowie Martensitbildung, Tiefe ~280 $\mu\text{m}$
	Darunter: Referenz-Mikrostruktur	Darunter: Referenz-Mikrostruktur

Des Weiteren ist aus *Abbildung 3-10 (b,d)* erkennbar, dass die oberflächennächsten Bereich im Falle des starken SP-Prozesses (Bereich C1) trotz theoretisch größerem Verformungsgrad besser indizierbar scheinen als beim konventionellen SP-Prozess bzw. (Bereich B1), was bei gleicher Präparationsqualität auf einen geringeren Grad an Defekten hindeutet. Die nicht gezeigte IQ-Karte bestätigt diese Tendenz. Im Falle der stark gestrahlten Probe wurde in Region C1 gegenüber B1 ebenfalls eine leicht größere Korngröße festgestellt. Dies könnte auf Erholungsphänomene mit Kornwachstum hindeuten, welche durch die gegebenen höheren Temperaturen gefördert werden.

Die Martensitumwandlung dient hier als Messsonde für Deformation. Es zeigt sich, dass insbesondere beim starken SP-Prozess des einphasigen Stahls 316L offenbar Deformationsbänder entstehen anstatt eines kontinuierlichen Gradienten. Dies ist für den SP-Prozess noch nicht beobachtet worden. Der grundsätzliche Effekt der Kornfeinung mit Gradientengefüge sowie Martensitbildung bei austenitischen Edelmählen ist bereits beobachtet worden [55,320].

### 3.1.3 Oberflächenzustände

Die Oberflächen-Rauheit nach SP soll anhand von austenitischem **316L-Stahl** charakterisiert werden, da die Oberfläche im Gegensatz zu GJL keine Phasengrenzen enthält. Zusätzlich wurden zwei verschiedene Strahlintensitäten betrachtet. Die Ergebnisse der Rauheit, welche in den Rauheitsparametern  $R_a$  und  $PV$  (max. Abstand Minimum-Maximum) dargestellt sind und die Mikro- und Sub- $\mu\text{m}$ -Skala abdecken, sind in *Tabelle 3-2* aufgelistet. Das AFM öffnet dabei den Rauheitsmessbereich nach unten, bietet jedoch trotz Flächenmittelung keine ausreichend repräsentative Messlänge gemäß Norm für taktile Messgeräte [272]. Da mehrere Probenstellen gemessen wurden, lässt sich zumindest eine Tendenz verschiedener Probenzustände ermitteln.

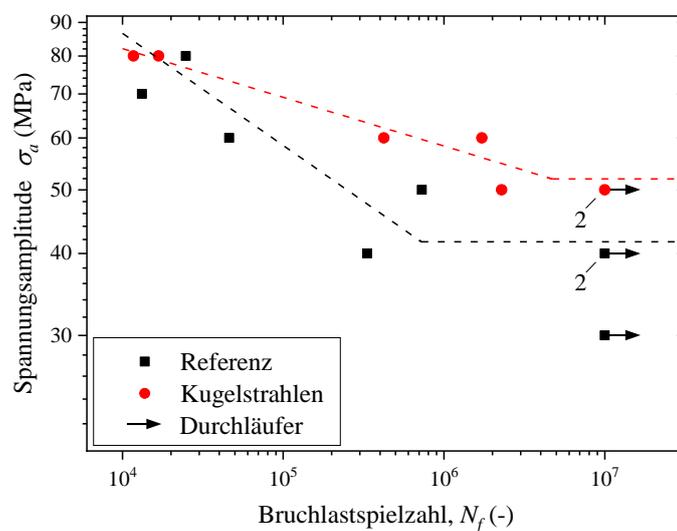
**Tabelle 3-2:** Mikro- und Nano-Rauheit der 316L-Proben. Im Original veröffentlicht in [270].

Messverfahren	Parameter	Referenz	Konventionelles SP	Starkes SP
Konfokal	$R_a / \mu\text{m}$	$4,54 \pm 0,25$	$4,42 \pm 0,50$	$3,72 \pm 0,42$
	$PV / \mu\text{m}$	$23,82 \pm 2,65$	$20,88 \pm 3,40$	$16,70 \pm 1,71$
AFM	$R_a / \text{nm}$	$137,27 \pm 44,66$	$194,07 \pm 47,95$	$290,87 \pm 116,08$
	$PV / \text{nm}$	$561,78 \pm 103,23$	$925,35 \pm 171,76$	$1177,43 \pm 264,65$

Es zeigt sich ein gegenläufiger Trend zwischen Mikrorauheit (konfokal) und Sub- $\mu\text{m}$ -Rauheit (AFM, Rasterkraft-Mikroskop). Die Mikrorauheit weist nach konventionellem SP nahezu keine Änderung auf, nimmt jedoch nach starkem Kugelstrahlen deutlich ab. Grund ist die nicht unwesentliche Mikrorauheit im Referenzzustand. Die Sub- $\mu\text{m}$ -Rauheit steigt bei beiden Strahlintensitäten an. Aus der Literatur ist bekannt, dass die Mikro-Rauheit polierter Oberflächen nach SP ansteigt. [51]. Der Anstieg der Sub- $\mu\text{m}$ -Rauheit durch SP ist somit unabhängig von der Situation der Mikrorauheit. Anwendungsspezifisch kann dies im Zusammenspiel mit der Nanometer-Korngröße beispielsweise für körpereigene Wechselwirkungen mit Biomaterialien interessant sein [321]. Die Mikro-Rauheit nach SP liegt dabei in ähnlicher Größenordnung wie polierter gehärteter Stahl nach SP in der Literatur [322]. Es folgt somit, dass die Betrachtung der Mikro- und Sub- $\mu\text{m}$ -Skala bei der Rauheitsbetrachtung wichtig sein kann.

### 3.1.4 Ermüdungszustände

Aufgrund der nur wenigen in der Literatur verfügbaren Untersuchungen von Kugelstrahlen an GJL sowie zur Prüfung der Ermüdungsfestigkeit des GJL SP-Zustandes wurden Zug-Druck-Ermüdungsversuche an Rundproben durchgeführt. Die Ergebnisse sind in einer Wöhler-Auftragung in *Abbildung 3-11* dargestellt. Es zeigt sich eine 20 % Verbesserung der ertragbaren Spannungsamplitude im Dauerfestigkeitsbereich ( $10^7$  Schwingenspiele). Weniger Verbesserung gibt es bei höheren Spannungsamplituden.



**Abbildung 3-11:** Ergebnisse der Ermüdungsuntersuchungen an GJL (Spannungsverhältnis  $R = -1/3$ ) mit Referenzzustand (Bearbeitung auf Werkzeugmaschine) sowie mittels SP behandelter Zustand. Proben größer  $10^7$  Schwingenspiele wurden als Durchläufer bei  $10^7$  Schwingenspielen eingeordnet. Die Zahl „2“ weist auf zwei Proben am gleichen Auftragungspunkt hin.

In einer der wenigen vergleichbaren Untersuchungen an GJL beobachtete Lundberg et al. [306] eine Abhängigkeit der Ermüdungsfestigkeit von der Strahlintensität. Tendenziell führte er eine gesteigerte Festigkeit nur bei geringen Strahlintensitäten an, während berechnete Zugspannungen im Innern zu einer Minderung bei hohen Strahlintensitäten führen. Als Referenz wurde jedoch eine bereits druckspannungsbehaftete Probe herangezogen, weshalb ein quantitativer Vergleich nicht sinnvoll erscheint. Die in der vorliegenden Arbeit verwendete Strahlintensität liegt etwa in der Mitte der von Lundberg et al. verwendeten Intensitäten. Die in der vorliegenden Arbeit ca. 20 % verbesserte Ermüdungsfestigkeit bestätigt das. Die Wöhlerkurve von Lundberg et al. weist eine ähnliche Steigung im Bereich der Zeitfestigkeit auf. Die Rohdaten der vorliegenden

Untersuchung liegen auf einem etwas höheren Niveau der Spannungsamplitude, was auf die von Lundberg et. al. verwendete rein wechselnde Beanspruchung ( $R = -1$ ) zurückgeführt werden könnte. Wollmann et al. konnte für GJL 200 eine Verbesserung der Dauerfestigkeit nach SP um ca. 30 % nachweisen [297], wobei die Strahlintensität mit  $0,2 \text{ mmA}^2$  geringer lag als in der vorliegenden Arbeit. Kugelstrahlen steigert im Allgemeinen die Ermüdungsfestigkeit metallischer Werkstoffe [51], besonders wenn eine hohe Kerbempfindlichkeit des Werkstoffes vorliegt [297].

#### **Fazit des Abschnitts:**

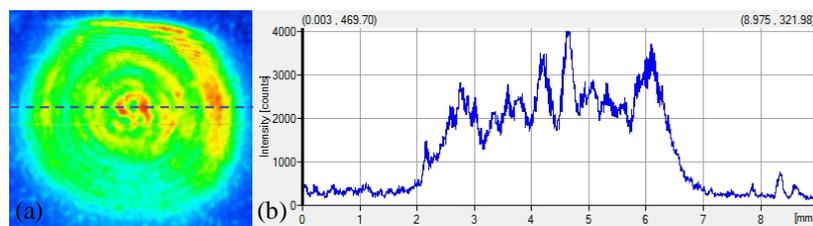
- EBSD ist eine geeignete Methode zur qualitativen und quantitativen Darstellung von mittels Kugelstrahlen eingebrachter Verformung im Probenquerschnitt.
- Kugelstrahlen und Laser Peening erhöhen Versetzungsdichte bei GJL verstärkt an Bereichen der Grenzfläche zu Graphit-Lamellen, Laser Peening deutlich weniger.
- Kugelstrahlen steigert Ermüdungsfestigkeit von konventionellem GJL um 20 %.
- Austenitischer Stahl 316L zeigt nach Kugelstrahlen Martensitbildung in Form von Deformationsbändern. Diese wurden als Messsonde für Deformation/Verformung genutzt. Es besteht eine Orientierungsbeziehung zum umgebenen Austenit.
- Martensit als Messsonde für Deformation/Verformung nach Kugelstrahlen.
- Härtesteigerung nach konventionellem und starkem Kugelstrahlen durch Kornfeinung (konventionell) und Martensitbildung (stark) bei 316L begründet.

## 3.2 Laser Peening – Integration und Prozessverständnis

In der Literatur sind bereits aus den experimentellen Arbeiten von Fairand et al. [66], Dane et al. [109,323], Eisner [61], Peyre et al. [53] einige auch bereits in *Abschnitt 1.1.2* dargestellte Grundlagen zum LSP-Prozessverständnis bekannt. In der vorliegenden Arbeit werden hingegen einige ausgewählte Aspekte behandelt, welche experimentelle Relevanz zeigen und in der Literatur noch unzureichend diskutiert sind. Die folgenden Untersuchungen werden mit **Reineisen** als Modellwerkstoff durchgeführt. Aufgrund der geringen Härte ergibt sich eine größere plastische Verformung während des LSP-Prozesses, welche sich sensitiver untersuchen lässt.

### 3.2.1 Verformungsorientiertes Prozessverständnis

Das Laserstrahl-Profil zeigt eine direkte Auswirkung auf die Verformungscharakteristik. Das in der vorliegenden Arbeit verwendete Profil (wird v.a. für Laser geringerer Strahlqualität in der Literatur nicht angegeben) ist in *Abbildung 3-12* dargestellt (2D-Ansicht in (a) sowie 1D-Profil in (b)) und kann repräsentativ für LSP mittels Laser geringer Strahlqualität ohne Top-Hat-Profil herangezogen werden. Man erkennt Intensitätsfluktuationen aus Beugungseffekten beim Durchgang des aktiven Mediums (Nd:YAG). Bei der Strahlfokussierung auf der Probe schieben sich die Fluktuationen zusammen. Im Brennpunkt der Linse würde ein breites Gauß-ähnliches Maximum entstehen.

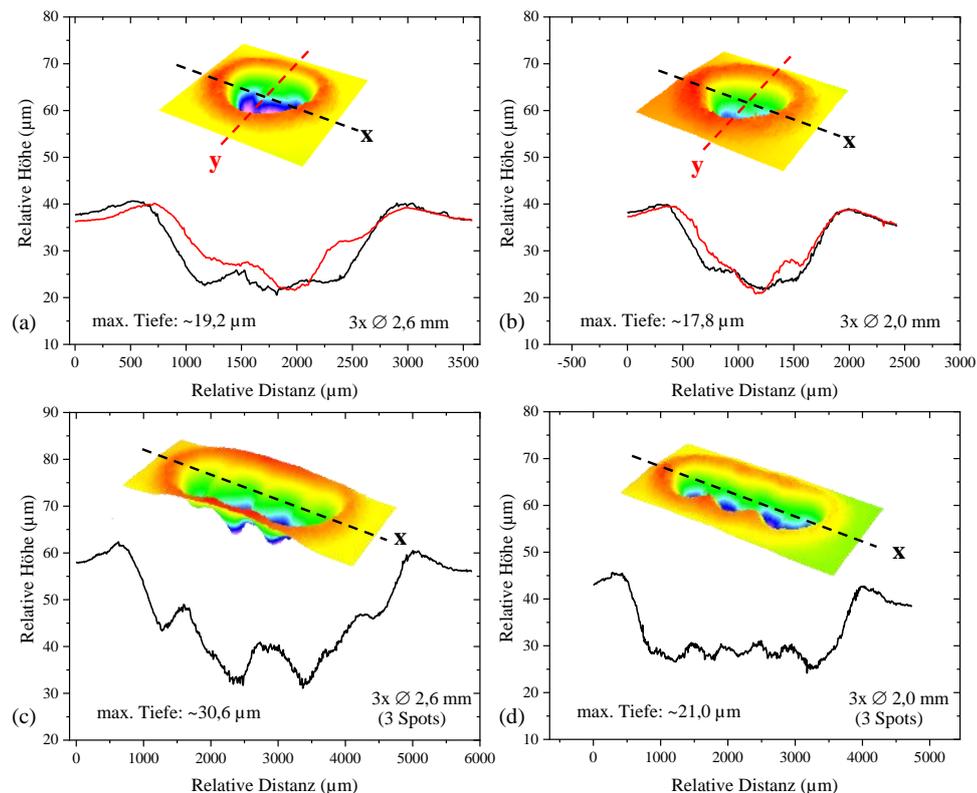


**Abbildung 3-12:** Laser-Intensitätsprofil des verwendeten Quanta-Ray Pro Lasers ( $\lambda=1064$  nm,  $M^2 \sim 3$  bis 5). (a) 2D-Ansicht sowie (b) 1D-Profil aus gestricheltem Linienschnitt in (a).

Bei einem LSP-Einzelbeschuss entsteht durch die erfolgreiche Schockverformung ein Verformungskrater, im Folgenden LSP-Indent genannt. Die Topographie dieser Einzel-Indents ist in *Abbildung 3-13 (a,b)* für zwei Durchmesser dargestellt. Man erkennt die Fluktuationen im

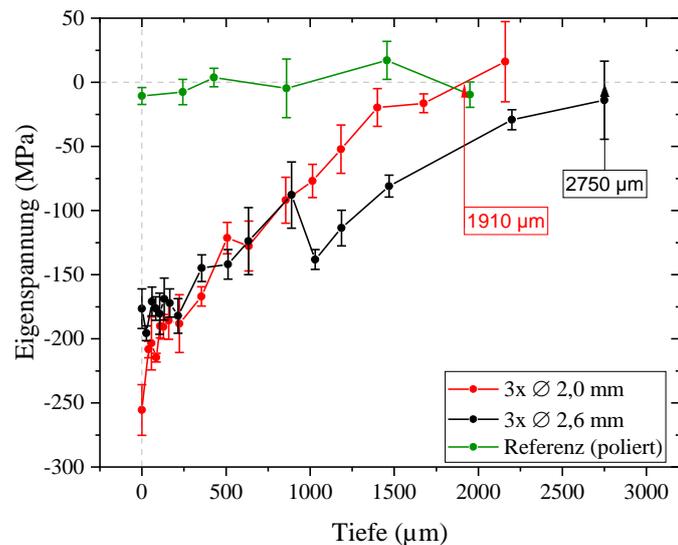
Profil, welche aus dem entsprechend fokussierten Laserstrahl-Profil aus *Abbildung 3-12* hervorgehen. In Vorversuchen wurde ermittelt, dass die Nutzung der vollen Laserleistung den größten Effekt hervorbringt. Zwei exemplarische Durchmesser wurden in diesem Fall herausgegriffen. Man erkennt aus *Abbildung 3-13 (a,b)*, dass der größere Durchmesser trotz geringerer Leistungsdichte zu einem tieferen Indent führt, was in ähnlicher Form auch von Eisner beobachtet wurde, jedoch auf die Probendicke zurückgeführt wurde [61]. Ein weiterer Grund könnte der Übergang der Schockwellen-Charakteristik sein, welche bei kleinen Durchmessern tendenziell einer 3D-Kugelwelle folgt und bei größeren Durchmessern eine ebene Schockwelle darstellt, die effizienter im Absorber sowie im darunter liegenden Material propagieren kann.

Betrachtet man Überlappungen von Spots (siehe *Abbildung 3-13 (b,c)* mit exemplarisch drei Überlappungen), zeigt sich der Verformungs-Tiefeneffekt verstärkt. Auf der anderen Seite zeigt sich, dass durch weniger tiefe Verformung und entsprechend gewählte Überlappung glattere Profil erreicht werden können (50 % Überlappung bei 2,0 mm Strahldurchmesser, *Abbildung 3-13 (d)*). Beim 2,6 mm Spotgröße (62 % Überlappung, *Abbildung 3-13 (c)*) wurde die Überlappung etwas größer gewählt, um durch gleiche Spotabstände die thermische Belastung des Al-Absorbers ähnlich zu halten, außerdem wurden so die topographischen Minima etwas mehr zusammengeschoben. Bei größerer Überlappung lässt sich tendenziell ein weniger raues Profil erreichen. Dies steht jedoch im Gegensatz zur Eigenspannungstiefenverteilung und der Prozesszeit. Nach Eisner ergibt sich bei 50 % Überlappung die tiefste und homogenste Eigenspannungsverteilung des Gesamtfeldes [61], wobei hier keine individuellen Laser-Intensitätsprofile berücksichtigt wurden.



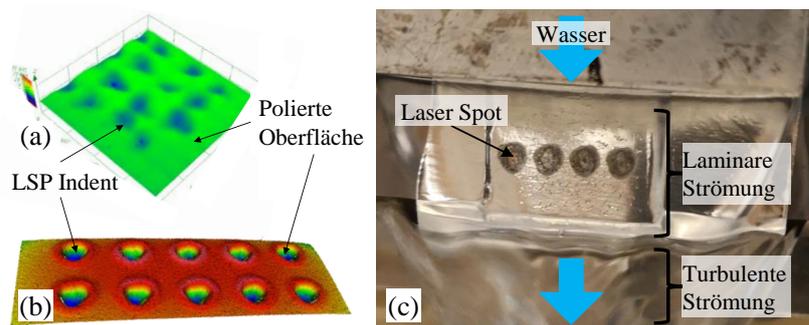
**Abbildung 3-13:** Profilmessungen durch LSP-Indents: Einzel-Indents mit (a) 2,6 mm und (b) 2,0 mm Strahldurchmesser. Gleichmäßige Überlappung von drei LSP-Indents für (c) 2,6 mm mit 62 % Überlappung und (d) 2,0 mm Strahldurchmesser mit 50 % Überlappung. Die relative x-Skalierung ist in (a,b) sowie (c,d) jeweils identisch. Die relative y-Skalierung ist in (a,b,c,d) identisch.

Die Tiefenverteilung der Makro-Eigenstressungen der beiden Durchmesser aus *Abbildung 3-13* sind in *Abbildung 3-14* dargestellt. Bei größerem Durchmesser verkleinert sich das Maximum und vergrößert sich die Tiefe der Druck-Eigenstressung. Eine große Tiefe ist damit mit einer großen Verformungstiefe des LSP-Indents verknüpft sowie mit einer möglichst ebenen Schockwelle. Eine weitere Optimierung wurde hier nicht durchgeführt und wird hingegen exemplarisch in *Abschnitt 3.3.1* für Ti6Al4V gezeigt. Die relative große Streuung in den Makro-Eigenstressungen wird auf die Korngröße (Verteilung liegt zwischen 20 und 100 µm mit Maximum bei ca. 60 µm) und eine gegebene Texturierung (Drahttextur) zurückgeführt. In den nachfolgenden Untersuchungen wird stets ein Durchmesser von 2,6 mm gewählt.



**Abbildung 3-14:** Eigenspannungstiefenverteilung der polierten Reineisen Referenz, sowie der mittels einer Flächenbehandlung von LSP bei zwei verschiedenen Durchmessern. Es erfolgten jeweils drei Wiederholungen der Behandlung.

Im Bereich der Intensitätsmaximierung der Schockwelle stellt das Confining Medium ein wirkungsvolles Instrument dar. Untersuchungen von Fabbro et al. ergaben einen Faktor 4 bis 10 höheren Schockwellen-Druck mit Confining-Medium [92]). Dadurch ergeben sich vergrößerte Eigenspannungen. Die Dicke des Confining Mediums wurde von Eisner im Bereich 2 mm als optimal identifiziert [61]. In der vorliegenden Arbeit wurde zur Generierung des Wasserfilms konstanter Dicke eine Wasserdüse mit rechteckigem Ausgangsquerschnitt konstruiert. Dabei wurden Vlies-Stoffe aus dem Aquarium-Bereich zur Beruhigung der Wasserströmung und damit Erreichen einer annähernd laminaren Strömung eingesetzt. Dadurch konnte ein laminarer Wasserfilm auf der Probe erzeugt werden, siehe auch Abbildung 3-15 (c). Eine turbulente Strömung führt hingegen zu einer geringfügigen, jedoch zufälligen Laserstrahl-Ablenkung und damit zu Verschiebungen der Auftreffpunkte auf der Probe (siehe Vergleich der LSP-Indents Abbildung 3-15 (a) turbulente z.T. dünnere Strömung und (b) laminare Strömung). Dieser Effekt ist in der Literatur bisher noch nicht konkret erwähnt, sollte jedoch bei der Prozessierung beachtet werden.



**Abbildung 3-15:** Effekt des Confining-Mediums auf ein nicht überlappendes Raster von LSP-Indents: Oberflächentopografie bei (a) turbulenter sowie (b) laminarer Strömung des Confining-Mediums Wasser. (c) Detail-Ansicht des LSP-Aufbaus mit laminarer Strömung (transparent) unterhalb der Wasserdüse im Bereich des Laser-Spots sowie turbulenter Strömung (intransparent) im weiteren Wasserverlauf.

### 3.2.2 Prozessverständnis – Makro- vs. Mikroeigenspannungen

Der separate Einfluss von Makro- und Mikro-Eigenspannungen auf das Ermüdungsverhalten ist in der Literatur noch unzureichend für mechanische Oberflächenbehandlungsverfahren diskutiert. Untersuchungen beim LSP-Prozess zeigen zumeist eine geringere Mikro-Eigenspannung in Form einer geringeren XRD-Halbwertsbreite [76], jedoch auch eine Besonderheit durch eine erhöhte thermische Stabilität der Mikro-Eigenspannungen gegenüber anderen Oberflächenbehandlungsverfahren, wie von Altenberger et al. nachgewiesen [324]. Daher soll der Einfluss der Mikro-Eigenspannung auf das Ermüdungsverhalten erstmals näher untersucht und dabei mit dem Einfluss der Makro-Eigenspannung verglichen werden.

Die Effekte der **Mikro-Eigenspannung** an Reineisen nach LSP sind in *Abbildung 3-16* zusammengefasst. Es zeigen sich folgende Effekte:

- Besondere Verformungscharakteristik der LSP-Probe sichtbar in zwillingsfreien Körnern (*Abbildung 3-16 (a)*): Geknälte Linien in KAM-Karte (nur Berücksichtigung 2-ter Nachbarn,  $1^\circ$  maximale Missorientierung) deuten auf charakteristische Agglomerationen von Versetzungen in einem Nicht-Gleichgewichtszustand hin und damit eine auch generell auf eine erhöhte GND-Versetzungsdichte. Es zeigt sich keine Änderung der Korngröße. Diese Charakteristik wurde derart aufgelöst noch nicht in der Literatur beobachtet und könnte ebenfalls als Faktor zur erhöhten thermischen Stabilität

von LSP-Mikrostrukturen beitragen. Die Referenzprobe zeigt leichtes Verformungsrauschen, welches auch auf die Präparationseinflüsse zurückzuführen sein könnte.

- Vereinzelt Zwillingsbildung (*Abbildung 3-16 (b)*) in wenigen Körnern, deutlich verstärkt bei Reineisen größerer Korngröße (*Abbildung 3-16 (d,e)*).

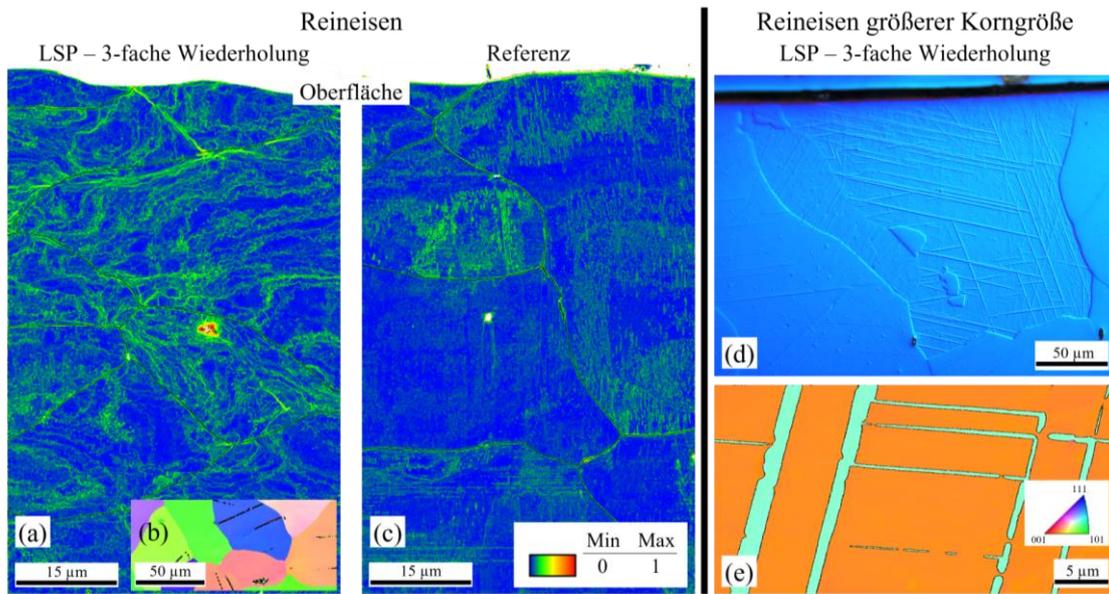
Zwillingsbildung konnte zum einen durch im DIC-Kontrast des Lichtmikroskops erkennbare Höhenunterschiede an inneren Kornbereichen (*Abbildung 3-16 (d)*) sowie als Korngrenzen mit charakteristischer Missorientierung aus der inversen Polfigur-Karte (aus EBSD-Daten, siehe *Abbildung 3-16 (e)*) sichtbar gemacht werden. Bei Letzterer sind entsprechende Korngrenzen als schwarze Linien sichtbar gemacht. Zwillingsbildung erfolgt durch homogene Scherbewegung von Atomen und ist bei krz-Systemen durch eine Zwillingsebene vom Typ 211 sowie die Scherrichtung vom Typ 111 charakterisiert [325,326]. Diese Scherung kann ebenfalls durch eine 180°- bzw. (wegen kubischer Symmetrie auch) 60°-Drehung um die 111-Achse des Ursprungskristalls repräsentiert werden und diesen damit durch Rotation in den zugehörigen Zwilling überführen.

Die Neigung zur Zwillingsbildung (invers proportional zur Zwillingsbildungsspannung) steht allgemein stets in Konkurrenz zum weiteren Verformungsmechanismus der Versetzungsgleitung. Sie steigt bei steigender Verformungsgeschwindigkeit/Dehnrates und geringerer Temperatur (Prozessaspekte) sowie geringerer Stapelfehlerenergie, geringerer Vorverformung, größerer Korngröße, steigender Anzahl substitutionell gelöster Atome und geringerer Anzahl interstitiell gelöster Atome (Werkstoffaspekte) an [327,328]. Bei Reineisen zeigt sich Zwillingsbildung normalerweise bei Temperaturen um  $-185^{\circ}\text{C}$  oder hohen Verformungsgeschwindigkeiten, wie beim LSP-Prozess gegeben [329,330].

Im verwendeten Reineisen tritt nach LSP ein Nichtgleichgewichtszustand von Versetzungen innerhalb der Körner auf (*Abbildung 3-16 (a)*), vereinzelt wurde Zwillingsbildung beobachtet (*Abbildung 3-16 (b)*). Bei Reineisen ähnlicher Chemie und größerer Korngröße sind hingegen bei sonst gleichen LSP-Parametern deutlich mehr Zwillinge zu erkennen, siehe *Abbildung 3-16 (d,e)*. Die Zwillingsbildungsspannung folgt dabei grundsätzlich einem deutlich ausgeprägten Hall-Petch-Verhalten [328,331].

Es zeigt sich somit, dass der bei LSP auftretende Verformungsmechanismus abhängig von Mikrostruktur ist. Technisch relevante Werkstoffe weisen meist kleinere Korngrößen und höhere

Konzentrationen an interstitiellen Legierungselementen auf, weshalb diese tendenziell weniger zur Zwillingsbildung neigen. Das gezeigte Resultat der durch LSP eingetragenen Verformung liefert insbesondere für Eisenwerkstoffe einen Beitrag zum grundlegenden Verständnis des durch LSP erreichten Nichtgleichgewichtszustands der Mikrostruktur.



**Abbildung 3-16:** Effekt von LSP auf Reineisen-Mikrostruktur im oberflächennahen Querschnitt: EBSD-KAM-Karte (Berücksichtigung nur zweiter Nachbarn,  $1^\circ$  max. Missorientierung) der (a) mittels LSP behandelten Reineisen-Probe sowie (c) der Referenz. In der verkleinerten Ansicht von (b) ist beispielhaft ein anderer Probenbereich der LSP-Probe mit gelegentlicher Zwillingsbildung dargestellt. In Reineisen ähnlicher chemischer Zusammensetzung mit jedoch größerer Korngröße sind im (d) DIC-Kontrast des Lichtmikroskops sowie (e) in der inversen Polfigur-Karte aus EBSD deutlich mehr Zwillinge zu erkennen. Zwillingsgrenzen sind aus  $180^\circ$ -Rotation bzw.  $60^\circ$ -Rotation um die 111-Achse als schwarze Linien in (b,e) repräsentiert. Beide Reineisenprobe mit gleichen LSP-Parametern.

Die Ansammlung von Versetzungen nach LSP wurde an Al und Stahl auch von Lu et al. diskutiert, jedoch nur anhand von TEM-Bildern nachgewiesen, welche einen sehr lokalen Bereich abbilden [332,333]. Außerdem kann bei Lu et al. die thermische Einwirkung des Lasers nicht ganz ausgeschlossen werden, da Makro-Eigenstressungen kleiner  $800 \mu\text{m}$  Tiefe beobachtet wurden, welche für LSP normalerweise nicht repräsentativ sind. Eine Erhöhung der Temperatur könnte auch die Defekte beeinflussen. Des Weiteren erfolgte keine Referenzdarstellung.

Aufgrund der geringen Härte des Reineisens wurde zur verformungsfreien EBSD-Präparation Ionenpolitur am Querschnitt verwendet. *Abbildung 3-16 (b,c)* zeigt eine kratzerfreie Präparation

bei beiden Proben, welche zur Sichtbarmachung von Deformation ohne oberflächliche Verformungsschichten v.a. bei EBSD essentiell ist. Als spezielles Post-Processing der EBSD-Daten zur Verbesserung der Bildqualität des Kikuchi-Patterns und damit auch der Missorientierungs-Sensitivität der KAM-Karten wurde zusätzlich NPAR (Neighbor pattern averaging with re-indexing) verwendet [334]. Dabei werden alle Kikuchi-Patterns mit ihren nächsten Nachbarn gemittelt und schließlich neu indiziert. Der Verlust an räumlicher Auflösung ist aufgrund der schon geringen EBSD-Schrittweite (60 nm) hier nicht relevant. Die Qualität der EBSD-Messungen ist in beiden Fällen als hoch anzusehen (Durchschnittswerte für Confidence-Index bei 0,92 für beide Messungen, Fit bei 0,54 für Referenz, 0,51 für LSP).

Eine quantitative Bestimmung der Versetzungsdichte erfolgte durch röntgenographische **Linienprofilanalyse** mittels WPPM. Gemäß der Theorie nach Krivoglaz und Wilkens [277] ergibt sich die anisotrope mittlere quadratische Dehnung einer gegebenen Netzebenenschar zu

$$\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle = \frac{\rho \cdot \overline{C_{hkl}} \cdot b^2}{4\pi} \cdot f^* \left( \frac{L_F}{R_{cutoff}} \right) \quad (19)$$

Dabei sind  $\rho$  die Versetzungsdichte,  $\overline{C_{hkl}}$  der mittlere Kontrastfaktor der Versetzungen eines bestimmten Gleitsystems,  $b$  der Betrag des Burgersvektors,  $f^*$  eine von Wilkens besonders definierte Funktion mit  $L$  als Fourier-Variable und  $R_{cutoff}$  als Cut-Off-Radius (Maß für Wirkungsreichweite der Versetzungen). Für den mittleren Kontrastfaktor der Versetzungen eines bestimmten Gleitsystems im kubischen System gilt (mit  $h, k, l$  als Miller Indizes):

$$\overline{C_{hkl}} = A + B \cdot \frac{(h^2k^2 + k^2l^2 + l^2k^2)}{(h^2 + k^2 + l^2)^2} = A + B \cdot H^2 \quad (20)$$

Folgende Terme wurden innerhalb der WPPM-Verfeinerungsstrategie berücksichtigt. Durch die große Korngröße (alle Körner größer 20  $\mu\text{m}$ ) ist der Einfluss der Korngrößenverteilung auf die Peakbreite zu vernachlässigen.

- Caglioti- und Röhrenprofilparameter aus LaB<sub>6</sub>-Standardmessung.
- Chebyshev-Untergrund sowie Peakverschiebung durch Probenhöhe, Reuss-Dehnung.
- Peakverbreiterung durch Versetzungen: Theorie nach Krivoglaz und Wilkens [277].  
Verfeinerung der Versetzungsdichte.

Als Gleitsystem wurde für krz  $\alpha$ -Eisen berücksichtigt:  $\{110\}$ -Gleitebene, Burgersvektor  $\mathbf{b}$  vom Typ  $\langle 111 \rangle$  mit  $|\mathbf{b}| = a \cdot \sqrt{3}/2$ . Die Variablen  $A$  und  $B$  zur Berechnung der Kontrastfaktoren der Versetzungen für Reineisen wurden in [335] für Stufen- und Schraubenversetzungen berechnet. Deren relativer Anteilsparameter wurde auf 0,5 fixiert.

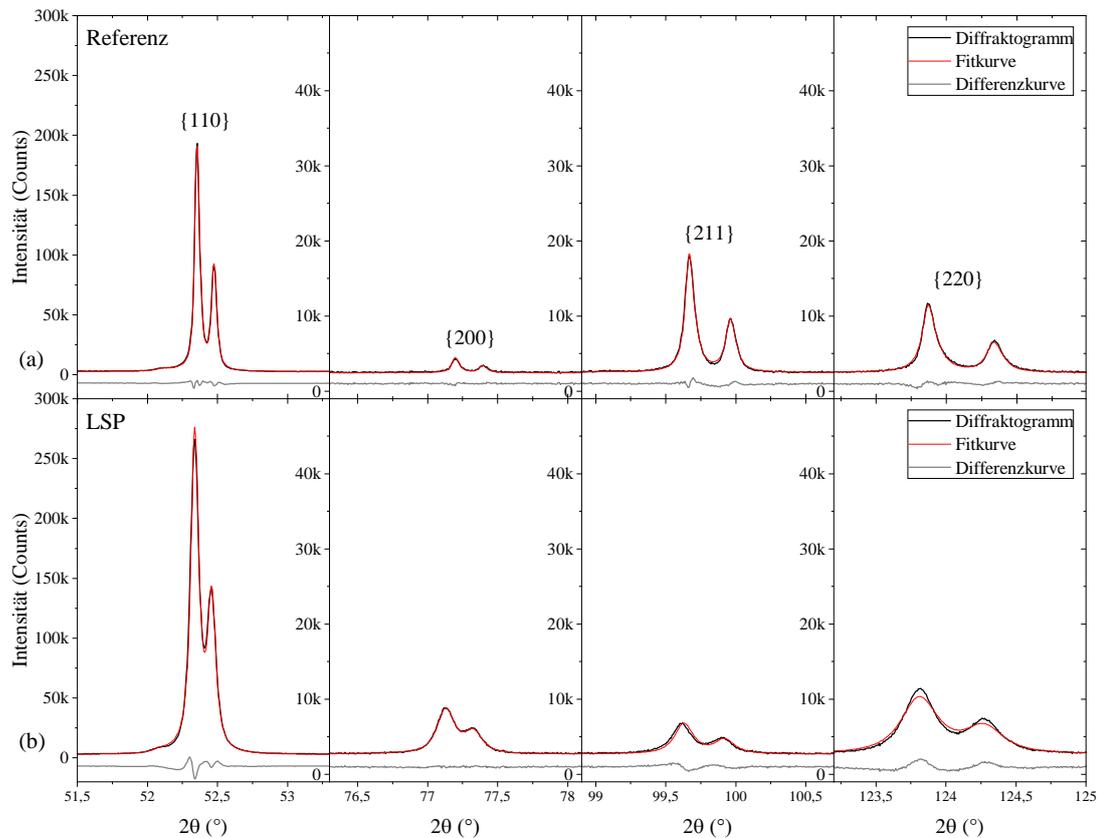
Die Ergebnisse der Versetzungsdichteverfeinerung sind in *Tabelle 3-5* enthalten und graphisch in *Abbildung 3-33* dargestellt. Die Peaks der Referenz weisen eine Peakbreite ähnlich dem LaB6-Standard auf, was auf die Korngröße und die geringe Versetzungsdichte zurückzuführen ist. LSP steigert die Versetzungsdichte um eine Größenordnung, was an der Peakverbreiterung auch ersichtlich wird.

Bei der LSP-Probe ergab sich ein Effekt, welcher im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht vollständig geklärt werden konnte. Der  $\{110\}$ - und der  $\{220\}$ -Peak konnten wegen zu unterschiedlicher Peakbreite in der durchgeführten Modellierung nicht zusammen angepasst werden. Bezüglich der Kristallographie (Vielfache der gleichen Miller Indizes) sollten beide Peaks den gleichen Verformungseffekt aufweisen. Die sich über  $2\theta$  ändernde Informationstiefe und damit ein Probeneffekt könnte einen Einfluss gehabt haben. Aufgrund dessen wurde bei der Versetzungsdichte ein Bereich angegeben, welcher mit seiner oberen Grenze bei der Verfeinerung alle Peaks beinhaltet (hier ist der  $\{110\}$ -Peak aufgrund seiner Intensität bestimmend) und mit seiner unteren Grenze alle Peaks außer dem  $\{110\}$ -Peak beinhaltet (hier ist der  $\{220\}$ -Peak bestimmend). Beide Verfeinerungsgrenzen sind jedoch als numerisch stabiles Minimum anzusehen. Die sichtbare Änderung der Textur von Referenz auf LSP (Änderung der Intensitätsverhältnisse) wird ebenfalls einem Proben-Effekt zugeschrieben. Weitere Parameter neben der Versetzungsdichte werden daher nicht weiter verfeinert.

**Tabelle 3-3:** Ergebnisse der Versetzungsdichte der Reineisen-Proben.

Probe	Versetzungsdichte $\rho$ , Gleitsystem $\{110\}\langle 111 \rangle$
Ref	$4,34 \cdot 10^{13} \pm 6,19 \cdot 10^{11} \text{ 1/m}^2$
LSP	$3,95 \cdot 10^{14} \text{ bis } 5,27 \cdot 10^{14} \pm \sim 10^{12} \text{ 1/m}^2$

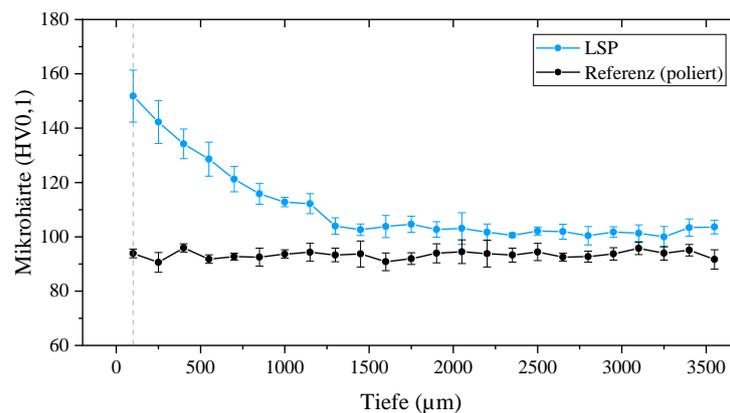
### 3 – Ergebnisse und Diskussion



**Abbildung 3-17:** Diffraktogramme sowie verfeinerte Fitkurve mit zugehöriger Differenzkurve aus der WPPM-Linienprofilanalyse für (a) Referenz und (b) LSP-Probe des Reineisens. Die Diagramme der {200}-, {211}- und {220}-Peaks weisen wegen geringer Intensität zur besseren Sichtbarkeit eine geänderte Intensitätsskalierung auf. Die Differenzkurve ist ausschließlich relativ und nicht absolut an die jeweilige Intensitätsskala gekoppelt.

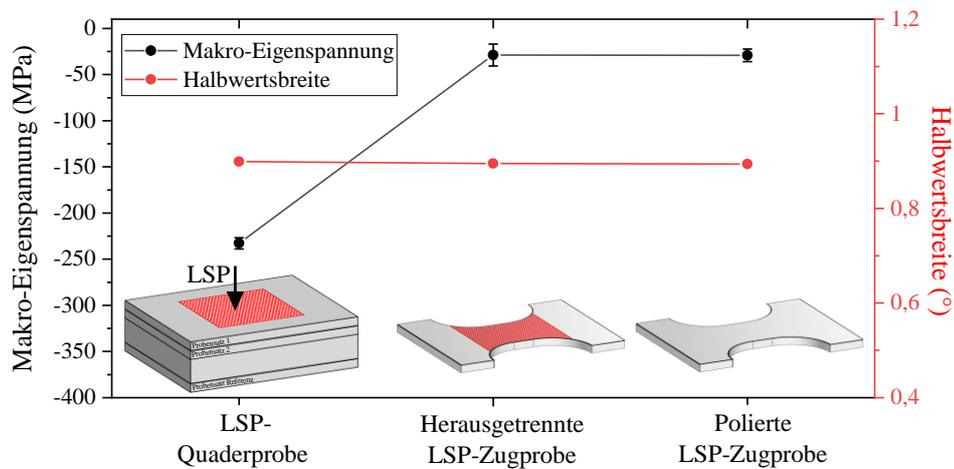
Vergleichende Untersuchungen der Versetzungsdichte von Laser Peening an Reineisen existieren in der Literatur nicht. Kumagai et al. [336] zeigte jedoch mit der CMWP-Methode an mittels LSPwC behandeltem austenitischen Stahl eine ähnliche Steigerung der Versetzungsdichte von  $\sim 1 \cdot 10^{14} \text{ 1/m}^2$  auf  $\sim 2 \cdot 10^{15} \text{ 1/m}^2$ . Williamson und Smallman wiesen an  $675 \text{ }^\circ\text{C}$  geglühtem Armco-Eisen im Referenzzustand Versetzungsdichten von  $\sim 2 \cdot 10^{12} \text{ 1/m}^2$  nach, wobei die Vorgeschichte unklar bleibt [337]. Das verwendete Reineisen der vorliegenden Arbeit wurde warmgewalzt und im Vergleich bei geringfügig geringeren Temperaturen spannungsarmgeglüht und weist geringe Mengen an Tertiärtzementit auf, welche zudem Versetzungsannihilation während des Glühvorgangs erschwert.

Die Entwicklung der **Mikrohärte nach Vickers** ist am Beispiel der 10-fachen Wiederholung in *Abbildung 3-18* dargestellt. Durch die gegebene Zwillingbildung wird die oberflächennahe Härte der LSP-Probe stark erhöht gegenüber den tieferen Querschnittsbereichen (Steigerung an maximal ca. 62 %). Es zeigt sich jedoch, dass die Referenzbereiche der LSP-Probe und der Referenzprobe etwas abweichen. Dies wird, trotz identischer Probenentnahme aus dem Drahtmaterial, der Inhomogenität der Korngröße vom Rand zur Mitte mit zugeschrieben.



**Abbildung 3-18:** Mikrohärte als tiefenabhängiges Profil im Querschnitt der Referenzprobe sowie der mittels LSP behandelten Probe.

Durch **Heraustrennen von dünnen Mikro-Ermüdungsproben** sollen die Makro-Eigenspannungen relaxiert werden. *Abbildung 3-19* zeigt, dass die Makro-Eigenspannung bereits im ersten Herausschneiden der ca. 600 µm dicken Proben auf ein sehr geringes Niveau gesunken ist und damit als vernachlässigbar angesehen wird. Durch das Polieren auf die End-Dicke von ca. 500 bis 550 µm ergibt sich keine weitere Relaxation. Die Mikro-Eigenspannung in Form der XRD-Halbwertsbreite ist hingegen nach dem Heraustrennen identisch bzw. zeigt nur einen minimalen Abfall.



**Abbildung 3-19:** Makro-Eigenspannung und Halbwertsbreite im Verlauf der Präparation der Mikro-Ermüdungsproben: LSP behandelte Mikrostrukturprobe, mittels Drahterosion herausgetrennte Zugprobe sowie abschließend beidseitig polierte Mikro-Ermüdungsprobe. Makro-Eigenspannungen relaxieren, während Mikro-Eigenspannungen in Form der Halbwertsbreite konstant bleiben.

Im Rahmen von Vorversuchen wurden die Startwerte der **Ermüdungsversuche der Mikro-Ermüdungsproben** durch Ermüdungsversuche von makroskopischen Zugproben (19 Proben) ermittelt. Es ergab sich für die Referenzproben nach Auswertung von Hück 127,1 MPa sowie nach Maximum Likelihood 128,0 MPa. Ebenfalls darüber hinaus geprüfte mittels LSP behandelte makroskopische Zugproben (7 Proben) ergaben nach Hück 128,2 MPa sowie nach Maximum-Likelihood 129 MPa. Der Zugversuch mit geringer relativer Beanspruchung der Randschicht sowie Probeneinflüsse lassen nur eine unwesentliche Verbesserung durch LSP schlussfolgern.

*Tabelle 3-4* zeigt die zusammengefassten Ergebnisse der Ermüdungsuntersuchung ( $R = 0,1$ , Zugschwellbereich) der Mikro-Ermüdungsproben (Probensatz 1 und Probensatz 2 mit jeweils 10 Proben) gemäß getrennter Auswertungen nach Hück sowie Maximum-Likelihood [294]. Dargestellt ist die Ermüdungsfestigkeit bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit  $\sigma_{D,50\%}$  (Median der Lognormalverteilung auf Normalskala) sowie die logarithmische Standardabweichung  $s_{\sigma D}$  (lg-Skala). Zur Angabe eines symmetrischen Vertrauensintervalls auf der Normalskala wird die logarithmische Standardabweichung  $s_{\sigma D}$  in die geometrische Standardabweichung  $s_{\sigma D}^* = 10^{s_{\sigma D}}$  umgewandelt und daraus das 68 % Vertrauensintervall (32 % Ausfallwahrscheinlichkeit)  $[\sigma_{D,50\%}/s_{\sigma D}^* \dots \sigma_{D,50\%} \cdot s_{\sigma D}^*]$  sowie 95 % Vertrauensintervall (5 % Ausfallwahrscheinlichkeit)  $[\sigma_{D,50\%}/(s_{\sigma D}^*)^2 \dots \sigma_{D,50\%} \cdot (s_{\sigma D}^*)^2]$  um den Median herum (beides auf der Normalskala)

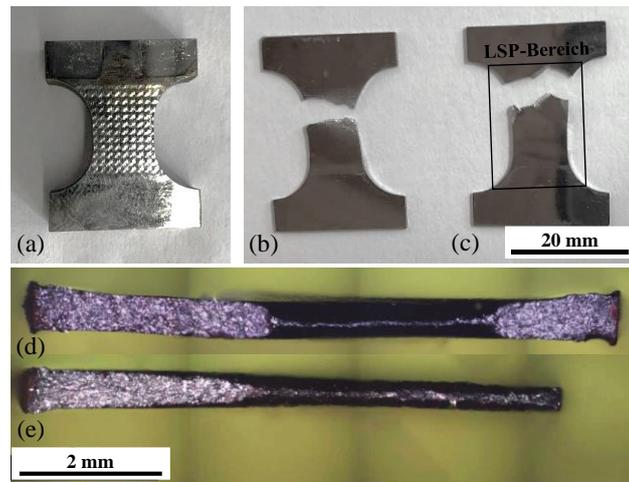
berechnet [338]. Weitere Details finden sich im Anhang. Es zeigen sich im Rahmen der Streuung kaum relevante Änderungen.

**Tabelle 3-4:** Dauerfestigkeit ( $\sigma_{D,50\%}$  und  $s_{\sigma D}$ ) der Mikro-Ermüdungsproben: Referenzprobe sowie die LSP-Proben aus dem oberflächennahen Probenbereich 1 und 2,  $R = 0,1$ . Die Dauerfestigkeit wurde zudem innerhalb eines 68 %- und 95 %-Vertrauensintervalls auf Normalskala eingeordnet.

Auswertung nach Probe	Hück			Maximum-Likelihood		
	Referenz	LSP 1	LSP 2	Referenz	LSP 1	LSP 2
Mittlere Dauerfestigkeit $\sigma_{D,50\%}$ (MPa)	100,6	100,1	92,4	100	100	92
Standardabweichung auf lg-Skala $s_{\sigma D}$	0,021	0,049	0,015	0,026	0,051	0,026
Anfang 68 % Vertrauensintervall (MPa)	95,9	89,4	89,3	94,2	88,9	86,7
Ende 68 % Vertrauensintervall (MPa)	105,6	112,1	95,6	106,2	112,5	97,7
Anfang 95 % Vertrauensintervall (MPa)	91,3	79,9	86,2	88,7	79,1	81,6
Ende 95 % Vertrauensintervall (MPa)	110,8	125,4	99,0	112,7	126,5	103,7

Mikro-Eigenstressungen zeigen damit offenbar gegenüber der Referenzprobe wenig Einfluss, trotz der geringen Ausgangshärte sowie der gegebenen Härtesteigerung auch aufgrund der Bildung von Zwillingen. Zudem hätte die Verfestigung im Falle dieser geringen Ausgangshärte einen gegenüber der Makro-Eigenstressung überwiegenden Effekt auf die Ermüdungseigenschaften [339]. Durch die bereits nach *Abbildung 3-18* festgestellten Proben-Inhomogenitäten erscheint eine engere Betrachtung nur des oberflächennahen Probenbereichs 1 und 2 sinnvoll (siehe auch *Abbildung 3-19*). Hier zeigt sich ein leichter Gradienten-Effekt der mittleren Dauerfestigkeit von unter 10 % als Ergebnis.

Die Mikro-Ermüdungsproben sind in *Abbildung 3-20* dargestellt. *Abbildung 3-20 (a)* zeigt den LSP-Behandlungsbereich vor der folgenden beidseitigen Politur, während *Abbildung 3-20 (b,c)* exemplarisch die gebrochenen Proben der Referenz sowie des LSP-Probenbereichs 1 zeigen. Alle Proben zeigen einen Bereich der Einschnürung sowie einen Bereich des Gewaltbruchs. Es zeigt sich eine Tendenz, dass die LSP-Proben des Probenbereichs 1 eine geringere Einschnürung über die Querschnittsfläche zeigen. Der Anriss-Ort lag bei den meisten Proben jedoch nicht mittig, sondern nahe dem Rundungsbereich des verjüngten Querschnitts. Da dies auch den Randbereich der LSP-Behandlung repräsentiert, ist eine Einflussnahme des dort vorherrschenden Spannungsgradienten wahrscheinlich, z.B. in Form von einer Kerbwirkung.



**Abbildung 3-20:** Mikro-Ermüdungsproben: (a) LSP behandelte noch unpolierte Mikro-Ermüdungsprobe, (b) gebrochene eingeschnürte Referenzprobe (beidseitig poliert) sowie (c) gebrochene wenig eingeschnürte LSP-Probe (Probenbereich 1, beidseitig poliert) mit angedeutetem LSP-Feld. Ansicht der Bruchflächen in (e) aus (b) und in (d) aus (c).

Um den Einfluss der **Makro-Eigenspannungen** zu charakterisieren, wird ein **In-Situ-Vierpunkt-Biegeversuch im REM** herangezogen. Die Biegung wird dabei zwar etwas über dem elastischen Bereich ausgeführt, dennoch beschränkt sich die Auswertung der Dehnungen rein auf diesen elastischen Bereich und damit auf elastische Dehnungen. Innerhalb der beiden mittleren Lager des Vierpunkt-Aufbaus ist an der oberen Randfaser von einer konstanten Biegespannung auszugehen. Über den Querschnitt kann ein homogener Spannungszustand mit Gradienten über die Dicke erwartet werden. Bei Vorhandensein von Eigenspannungen ist durch die Abtastschrittweite sowie die Mittelung über die laterale Querschnittsrichtung davon auszugehen, dass die elastische Dehnungsinformation im Wesentlichen aus der bleibenden Dehnung der Makro-Eigenspannungen hervorgeht. Des Weiteren erhält die durch LSP veränderte oberflächennahe Randschicht eine im Vergleich zum Bulk-Bereich des Werkstoffs vergrößerte Bedeutung.

Die am Probenbalken aufgebrachte Biegespannung  $\sigma_B$  in der Randfaser ergibt sich dabei aus der aufgebrachten Kraft  $F$ , der Balkenbreite  $b$ , der Balkendicke  $h$  sowie den Abständen der weiter entfernten Stützrollen  $l_{au\ddot{a}u\ddot{a}u\ddot{a}u}$  und der weniger entfernten Stützrollen  $l_{innen}$  zu

$$\sigma_B = \frac{3F \cdot (l_{au\ddot{a}u\ddot{a}u} - l_{innen})}{2bh^2} \quad (21)$$

Für die gegebenen Abmessungen ( $l_{\text{außen}} = 40 \text{ mm}$ ,  $l_{\text{innen}} = 9 \text{ mm}$ ,  $b = 5 \text{ mm}$ ,  $h = 3 \text{ mm}$ )

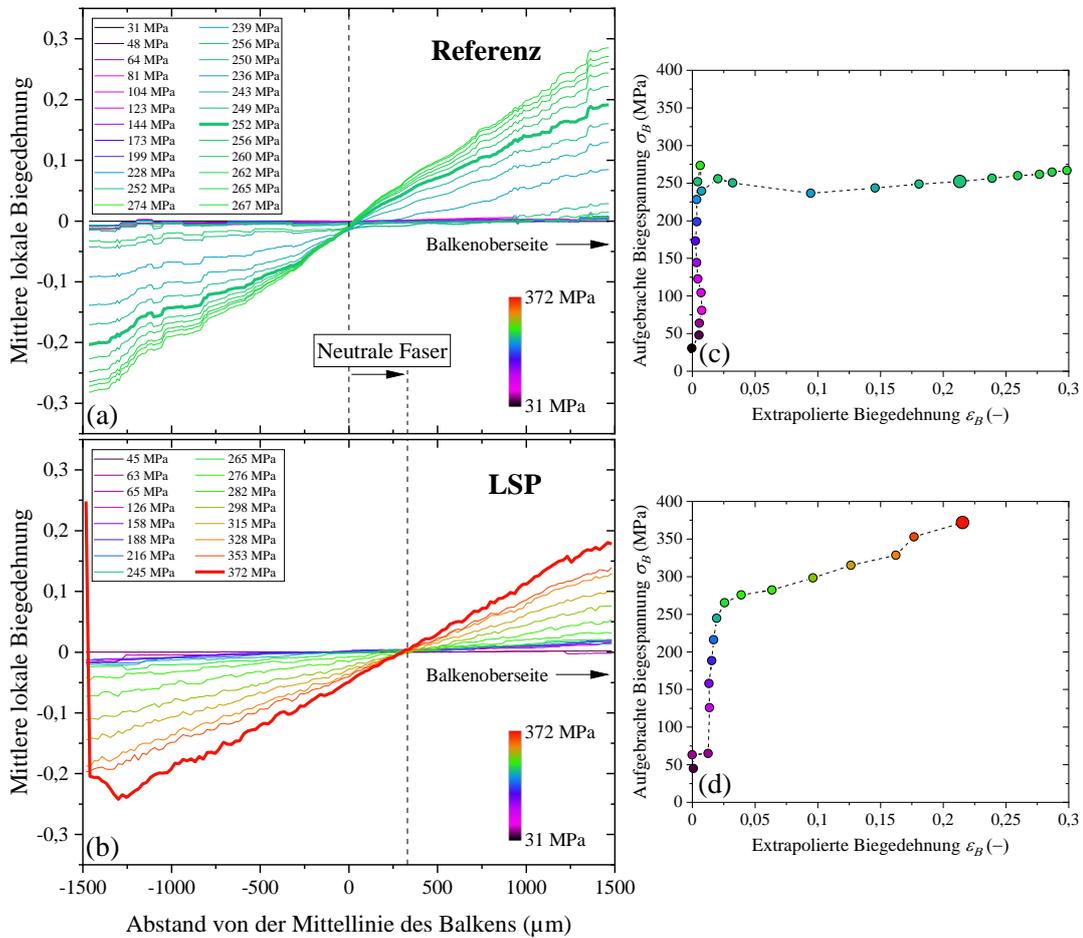
$$\sigma_B = \frac{31}{30} \frac{1}{\text{mm}^2} \cdot F \quad (22)$$

*Abbildung 3-21 (a,b)* zeigt die Ergebnisse der mittels Bildkorrelation ermittelten Dehnungen über dem Biegequerschnitt. Die bei der LSP-Probe gegebenen Makro-Eigenstressungen verschieben die neutrale Faser des Biegequerschnitts näher zur Oberfläche. Im plastischen Bereich gilt *Gleichung (22)* strenggenommen nicht mehr.

Ein relativer Vergleich der Biegespannungswerte der beiden Probenzustände aus den messtechnisch ermittelten Kraftwerten erscheint hingegen sinnvoll und ergibt quantitativ eine Belastbarkeitssteigerung der LSP-Probe aufgrund der gegebenen Makro-Druck-Eigenstressungen um ca. 32 % gegenüber der Referenz (abgeleitet aus Vergleich der aufgetragten Biegespannungswerte bei 0,214 extrapolierter Biegedehnung).

Implizit ist die bei der LSP-Probe vorherrschende lokale Biegedehnung aufgrund der gegebenen Makro-Druck-Eigenstressungen vor allem in der Randfaser des Biegequerschnitts verringert. Die Makro-Druck-Eigenstressungen müssen zunächst durch die äußeren Lastspannungen überwunden werden, wodurch schließlich höhere Lastspannungen aufgebracht werden können. Während Ermüdungsbeanspruchungen erfährt die Mikrostruktur somit bei gleicher Lastspannung einen reduzierten Dehnungseffekt, welcher die Ermüdungsfestigkeit steigert.

Das zugehörige Biegespannungs-Dehnungsdiagramm ist *Abbildung 3-21 (c,d)* beigefügt. Es zeigt sich im Falle der Referenz eine ausgeprägte Streckgrenze, welche im Falle der LSP-Probe nicht zu beobachten ist. In mechanischen Vorversuchen (Zugversuche) zur statischen Festigkeit hat sich jedoch ergeben, dass zwar bei der Mehrheit der Proben eine ausgeprägte Streckgrenze zu beobachten ist, jedoch nicht bei allen. Dadurch ist kein eindeutiger Effekt der Streckgrenze durch LSP nachzuweisen. Hier müsste eine höhere Probenanzahl geprüft werden. Im REM aufgenommene Rohbilder sind beispielhaft in *Abbildung A - 3* im Anhang dargestellt.



**Abbildung 3-21:** Mittels DIC ermittelte mittlere Biegedehnung bei gegebener Biegespannung über dem Balkenquerschnitt der (a) Referenzprobe sowie (b) der LSP-Probe. Die Lagen von neutraler Faser und Balkenoberseite sind angedeutet. Spannungs-Dehnungsverlauf der (c) Referenzprobe sowie (d) LSP-Probe. Hier wird die von außen aufgebrachte Biegespannung gegenüber der extrapolierten Biegedehnung dargestellt. Die Vergleichsdaten bei einer Dehnung von ca. 0,214 sind jeweils fett markiert.

Der Korrelationskoeffizient innerhalb der DIC-Auswertung war stets größer als 0,65, wobei viele Punkte sogar einen Koeffizienten größer 0,85 aufwiesen. Die Auswertung ist damit als statistisch robust anzusehen. Reineisen als Modellmaterial sollte für die Untersuchung des Einflusses von Makro- und Mikro-Eigenstressungen für die Zukunft überdacht werden. Stattdessen könnte insbesondere auf ein Material ohne ausgeprägte Streckgrenze gesetzt werden (beispielsweise mit kfz-Struktur oder vorgerecktes Material).

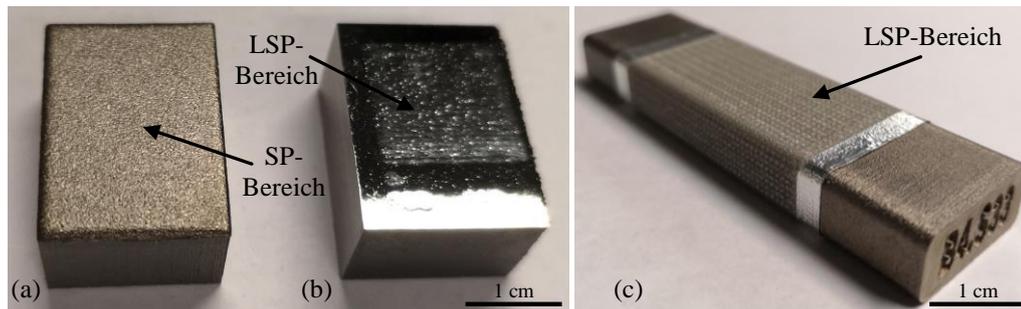
**Fazit des Abschnitts:**

- Das Confining-Medium ist bzgl. Makro-Druck-Eigenspannungen und Spot-Überlappung ein wesentlicher Faktor zur Optimierung des LSP-Prozesses.
- Das Laser-Strahlprofil bildet sich umgekehrt in der Oberflächentopographie ab.
- Die Tiefe der LSP-Indents korreliert mit Tiefe der Druck-Eigenspannungen.
- Reineisen zeigt, abhängig von der Korngröße, Zwillingsbildung nach LSP sowie in zwillingsfreien Körnern ineinander verknäulte Versetzungsagglomerationen.
- LSP steigert die Versetzungsdichte des Reineisens um etwa eine Größenordnung.
- Effekt der Mikro-Eigenspannungen LSP gegenüber Referenz in Form gemessener Ermüdungsfestigkeit (unter Berücksichtigung oberflächennaher Bereiche) unter 10 %.
- Effekt der Makro-Eigenspannungen in Form gemessener gemittelter lokaler Dehnungen bei LSP gegenüber Referenz ca. 32 %.
- Methodik zur Trennung von Makro- und Mikro eigenspannungen funktioniert grundlegend. Für Mikro-Ermüdungsproben wäre Werkstoff ohne ausgeprägte Streckgrenze besser. Weitere Parameter sollten optimiert werden.

### **3.3 Laser Peening und Kugelstrahlen an additiv hergestelltem Titan**

Die Ergebnisse des Abschnitts sind in Teilen in [266,340,341] veröffentlicht.

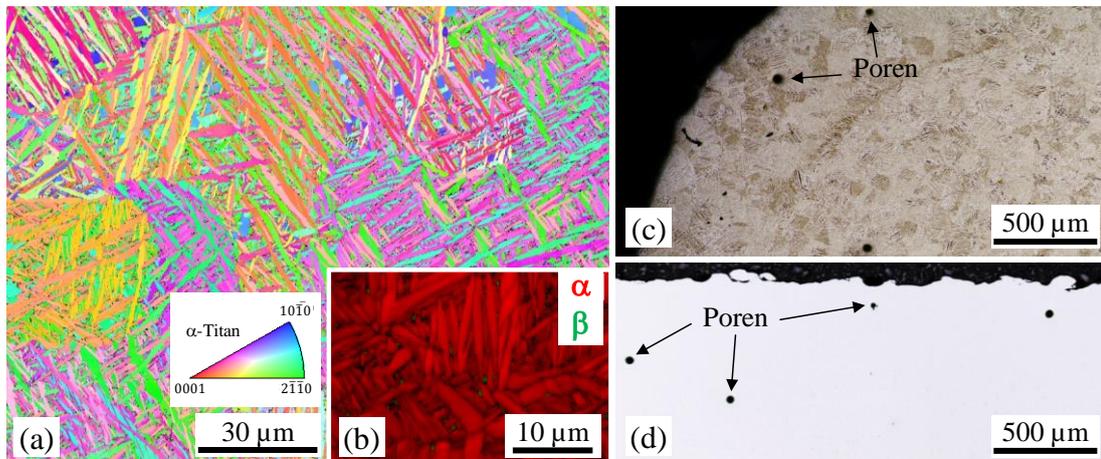
*Abbildung 3-22* zeigt die Probenzustände (Mikrostruktur- und Ermüdungsproben) nach SP und LSP, wobei die SP-Ermüdungsprobe analog *Abbildung 3-22 (c)* mit verkleinerter Behandlungsfläche zu sehen ist. Mikrostruktur- und Ermüdungsproben werden im Folgenden bzgl. der Prozesseffekte von SP und LSP getrennt evaluiert und diskutiert.



**Abbildung 3-22:** Übersicht der SP- und LSP-Proben: (a) SP-Mikrostrukturprobe, (b) LSP-Mikrostrukturprobe, (c) LSP-Ermüdungsprobe. Die SP-Ermüdungsprobe zeigt den gleichen Behandlungsbereich. Im Original veröffentlicht in [266].

Die Mikrostruktur der Referenzproben (senkrecht zur Wachstumsrichtung) weist, wie in der inversen EBSD-Polfigur in *Abbildung 3-23 (a)* erkennbar, feinlamellare Struktur auf. Durch die thermische Nachbehandlung für 2 h bei 730°C wurde die as-built nadelförmige  $\alpha'$ -Martensitstruktur zu einer  $\alpha+\beta$ -Mikrostruktur umgewandelt, was durch Prozess-Literatur [342,343] bestätigt und durch gemessene Härte ( $409 \pm 11$  HV<sub>0,1</sub>) sowie die XRD-Halbwertsbreite (Breite  $< 0,1^\circ$ ) [344] weiterführend validiert wurde. Die geringe Präsenz der  $\beta$ -Phase (siehe EBSD-Phasenkarte in *Abbildung 3-23 (b)*) wurde zusätzlich mittels Rietveld-Analyse zu einem Phasenanteil von 5,3 Vol-%/Gew-% bestimmt. Das zugehörige Diffraktogramm der Mikrostruktur-Referenzprobe kann *Abbildung 3-33 (a)* entnommen werden.

Die aus den EBSD-Daten ausgewertete Korngrößenverteilung (Durchmesser, Fläche, Feret-Größen) ähnelt bzgl. der Flächen-Häufigkeit einer typischen Lognormal-Verteilung. Bei einer als signifikant betrachteten Flächen-Häufigkeit von 0,01 ergeben sich folgende Charakteristika der Korngröße aus den Verteilungen: 0,3 bis 10  $\mu\text{m}$  Durchmesser (aus Durchmesser des Kornflächengleichen Kreises), 0,1 bis 60  $\mu\text{m}^2$  Fläche, 0,2 bis 10  $\mu\text{m}$  Max Feret sowie 0,07 bis 2  $\mu\text{m}$  Min Feret und ein Aspektverhältnis von 0,1 bis 0,4.



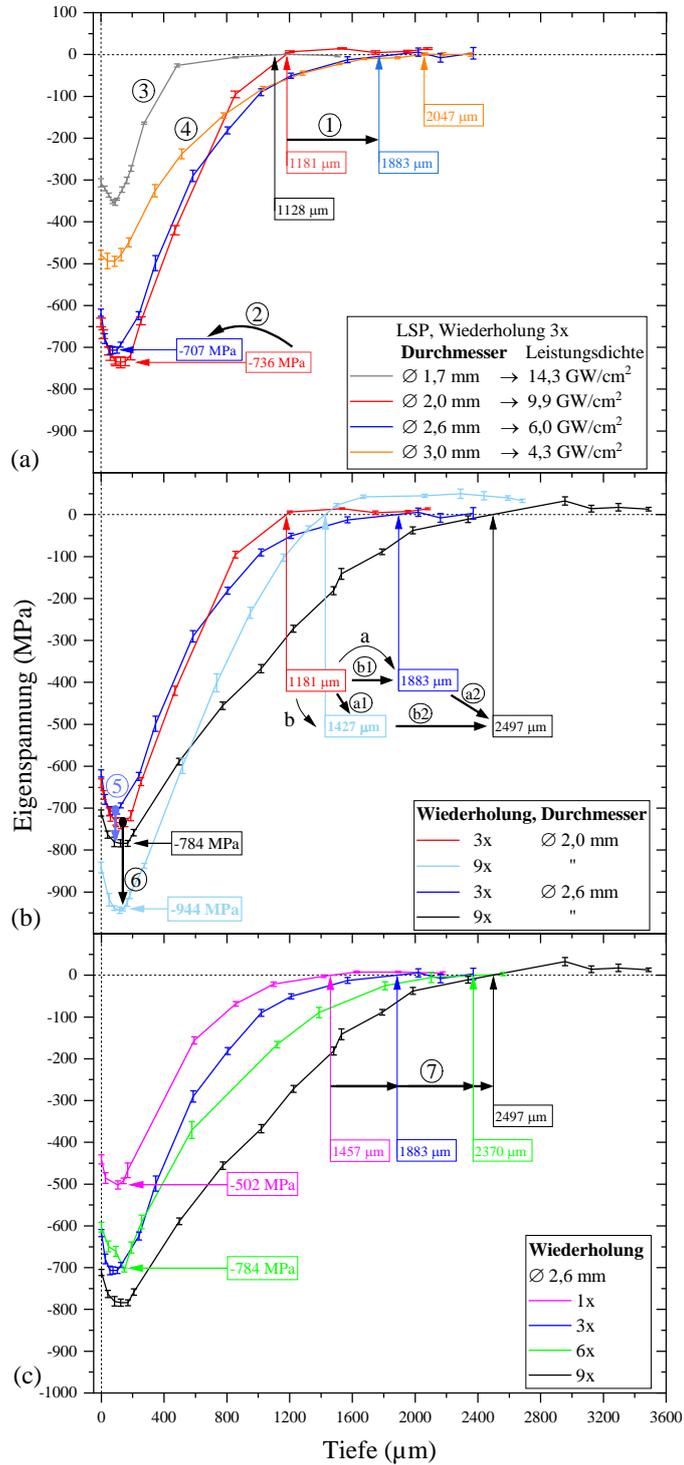
**Abbildung 3-23:** Probenreferenz-Mikrostruktur nach thermischer Nachbehandlung der as-built Mikrostruktur: (a) EBSD Inverse Polfigur Map der  $\alpha$ -Ti-Phase und (b) EBSD-Phasen-Karte zeigen Lamellenstruktur der  $\alpha$ -Ti-Phase und geringen Anteil  $\beta$ -Phase; (c) Nital geätzte und (d) polierte Querschnittsaufnahmen zeigen oberflächennahe Poren. Orientierung der Aufnahmen senkrecht zur Wachstumsrichtung. Im Original veröffentlicht in [266].

Wie durch metallographische Untersuchung in *Abbildung 3-23 (c) und (d)* ersichtlich, sind Poren insbesondere in einem Tiefenbereich von 100 bis 400  $\mu\text{m}$  in geringen Maße vorhanden, was in der Literatur bei einer Al-Legierung mit der Grenzfläche zum äußeren Kontur-Scan in Verbindung gebracht wurde [345,346]. Dort wurden gelegentlich einzelne Gas- oder Lack-of-Fusion Poren mit Größen bis zu 80  $\mu\text{m}$  beobachtet. Außerhalb dieser Zone beträgt die Porengröße bis zu 5  $\mu\text{m}$ , wobei die Gesamtporosität senkrecht zur Baurichtung 0,17 % und parallel dazu 0,24 % beträgt.

### 3.3.1 Makro-Eigenspannungen

Die relevanten Prozessparameter zur LSP-Behandlung der Ermüdungsproben wurden durch eine Parameterstudie auf Basis der Tiefenverteilung der Makro-Eigenspannungen der **Mikrostruktur-Proben** evaluiert, siehe *Abbildung 3-24*. Ziel war das Erreichen im Betrag ausgeprägter und tieferreichender Druck-Eigenspannungen bei möglichst geringen Zug-Eigenspannungen in größeren Tiefen sowie geringer Prozesszeit. Die Laserleistung wurde maximal gewählt. In *Abbildung 3-24 (a)* wurde zunächst der Durchmesser variiert, *(b)* zeigt die Variation der Wiederholungszahl mit Effekt auf beide Größen und *(c)* die Detail-Variation der Wiederholungszahl bei festgelegtem Durchmesser.

### 3 – Ergebnisse und Diskussion



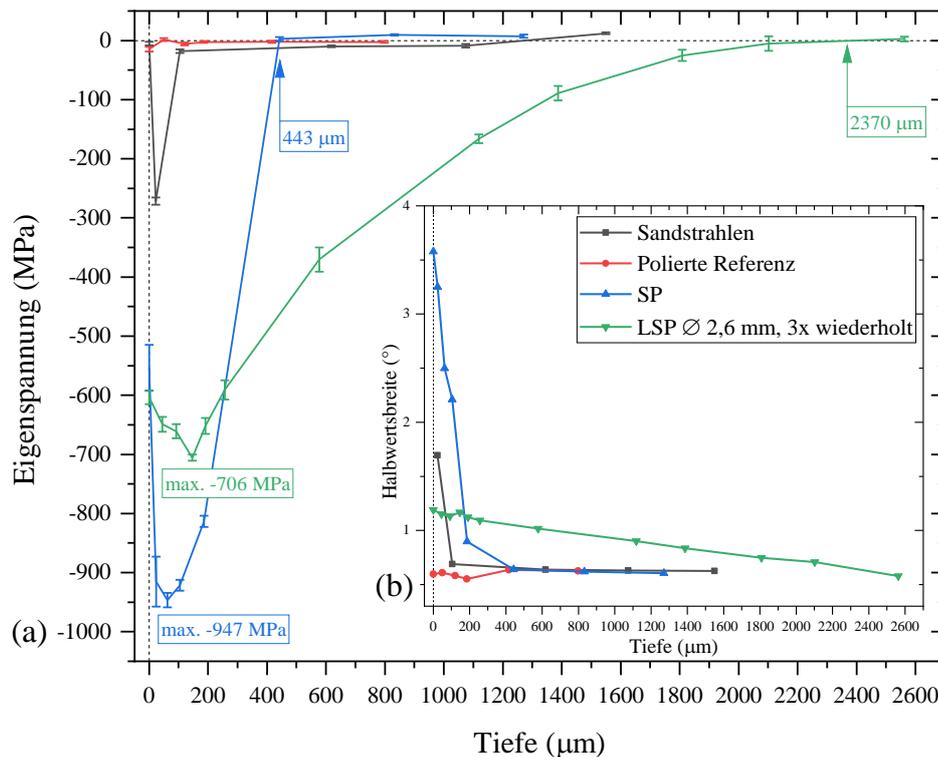
**Abbildung 3-24:** Parameterauswahl des LSP-Prozesses basierend auf Tiefenverteilung der Makro-Eigenstressungen: (a) Variation des Strahldurchmessers/Leistungsdichte, (b) Hinzunahme der Wiederholungsanzahl, (c) Detailbetrachtung der Wiederholungsanzahl bei festgelegtem Durchmesser. Details siehe Text. (a) im Original veröffentlicht in [266].

Folgende Aspekte können daraus abgeleitet werden:

- Strahldurchmesser/Leistungsdichte (*Abbildung 3-24 (a)*):
  - Mit größerem Strahldurchmesser / kleinerer Leistungsdichte verschiebt sich bei gleicher Leistung die Druck-Eigenspannungskurve zu höheren Tiefen (①) und geringerem Maximum (②).
  - Mit zu kleinem Strahldurchmesser führt eine überhöhte Leistungsdichte zum elektrischen Durchbruch und damit zur Minderung des LSP-Effektes (③).
  - Mit zu großem Strahldurchmesser führt eine zu niedrige Leistungsdichte zur Abschwächung des Betrages der Druck-Eigenspannung und zu einer Sättigung der Tiefe (④).
- Strahldurchmesser/Leistungsdichte mit Wiederholungszahl (*Abbildung 3-24 (b)*):
  - Höhere Wiederholungszahlen verschieben Druck-Eigenspannungskurve zu höheren Tiefen (a1, a2) und größerem Maximum (⑤,⑥).
  - Verknüpfung mit Strahldurchmesser/Leistungsdichte:
    - Effekt der Wiederholungszahl ist bei größerem Strahldurchmesser / kleinerer Leistungsdichte (Pfeil a) bzgl. Tiefe der Druck-Eigenspannungen größer ( $a_2 > a_1$ ) und bzgl. Maximum der Druck-Eigenspannungen kleiner ( $⑤ < ⑥$ ).
    - Mit größerer Wiederholungszahl (Pfeil b) verstärkt sich die Wirkung von höherem Strahldurchmesser / kleinerer Leistungsdichte ( $b_2 > b_1$ ).
- Wiederholungszahl bei ausgewähltem Strahldurchmesser (*Abbildung 3-24 (c)*):
  - Nochmals: Höhere Wiederholungszahl verschiebt Druck-Eigenspannungskurve zu höheren Tiefen und größerem Maximum, wie bei Smith et al. [347].
  - Wiederholung zeigt bzgl. Tiefe der Makro-Eigenspannung eine Sättigung (⑦).
- Zug-Eigenspannungen bei größerer Tiefe: Umso mehr Druck-Eigenspannungen im Maximum (durch kleinen Strahldurchmesser / hohe Leistungsdichte oder hohe Wiederholanzahl), desto mehr Zug-Eigenspannungen im Innern.
- Ergebnis zur Behandlung der Ermüdungsproben:  $\varnothing 2,6$  mm, 6x Wiederholung.

Mit den festgelegten Parametern wurde die LSP-Behandlung der Proben durchgeführt, wobei für die Mikrostrukturproben eine reduzierte Wiederholungsanzahl von 3x gewählt wurde. Die

zugehörige Tiefenverteilung der Makro-Eigenstressungen ist zusammen mit den mittels SP behandelten Proben sowie den Referenzproben (poliert und sandgestrahlt) in *Abbildung 3-25 (a)* zu finden. Die Halbwertsbreite als grobes Maß des Verformungsgrades ist in *Abbildung 3-25 (b)* zu finden.

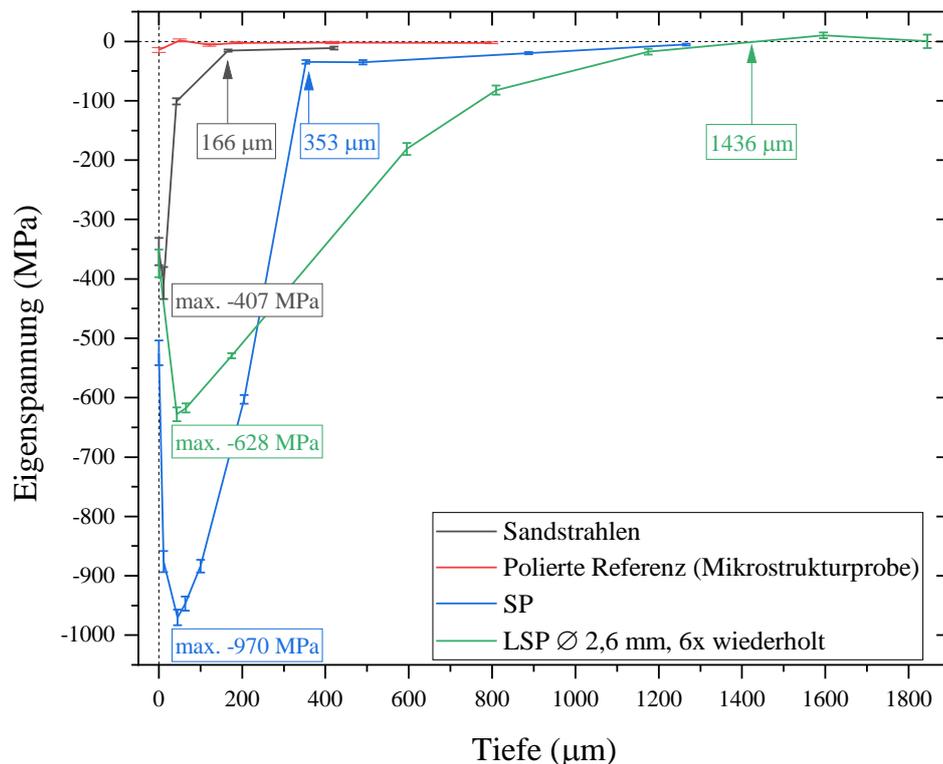


**Abbildung 3-25:** (a) Makro-Eigenstressungen der Ti6Al4V Referenzproben (sandgestrahlt und poliert) sowie der mittels LSP und SP behandelten **Mikrostrukturproben**, (b) Halbwertsbreiten-Auftragung der Probenzustände. Im Original veröffentlicht in [266].

Aus dem Vergleich der Differenzen der Maxima von Druck-Eigenstressungen und Halbwertsbreiten der LSP- und SP-Probe ist bereits erkennbar, dass der LSP-Prozess relativ gesehen im Vergleich zum SP-Prozess einen größeren messbaren Effekt der Makro-Eigenstressungen gegenüber den Mikro-Eigenstressungen zeigt. Vergleichbare Werte der Makro-Eigenstressungen wurden in der Literatur bereits dokumentiert [76]. Die exakte Übereinstimmung der Maximaltiefe (für SP ~400 bis 500 µm, für LSP ~2.300 bis 2.400 µm) der Makro-Eigenstressungen und der Halbwertsbreiten wird ebenfalls deutlich, wie beispielsweise bereits für SP anderer Werkstoffe in der Literatur gezeigt wurde [126,322,348]. Vermischen sich thermische und mechanische Effekte hingegen (LSP ohne Absorber), so stimmen die Tiefen nicht

mehr zwangsläufig überein, wie bei Smith et al. für Ti6Al4V gezeigt [347]. Die Ergebnisse der SP-Proben bewegen sich im Rahmen von industrierelevanten Literaturwerten [51]. Sandstrahlen als Nachbehandlungsmethode der Ermüdungsproben verursacht geringe Druck-Eigenstressungen mit geringer Tiefe.

Die tiefenabhängigen Makro-Eigenstressungen der **Ermüdungsproben** mit 6x-Wiederholung sind in *Abbildung 3-26* aufgeführt.



**Abbildung 3-26:** Makro-Eigenstressungen der Referenzproben (sandgestrahlt und poliert) sowie der mittels LSP und SP behandelten **Ermüdungsproben**. Die Prozessparameter sind analog *Abbildung 3-25*. Im Original veröffentlicht in [266].

Die LSP-Behandlung weist eine im direkten Vergleich zur polierten Mikrostrukturprobe, siehe *Abbildung 3-25 (a)*, einen deutlich reduzierten Effekt auf. Die könnte mit dem verwendeten Al-Klebeband in Verbindung gebracht werden, welches nicht perfekt in den Rauheitstälern der deutlich raueren Ermüdungsproben, siehe auch *Abschnitt 3.3.3* anliegt. Die SP-Ermüdungsprobe zeigt hingegen ein leicht erhöhtes Maximum der Druck-Eigenstressungen. Diese Tendenz zeigt sich bereits bei den sandgestrahlten Proben und könnte mit der Rauheitsminderung durch den SP-Prozess zusammenhängen. Die Behinderung plastischer Verformung in oberflächenparallele

Richtung kann umso besser erfolgen, je kleiner die Rauheit ist. Rauheitsspitzen- und -täler können sich leichter verformen und damit den Makro-Eigenspannungseffekt reduzieren. Die Restspannung der Ermüdungsprobe in größeren Tiefen könnte mit der Restspannung, welche bereits nach dem Sandstrahlen aufgetreten ist, zusammenhängen.

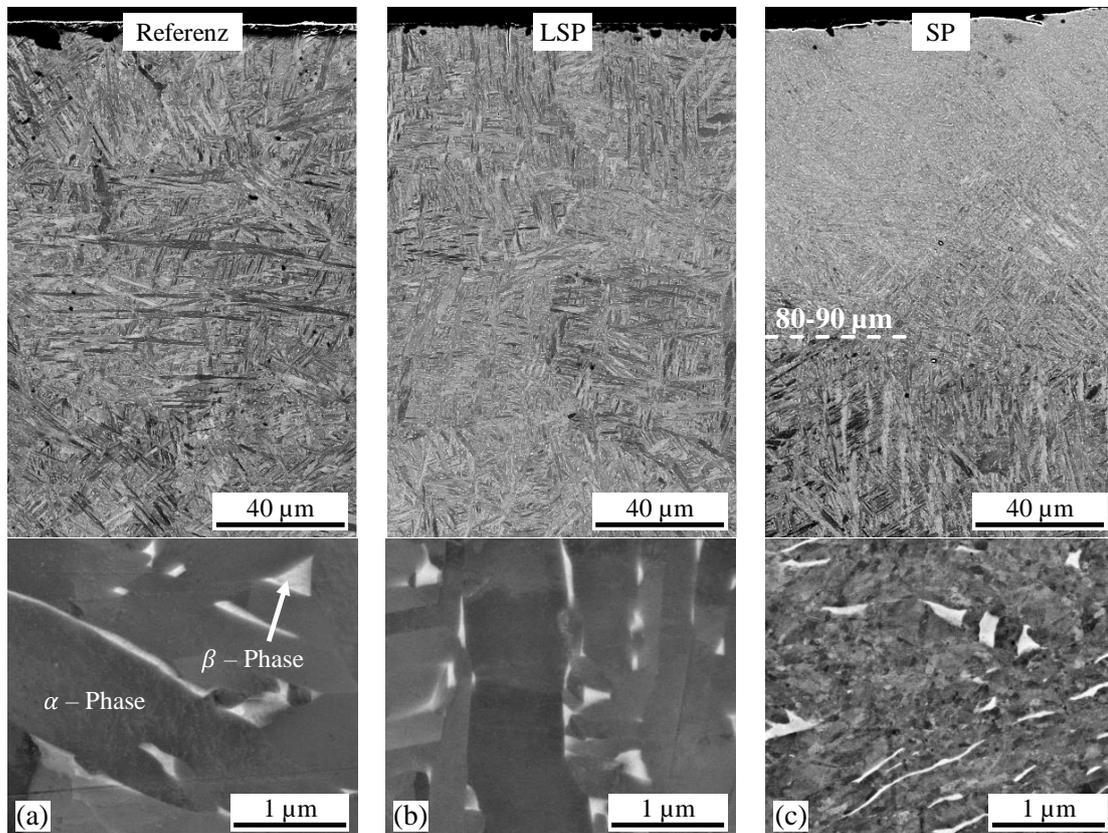
Im Rahmen der Projektkooperation wurden die Makro-Eigenspannungen an gleicher Probe außerdem mittels Bohrlochmethode gemessen [340]. Im Rahmen der geringeren Messgenauigkeit der Bohrlochmethode (v.a. bei oberflächennahen Werten und hohen Rauheitswerten) ähneln sich die Werte. Insbesondere die LSP-Probe zeigt mit Ausnahme des Oberflächenwerts eine gute Übereinstimmung. Da die Bohrlochmethode im Vergleich zur röntgenographischen Spannungsanalyse keine Phasenspannungen, sondern die gemittelte Gesamtspannung aller Phasen misst, kann davon ausgegangen werden, dass die  $\beta$ -Phasenspannung keinen großen Anteil an der Gesamtspannung der Proben hat. Die effektive Informationstiefe der Röntgen-Strahlung beträgt bei  $0^\circ$   $\chi$ -Kippung  $5,14 \mu\text{m}$  ( $1/e$ -ter Teil /  $\sim 63\%$  der gebeugten Gesamtstrahlung) bzw.  $15,39 \mu\text{m}$  ( $95\%$  der gebeugten Gesamtstrahlung) sowie bei  $70^\circ$   $\chi$ -Kippung  $1,76 \mu\text{m}$  bzw.  $5,25 \mu\text{m}$  [303]. Die Tiefenauflösung ist daher gemessen an *Abbildung 3-26* ausreichend, was zusätzlich an der Linearität aller  $\sin^2\psi$ -Kurven erkennbar ist.

#### 3.3.2 Mikro-Eigenspannungen – Verformungszustände

Die Bestimmung des Verformungszustandes erfolgt im Querschnitt der Mikrostrukturproben.

**Rückstreuelektronen-Aufnahmen** im REM zeigen die Kornform der verschiedenen Mikrostrukturproben, siehe *Abbildung 3-27* Gesamtansicht und vergrößerte Ansicht. Helle Bereiche korrespondieren mit der zwischen den  $\alpha$ -Bereichen liegenden  $\beta$ -Phase. Zwischen Referenz- und LSP-Probe ist kein Unterschied feststellbar, die SP-Probe weist die bereits aus *Abschnitt 3.1.2* bekannte Gradienten-Struktur mit nanokristallinem oberflächennahem Bereich, welcher in Ultrafein- und Mikro-Kornbereiche übergeht, auf. Die Korngröße in oberflächennahen Bereichen liegt im Bereich  $\sim 18$  bis  $54 \text{ nm}$  (gemessen in 60 Körnern mit akzeptablem Grauwertkontrast in der REM-Aufnahme), wobei die Mehrheit der Körner nanokristallin sind. Der Übergang zur Referenz-Mikrostruktur liegt, wie in *Abbildung 3-27 (c)* durch die gestrichelte Linie ersichtlich bei  $80$  bis  $90 \mu\text{m}$  Querschnittstiefe. Die Korngröße der  $\beta$ -Phase, welche bereits

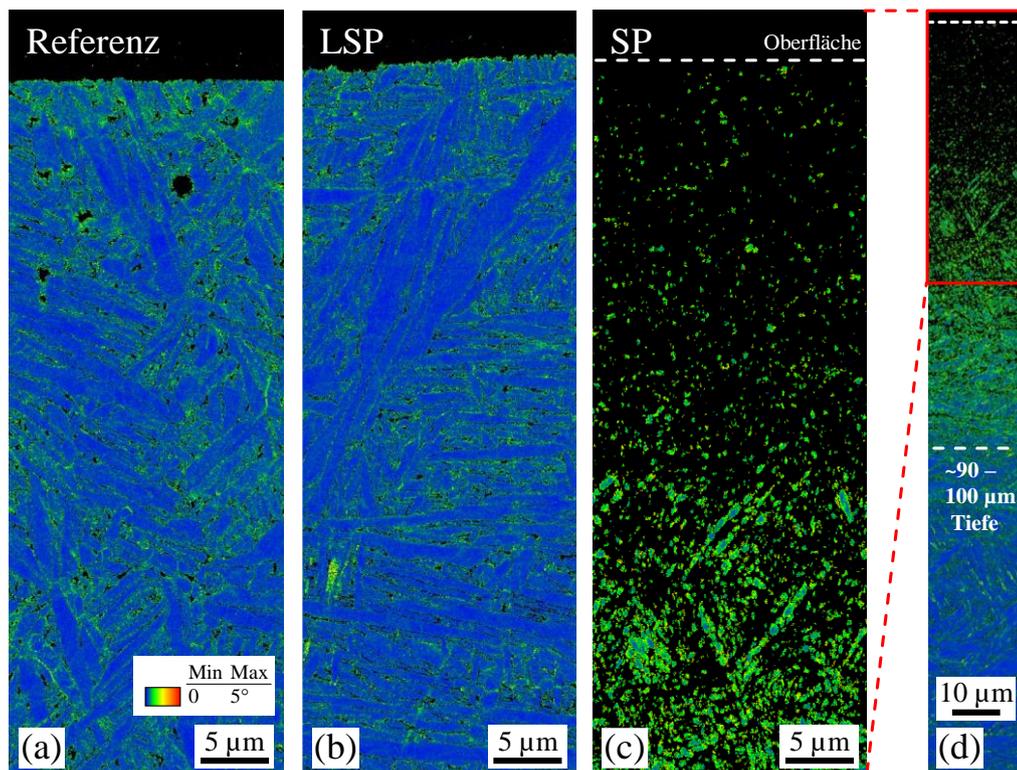
im Referenzzustand im ufg- bzw. nanokristallinen Bereich liegt, ändert sich nicht relevant. Daraus folgt, dass der größte Anteil der Verformung durch die  $\alpha$ -Phase getragen wird.



**Abbildung 3-27:** Rückstreuelektronen-REM-Aufnahmen im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) LSP und (c) SP behandelten Proben. Die  $\beta$ -Phase erscheint mit weißem Kontrast. Im Original veröffentlicht in [266].

Aus den vorangehenden Ergebnissen in *Abschnitt 3.1.2* überzeugte **EBSD** als zielführende Charakterisierungsmethode zur lokal aufgelösten qualitativen und quantitativen Verformungsanalyse. Die KAM-Karten Darstellung von Ti6Al4V, siehe *Abbildung 3-28*, zeigt keine relevanten Unterschiede zwischen Referenz und LSP. Durch Vergleich mit der Tiefenverteilung der Halbwertsbreite aus *Abbildung 3-25 (b)* wird deutlich, dass die eingebrachte Verformung in überwiegendem Maße nicht durch GNDs, sondern durch bei der Halbwertsbreite ebenfalls zu berücksichtigende SSDs getragen wird. Die Auflösung für Missorientierungen beträgt hier ca.  $0,1^\circ$  [349]. Lainé et al. zeigte für geschmiedetes Ti6Al4V mit größeren globularen Körnern eine oberflächennahe Veränderung des Grain-Orientation-Spread, wobei jedoch kein Referenzzustand evaluiert wurde [350]. Proben-Präparationseinflüsse bleiben dadurch unerkant

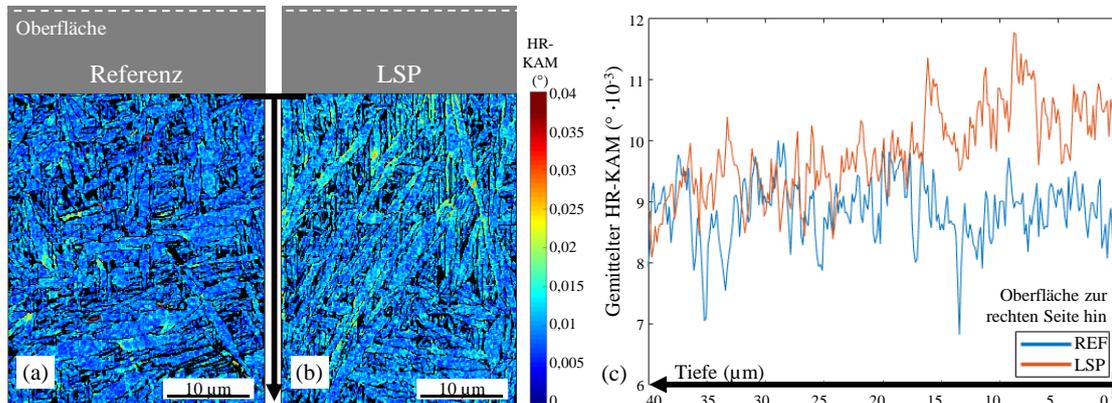
[261]. Die SP-Probe zeigt deutliche Veränderungen bis in einen Tiefenbereich von 90 bis 100  $\mu\text{m}$ . Da dieser Tiefenbereich aufgrund hoher Defektdichte nur sehr wenig valide Messpunkte aufweist und die Veränderungen grundsätzlich bereits für 316L evaluiert wurden, wird auf eine weitere Auswertung verzichtet.



**Abbildung 3-28:** KAM-Karte im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) LSP und (c,d) SP behandelten Proben. Die Karte in (c) repräsentiert eine vergrößerte Ansicht der Karte in (d). Im Original veröffentlicht in [266].

Aufgrund der zunächst nicht erkennbaren Unterschiede der LSP- zur Referenzprobe wurde HR-EBSD mit erhöhter Orientierungsauflösung (mindestens ca.  $0,01^\circ$ , Dehnungs-Sensitivität ca.  $10^{-4}$  [349]) verwendet, siehe *Abbildung 3-29*. Die HR-KAM-Karten der Referenz- und der LSP-Probe (*Abbildung 3-29 (a,b)*) beginnen aufgrund von randnahen Präparationseinflüssen erst bei Querschnittstiefen von 10  $\mu\text{m}$ . Nahe der Kante ist demnach noch mit einem grob linearen Verlauf zu rechnen. Es sind ausschließlich bei der LSP-Probe vermehrt GND-Anhäufungen insbesondere nahe den Korngrenzen festzustellen. Das tiefenabhängige 1D-Profil der KAM-Karten, siehe *Abbildung 3-29 (b)*, bestätigt die Differenz des HR-KAM-Wertes zur Oberfläche hin, welche mit **HR-EBSD** in der Literatur noch nicht beobachtet wurde. Das 1D-Profil entstand dabei aus der

Mittelung über den kompletten Bereich einer konstanten Tiefe. Beide HR-KAM-Karten zeigen im Referenzbereich (unterer Bereich bei der LSP-Probe) im Rahmen der Messunsicherheit einen ähnlichen KAM-Wert, was die Methoden-Robustheit (Präparation und HR-EBSD) bestätigt.

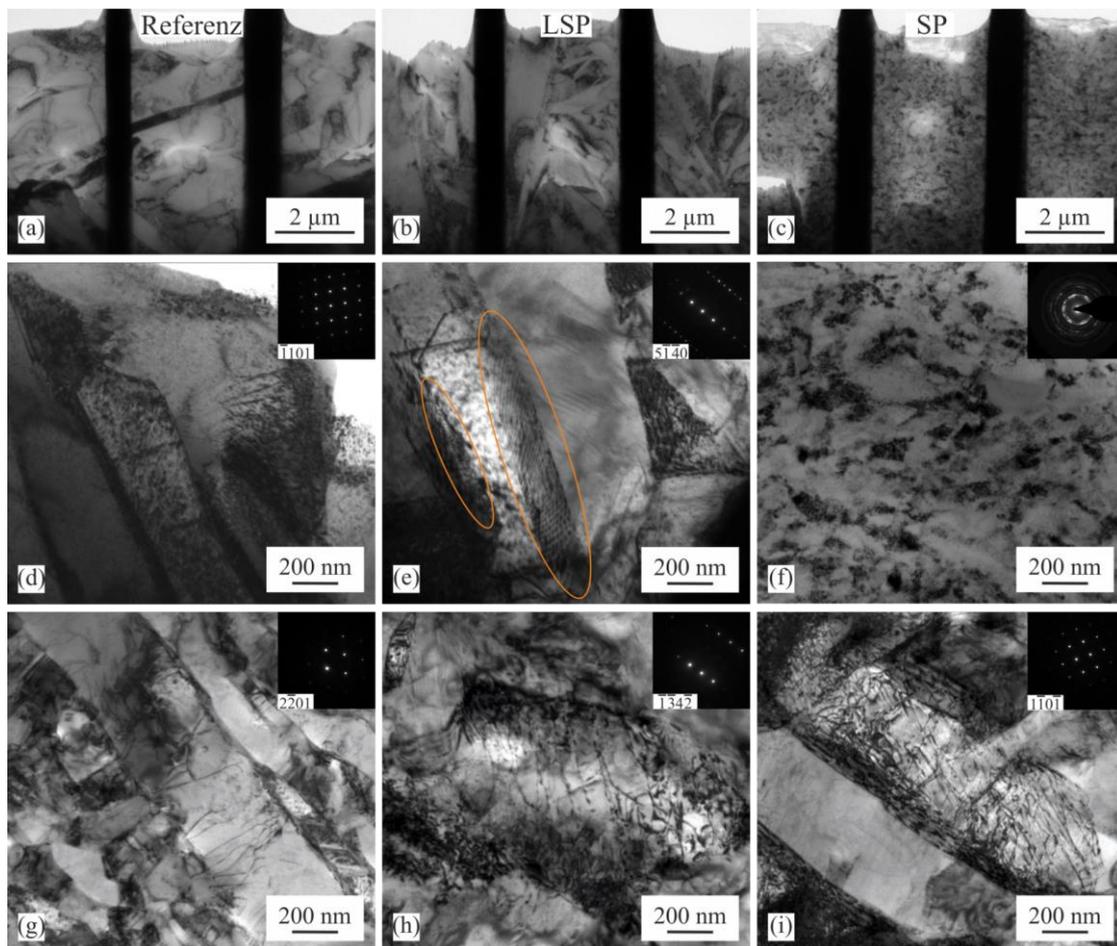


**Abbildung 3-29:** HR-KAM-Karte im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie (b) der mittels LSP behandelten Probe und (c) deren tiefengemittelten HR-KAM-Wert Profil. Die HR-KAM-Karte sowie das Profil starten 10  $\mu\text{m}$  unterhalb der für (a) und (b) angedeuteten Oberfläche (siehe auch Pfeilmarkierung zwischen (a) und (b) sowie an der x-Achse von (c)). Im Original veröffentlicht in [266].

Zur hochauflösenden Sichtbarmachung der vorliegenden Defekte auf kleiner Skala erfolgten **TEM-Untersuchungen**, siehe Hellfeldaufnahmen in *Abbildung 3-30*. Bereiche von TEM-Lamellen der Referenz-, SP- und LSP-Probe zeigen durch Grauwertkontraste (Beugungskontraste) eine qualitative Übersicht des Deformationszustandes in der gegebenen Mikrostruktur, siehe *Abbildung 3-30 (a,b,c)*. Man erkennt zunächst, dass der Referenzzustand nicht frei von Deformation ist, sondern eine beträchtliche Anzahl von Versetzungen enthält (*Abbildung 3-30 (d,g)*) und deshalb grundsätzlich in dieser Art Untersuchungen mitgeführt werden sollte. Die LSP-Probe zeigt Anzeichen eines leicht höheren Deformationsgrades, dies kann qualitativ nach Durchsicht aller verfügbaren Aufnahmen ohne konkrete Quantifizierung bestätigt werden. Die SP-Probe zeigt, wie bereits in *Abbildung 3-27* und *Abbildung 3-28* angedeutet wurde, einen hohen Grad an Deformation. Dies wird durch die höhere Vergrößerung (*Abbildung 3-30 (f)*) bestätigt und eindeutig mit der Transformation zu mikro- und nanokristallinen Körnern in Verbindung gebracht.

Die orangefarbenen Ellipsen in *Abbildung 3-30 (e)* zeigen im Unterschied zur Referenzprobe dichte Versetzungsstrukturen nahe den Korngrenzen, welche die HR-KAM-Darstellung aus *Abbildung 3-29 (b)* weiter bestätigt. Die höheren Vergrößerungen in 100  $\mu\text{m}$  Tiefe, siehe

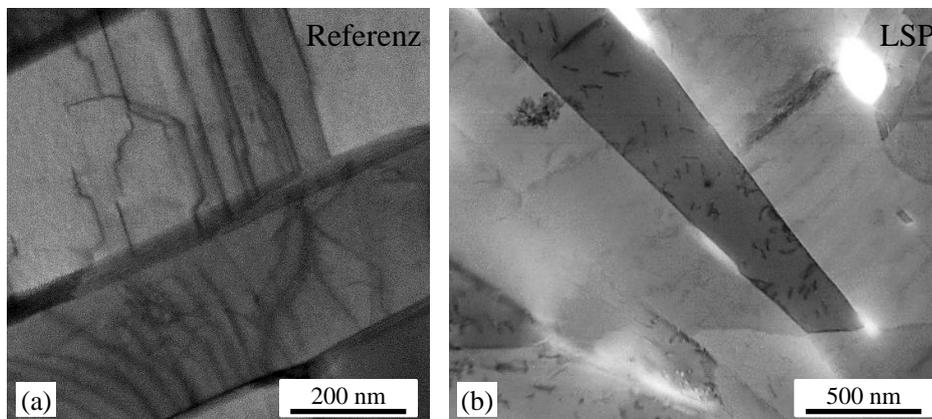
Abbildung 3-30 (g,h,i), bestätigen Versetzungen als hauptsächlich auftretende Defekte. Ihre Dichte bestätigt außerdem die Tendenz, dass beim LSP-Zustand eine leicht und beim SP-Zustand eine stark erhöhte Deformation vorliegt. Die SP-Versetzungen, siehe *Abbildung 3-30 (i)* sind in dichten ineinander verknäulten Zuständen zu beobachten, was sich mit der Literatur deckt [350].



**Abbildung 3-30:** TEM Hellfeldaufnahmen der (a,d,g) Referenzprobe sowie der mittels (b,e,h) LSP und (c,f,i) SP behandelten Proben. Die beiden oberen Reihen (a bis f) repräsentieren (a,b,c) Übersichtsaufnahmen und (d,e,f) daraus vergrößerte Bereiche aus FIB-Lamellen ( $\sim 2 \mu\text{m}$  Tiefe unter der Oberfläche). Die unterste Reihe (g,h,i) beinhaltet mittels Elektropolitur präparierte TEM-Proben aus einer Tiefe von  $\sim 100 \mu\text{m}$ . Die markierte Ellipse in (e) zeigt Versetzungs-Stapel nahe einer Korngrenze der LSP-Probe. Im Original veröffentlicht in [266].

Der Charakter der LSP-Versetzungen wurde weitergehend im **STEM** beobachtet, siehe *Abbildung 3-31*. Hier zeigen im Unterschied zum TEM sogar Versetzungen Beugungskontrast, welche nicht die Zonenachsenbedingung des betrachteten Kornes erfüllen. Somit ist stets eine weitaus höhere

Anzahl von Versetzungen sichtbar, in *Abbildung 3-31* als Grauwert-Kontrast innerhalb der Körner. Der Referenzzustand (*Abbildung 3-31 (a)*) bestätigt die TEM-Versetzungsaufnahmen aus *Abbildung 3-30 (g)*. Der LSP-Zustand offenbart gelegentlich besondere Strukturen, d.h. planare Versetzungen mit planaren Stufen, wie sie in der dunkleren Lamelle in (*Abbildung 3-31 (b)*) zu sehen ist. Diese Art Versetzungen repräsentieren eine Besonderheit des LSP-Prozesses, wie sie auch Lainé et al. für konventionell hergestelltes Ti6Al4V beobachtet hat [350]. Somit scheint dies charakteristisch für den LSP-Prozess (sehr hohe plastische Deformationsgeschwindigkeit) und weniger für die Korngröße der Mikrostruktur. Zwillingsbildung wurde auch in der vorliegenden Untersuchung für Ti6Al4V nicht beobachtet, was im Kontrast mit der Arbeit von Lu et al. steht [351]. Bei dieser beinhaltete die Ausgangsmikrostruktur jedoch bereits Zwillinge und LSPwC wurde ohne Absorber verwendet, wodurch Temperatureffekte zur Aufschmelzung und Wiedererstarrung führen können, was von Trdan et al. bestätigt wird [352]. In mechanischen Schockexperimenten [353] wurde (bei 1,5  $\mu$ s Einwirkungszeit) an Ti6Al4V Zwillingsbildung bei einem Druck ab ca. 14 GPa nachgewiesen, d.h. einem Bereich über normalen LSP-Prozessbedingungen. Die sehr kurze Einwirkzeit während des LSP-Prozesses führt zu Nichtgleichgewichts-Versetzungsstrukturen in geringer Dichte.

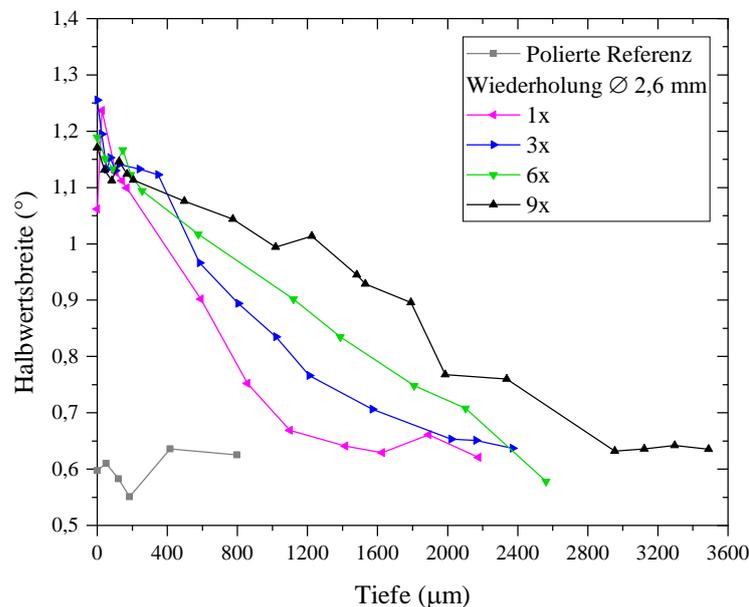


**Abbildung 3-31:** STEM-Hellfeldaufnahmen der (a) Referenzprobe sowie (b) der mittels LSP behandelten Probe. Die Referenzprobe bestätigt die Resultate aus *Abbildung 3-30*, die LSP-Probe zeigt gelegentlich Versetzungen mit ebenen Stufen. Im Original veröffentlicht in [266].

Vorsicht ist bzgl. TEM-Probenpräparation zu wahren. Bereits in der Referenzprobe wurden Zwillinge mit fcc-Struktur beobachtet, welche jedoch potenziell zur TiH<sub>2</sub>-Phase gehören. Dies ist in der Literatur bereits für Ti6Al4V nachgewiesen [354]. Die Hydrid-Bildung entstammt bei der FIB-Präparation v.a. der Wasserstoffaufnahme aus Restrückständen der metallographischen

Endpräparation und bei der konventionellen elektrolytischen Präparation dem Elektrolyten selbst. In der vorliegenden Arbeit wurden nur bei letzteren Proben  $\text{TiH}_2$ -Zwillinge gefunden, welche interessanterweise nach einigen Monaten wieder verschwunden schienen. Da die FIB-Lamellen mit gleichen Parametern mittels FIB präpariert wurden, sind ggf. durch den Ionenstrahl eingetragene Verformungen in allen Probenzuständen gleich. Es wurde außerdem auf einen kleinen Ionenstrom bei der finalen Präparationsstufe geachtet.

Weitere Erkenntnisse zur Entwicklung der Defektdichte lassen sich nun, erneut zurückkommend auf *Abbildung 3-24 (c)*, aus der zugehörigen **XRD-Reflex-Halbwertsbreiten-Auftragung** (213-Reflex) in *Abbildung 3-32* ableiten. Mit größerer Wiederholungszahl unter sonst gleichen Parametern vergrößert sich die Tiefenreichweite der Defektdichte, das Maximum bleibt hingegen gleich, was im Gegensatz zum Maximum der Makro-Eigenstressungen steht. Mit zunehmender Wiederholungszahl verformen tiefer liegende Gebiete stärker, wohingegen sich die Makro-Eigenstressungen in Bezug auf Maximum und Tiefe ändern. Dieses Verhalten der Halbwertsbreite (aufgrund des vernachlässigbaren Korngrößeneffektes ein direktes Maß für Defektdichte) ist in der Literatur noch nicht beobachtet worden.



**Abbildung 3-32:** Ti6Al4V-Halbwertsbreiten-Auftragung aus *Abbildung 3-24 (c)* inklusive Referenzprobe.

Die Quantifizierung der Versetzungsdichte kann aufgrund der hohen Versetzungsdichte sowie kleinen Korngröße des SP-Zustands mittels TEM nicht durchgeführt werden, da individuelle

Versetzungen nicht mehr unterschieden werden können. Aus diesem Grund erfolgte die Quantifizierung oberflächennah durch **Linienprofilanalyse** aus Röntgenbeugungsdiagrammen.

Folgende Terme wurden innerhalb der Verfeinerungsstrategie in WPPM berücksichtigt:

- Caglioti- und Röhrenprofilparameter aus LaB<sub>6</sub>-Standardmessung.
- Chebyshev-Untergrund sowie Peakverschiebung durch Probenhöhe, Reuss-Dehnung.
- Peakverbreiterung durch Versetzungen: Theorie nach Krivoglaz und Wilkens [277] mit sämtlichen möglichen Gleitsystemen, siehe auch Anhang. Verfeinerung von Versetzungsdichten und Cut-Off-Radius.
- Peakverbreiterung durch Korngrößeneinfluss (nur im Falle der SP-Probe): Lognormal-Korngrößenverteilung, kugelförmige Körner.

Folgende Gleitsysteme wurden jeweils nach ersten Verfeinerungsschritten als dominierend eingestuft, d.h. mit nicht vernachlässigbarer Versetzungsdichte:

- Basal-Stufenversetzung: Gleitsystem  $\{0001\}\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ , Burgersvektortyp  $\langle \mathbf{a} \rangle$ .
- Pyramidal-Stufenversetzung: Gleitsystem  $\{10\bar{1}1\}\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$  Burgersvektortyp  $\langle \mathbf{a} \rangle$ .

Zur Reduktion der Anzahl der Fitparameter wurden die nicht dominierenden Gleitsysteme von der weiteren Verfeinerung ausgeschlossen. Die Ergebnisse der letzten Verfeinerungsstufe sind in *Abbildung 3-33* dargestellt. Die Peakbreiten steigen von der Referenz über die LSP- zur SP-Probe sichtbar an. *Tabelle 3-5* zeigt die Ergebnisse der verfeinerten Versetzungsdichten sowie deren Summendichte. Zaegger et al. beobachteten bei Ti6Al4V ebenfalls eine deutliche Aktivierung der Basalgleitung sowie eine geringe Aktivierung von Gleitsystemen mit Beteiligung des Burgersvektors vom Typ  $\langle \mathbf{c} \rangle$  [355]. Die  $\beta$ -Phase, welche aufgrund des geringen Phasenanteils nicht verfeinert werden konnte, jedoch einen ähnlichen Verbreitungseffekt zeigte, könnte laut Zaegger et al. einen Verformungsanteil übernehmen. Muiruri et al. konnten mittels modifizierter Williamson-Hall-Methode an SLM Ti6Al4V eine ähnliche Versetzungsdichte relativ zur Referenz sowie eine dominierende Wirkung der Gleitsysteme mit Burgersvektor vom Typ  $\langle \mathbf{a} \rangle$  nachweisen, wobei individuelle Gleitsysteme nicht betrachtet wurden [356].

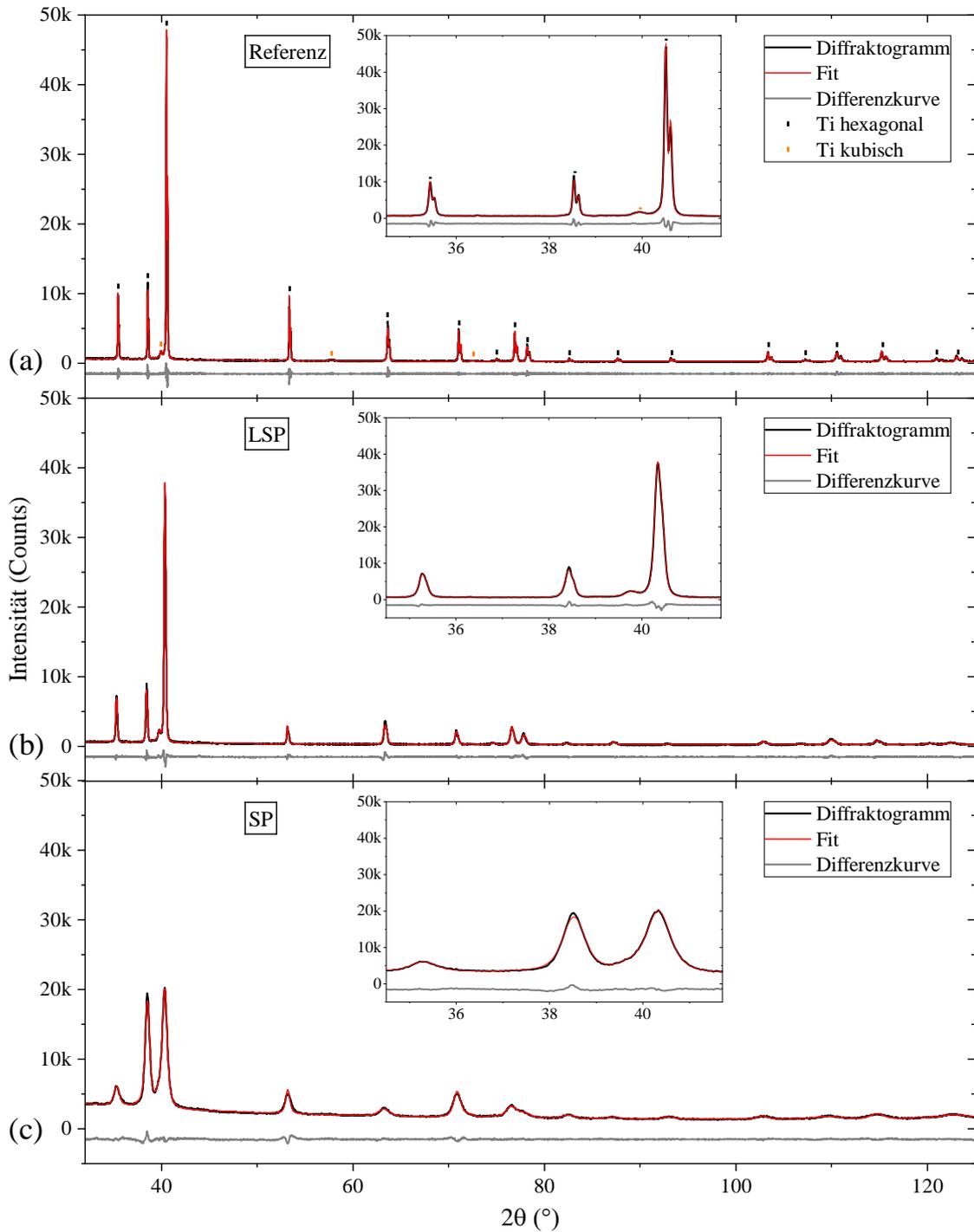
**Tabelle 3-5:** Ergebnisse der Versetzungsdichte der für alle Proben nach Verfeinerung dominierenden Gleitsysteme der Ti6Al4V-Proben sowie der Gesamt-Versetzungsdichte. Details zu weiteren Gleitsystemen siehe Anhang.

<b>Probe</b>	<b>Basal</b> $\rho \{0001\} \langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	<b>Pyramidal</b> $\rho \{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$	$\Sigma \rho$
Ref	$5,23 \cdot 10^{13} \pm 1,95 \cdot 10^{12} \text{ 1/m}^2$	$1,08 \cdot 10^{14} \pm 2,73 \cdot 10^{12} \text{ 1/m}^2$	$1,60 \cdot 10^{14} \pm 4,68 \cdot 10^{12} \text{ 1/m}^2$
LSP	$1,71 \cdot 10^{14} \pm 5,14 \cdot 10^{12} \text{ 1/m}^2$	$5,64 \cdot 10^{14} \pm 1,11 \cdot 10^{13} \text{ 1/m}^2$	$7,35 \cdot 10^{14} \pm 1,62 \cdot 10^{13} \text{ 1/m}^2$
SP	$6,04 \cdot 10^{14} \pm 6,14 \cdot 10^{12} \text{ 1/m}^2$	$6,29 \cdot 10^{15} \pm 7,07 \cdot 10^{13} \text{ 1/m}^2$	$1,23 \cdot 10^{15} \pm 7,68 \cdot 10^{13} \text{ 1/m}^2$

Die Parameter der Korngrößenverteilung der SP-Probe wurden bei 0,06  $\mu\text{m}$  Median und 1,08  $\mu\text{m}$  Varianz fixiert, da ihr Verfeinerungsergebnis numerisch nicht stabil war. Grund könnte eine insgesamt nicht ausreichende Anzahl von Phasen-Peaks sowie Fehlereinflüsse in der Berechnung der Invarianten sein. Selbst bei Variation dieser fixierten Parameter ergab sich nur eine geringfügige Änderung der Versetzungsdichte.

Die Intensitätsverhältnisse ändern sich hingegen von der Referenz zur LSP-Probe nur unwesentlich, während sie bei der SP-Probe eine vor allem bzgl. des stärksten Peaks eine deutliche Änderung aufweisen. Aufgrund einer deutlich stärkeren Verformung bildet sich höchstwahrscheinlich eine Deformationstextur, wie bereits an 316L in dieser Arbeit beobachtet. Die geringfügige Linksverschiebung der Peaks bei der LSP- und SP-Probe ist auf den aufgrund der Querkontraktion senkrecht zur Oberfläche gerichtete Zugdehnung zurückzuführen (Druck-Eigenstress parallel zur Oberfläche).

### 3 – Ergebnisse und Diskussion

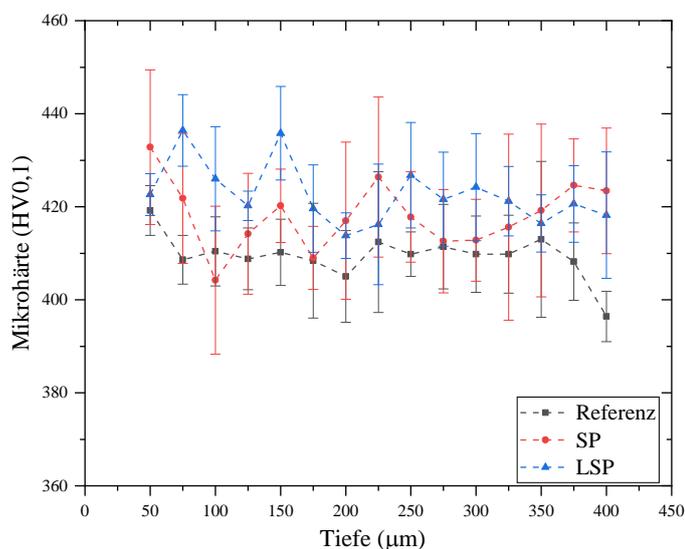


**Abbildung 3-33:** Diffraktogramme sowie verfeinerte Fitkurve mit zugehöriger Differenzkurve aus der WPPM-Linienprofilanalyse für (a) Referenz, (b) LSP- und (c) SP-Probe. Exemplarisch ist jeweils ein vergrößerter Abschnitt gezeigt. In (a) ist zusätzlich die bei jeder Probe vorhandene sowie bei der Modellierung berücksichtigte  $\alpha$ - (hexagonal) und  $\beta$ -Phase (kubisch) gekennzeichnet. Die Differenzkurve ist ausschließlich relativ und nicht absolut an die jeweilige Intensitätsskala gekoppelt.

Die effektive Informationstiefe der Röntgenstrahlung beträgt bei  $2\theta = 32^\circ$   $1,51 \mu\text{m}$  (1/e-ter Teil /  $\sim 63\%$  der gebeugten Gesamtstrahlung) bzw.  $4,52 \mu\text{m}$  (95 % der gebeugten Gesamtstrahlung) sowie bei  $2\theta = 125^\circ$   $4,86 \mu\text{m}$  bzw.  $14,56 \mu\text{m}$  [303]. Ein Tiefengradient-Effekt erscheint somit vernachlässigbar.

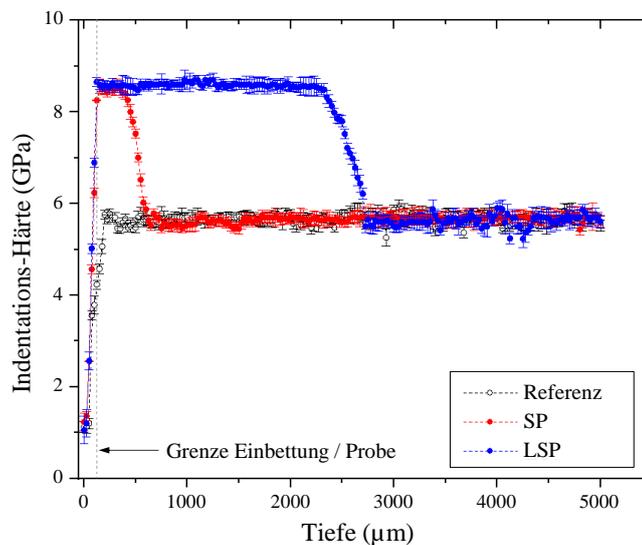
Mit bekannter Mikrostruktur und Verformungscharakteristik werden im folgenden Abschnitt die Ergebnisse der **Härteprüfung** diskutiert. Die einfache **Mikrohärtebestimmung** nach Vickers ist in *Abbildung 3-34* dargestellt und bestätigt erneut eine sehr starke Streuung nach allen Oberflächenbehandlungen, was durch weitere Untersuchungen innerhalb der Projektkooperation bestätigt werden konnte [341]. Es sind nur geringfügige Trends erkennbar, u.a. ein minimaler Härteanstieg aller Proben hin zur Oberfläche sowie eine geringe Tendenz der Härtesteigerung der LSP-Probe gegenüber der Referenz, jedoch keine wesentlichen Unterschiede.

Eine bzgl. Laser-Leistungsdichte vergleichbare Untersuchung von Guo et al. zeigt eine signifikante Härtesteigerung an Ti6Al4V nach LSP [357]. Die Mikrostruktur enthält jedoch deutlich mehr  $\beta$ -Phase und ist nicht eindeutig charakterisiert bzgl. der  $\alpha$ -Matrixphase. Außerdem ist der erreichte Makro-Eigenspannungseffekt deutlich reduziert (Tiefe nur  $800 \mu\text{m}$ ), Dadurch können die Prozesseffekte nicht im Detail miteinander verglichen werden. Die Streuung der Mikrohärte wurde ebenfalls für mittels SP behandeltes GJL festgestellt.



**Abbildung 3-34:** Mikrohärte als tiefenabhängiges Profil im Querschnitt der Referenzprobe sowie der mittels LSP und SP behandelten Proben. Es ist nur geringfügig ein Trend bei den behandelten Proben erkennbar.

Aufgrund dessen wird **Nanoindentation** mit zwei Messstrategien verwendet. Diese zeigt aufgrund präziserer Messung bzw. Kalibrationsmöglichkeit der Eindruck-Fläche eine geringere Streuung als Mikrohärtmessungen [358]. Einerseits soll die Tiefenabhängigkeit auf größerer Skala, ähnlich den Mikrohärtmessungen, untersucht, andererseits sollen die Einflüsse verschiedener Phasen sowie der kleinen Korngröße betrachtet werden. Das **tiefengemittelte Profil** (2 mm Breite mit 25  $\mu\text{m}$  Abstand zwischen Härteeindrücken) mit größerer Indentationstiefe ist in *Abbildung 3-35* enthalten.



**Abbildung 3-35:** Nanohärte als tiefenabhängiges Profil im Querschnitt der Referenzprobe sowie der mittels LSP und SP behandelten Proben. Die Nanohärte-Steigerung durch LSP und SP ist klar erkennbar.

Die Referenzmikrostruktur zeigt eine konstante Härte für alle Tiefen. Alle Bearbeitungszustände zeigen im tieferen Referenzbereich ebenfalls dieses Härteniveau. Damit liegt für diese Mikrostruktur keine Abhängigkeit der Härte von der Kornorientierung vor, was allgemein für hexagonale Metalle nicht unbedingt gilt [359] und tendenziell der Mittelung über die Messfeldgröße sowie der im Vergleich zur Korngröße großen plastischen Zone zugeschrieben wird, siehe unten. Bei einer bestimmten Tiefe gibt es für die LSP und SP behandelten Zustände eine abrupte und steile Härteänderung, welche bzgl. Tiefenwert gut mit der Änderung der XRD-Halbwertsbreite (*Abbildung 3-25 (b)*) korrelieren. Mit kleinerem Abstand zur Oberfläche gibt einen Sättigungswert der Härte von 8,6 bis 8,7 GPa, der sich bis zur Oberfläche hin fortsetzt.

Die Größe der „effektiven“ plastischen Zone kann als Faktor 10 der Indentationstiefe auf ca.  $197 \pm 5$  nm abgeschätzt werden [317]. Diese beträgt somit ca. 1,97  $\mu\text{m}$ . In Tiefenrichtung beträgt

die Größe der plastischen Zone die Hälfte und damit ca. 985 nm. Es findet somit generell durch die Feinheit der Latten der  $\alpha$ -Phase (maximaler Min-Feret-Durchmesser 2  $\mu\text{m}$ ) ein begrenzter Versetzungsaufstau statt. Gleichzeitig wechselwirken die plastischen Zonen nahezu aller Eindrücke mit den Korngrenzen der Nachbar-Körner [360].

Da die Körner im Härteanstiegsbereich nach SP und LSP (siehe auch *Abbildung 3-27 (c)*) noch die gleiche Größe aufweisen, ist der Härteanstieg nicht auf eine Korngrößenänderung, sondern ausschließlich auf die Erhöhung der Versetzungsdichte in den Körnern, zurückzuführen. Der aus der XRD-Halbwertsbreite insbesondere bei der LSP-Probe erwartbare graduelle Anstieg der Versetzungsdichte bis hin zur Oberfläche (siehe auch *Abbildung 3-25 (b)*), konnte nicht nachgewiesen werden. Der stattdessen beobachtete und vergleichsweise steile Härteanstieg bei bereits kleinsten Änderungen der Defektdichte zeigt auf der einen Seite eine hohe Sensitivität, könnte aber zum anderen auch darauf zurückzuführen sein, dass der Abstand der Eindrücke etwas zu gering gewählt wurde und die plastischen Zonen bei geringeren Härten (stets konstante Eindruck-Kraft, Messung erfolgte vom Einbettmittel aus in Richtung des Materialinnern) doch stärker überlappen. Mit größerer Defektdichte näher zur Oberfläche könnte dieser Effekt durch die dann kleineren Eindrücke (höhere Härte) abrupt aufgehoben sein, wodurch eine steilerer Härteanstieg folgt.

Der Sättigungseffekt, d.h. die Messung gleicher Härte trotz unterschiedlicher Mikrostrukturen (vor allem Kornfeinungsbereich der SP-Probe) könnte auf eine zu geringe Sensitivität des verwendeten Indenters zurückzuführen sein, welche den weiteren potenzielle vorhandenen Härteanstieg nicht mehr nachweisen kann. Verfügbare Literaturarbeiten zeigen diese Sättigung der Härte ebenfalls nicht. Beispielsweise fand Kumagai et al. für 316L-Stahl nach LSP einen Härteanstieg bis zur Oberfläche [336], jedoch dort ist die Referenz-Korngröße deutlich größer (5-fach bis 10-fach erhöht), wodurch auch mehr Versetzungen innerhalb der Körner gebildet werden können. Außerdem wurde LSPwC verwendet, wodurch ein Schmelzeffekt die oberflächennahen Bereiche beeinflusst hat.

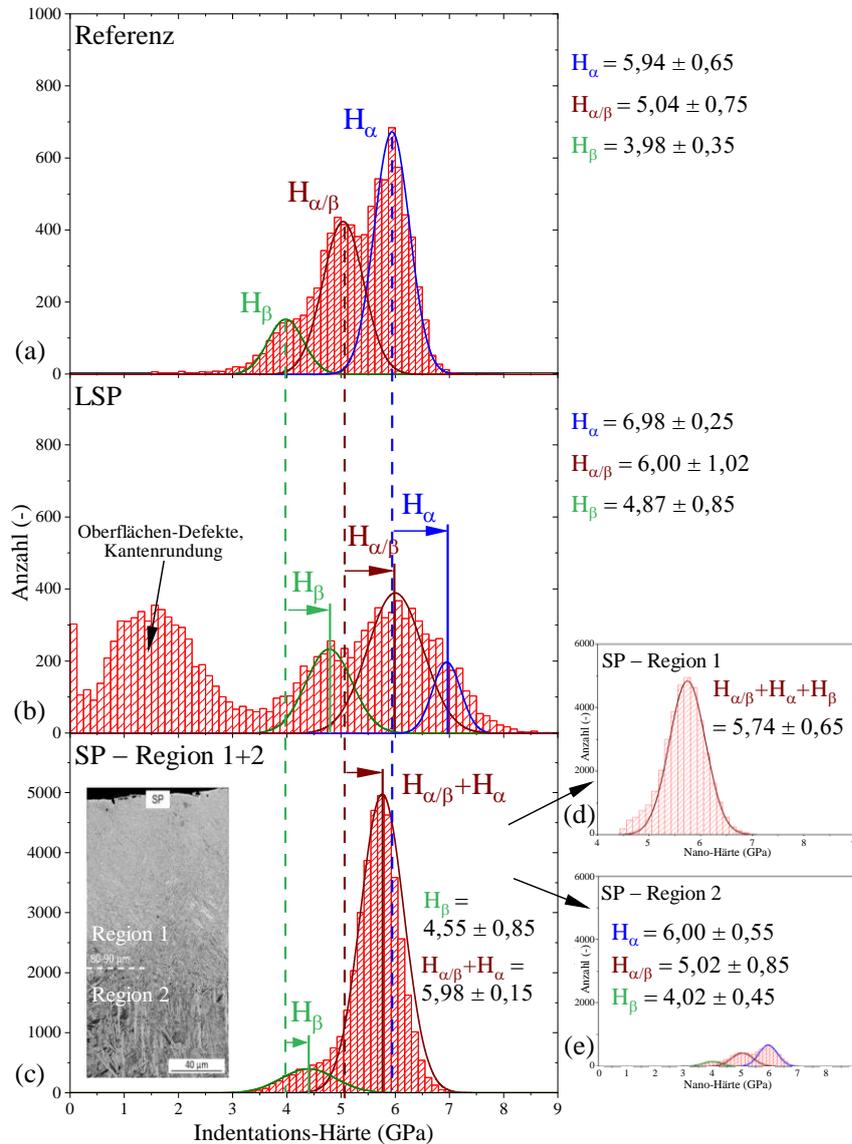
Neben sensitiveren Alternativgeräten wäre eine kleinere Indenter-Größe unter Umständen in der Lage (ggf. mit größerer Streuung) größere Pile-ups in kleinsten Körnern aufzuzeigen [358] und damit die Sensitivität der Messmethodik zu steigern. Dies soll in zukünftigen Experimenten

berücksichtigt werden. Des Weiteren zeigt sich eine geringe Abhängigkeit der Nanohärte von Druck-Eigenspannungen [358].

Es zeigt sich dennoch, dass die Messung der Nanohärte eine sehr sensitive Methode zur Messung der Änderung an Mikrospannungen darstellt. Auch der Härteabfall zum Einbettmittel hin ist deutlich erkennbar. In Vorversuchen wurde ermittelt, dass die Härte sowie auch der E-Modul (ca. 135 bis 140 GPa) zwischen 1 und 4 mN in etwa konstant ist, d.h. der Indentation Size Effekt der Härte spielt nur eine untergeordnete Rolle.

**Massive Nanoindentation** zeigt die individuelle Phasenkomponente der Härte auf. Durch sehr viele Härteeindrücke entsteht ein Härtespektrum, welches phasenselektiv ausgewertet werden kann, siehe *Abbildung 3-36*. Im Referenzspektrum (*Abbildung 3-36 (a)*) ergeben drei Gauss-Kurven das gegebene Gesamtprofil. Diese lassen sich auf die Phasen  $\alpha$  und  $\beta$  sowie einem Beitrag von deren Grenzfläche zurückführen. Beim LSP behandelten Zustand (*Abbildung 3-36 (b)*) verschieben sich alle Härtebeiträge zu größeren Härtebeiträgen. Da sich die Korngröße nach LSP nicht ändert, ist die Änderung rein auf die Einbringung von Versetzungen zurückzuführen, siehe XRD-Halbwertsbreite in *Abbildung 3-25 (b)* für die  $\alpha$ -Phase, v.a. SSD-Versetzungen. Auch die  $\beta$ -Phase scheint einer Härtung zu unterliegen.

Der SP-Zustand (*Abbildung 3-25 (c)*) wird aufgrund der unterschiedlichen Regionen, siehe auch *Abbildung 3-27*, im gegebenen Messfeld in zwei Einzelregionen (*Abbildung 3-25 (d,e)*) unterteilt. Region 2 (*Abbildung 3-25 (e)*) zeigt die nahezu exakten Werte der Referenzprobe, was die Robustheit der Methodik aufzeigt. Region 1 (*Abbildung 3-25 (d)*) zeigt hingegen nur einen Peak mit einem geringfügigen linken Seitenpeak. Durch die sehr kleine Korngröße sind für die plastische Zone der Indentation ausschließlich Korngrenzen sichtbar. Individuelle Beiträge der  $\alpha$ - und  $\beta$ -Phase sind nicht mehr separat sichtbar. Gegenüber des Grenzflächenpeaks der Referenzprobe ist eine gewisse Härtung erfolgt, jedoch scheint diese innerhalb der Körner nicht so hoch zu sein, wie bei der LSP-Probe. Dies könnte auf Erholungsphänomene zurückgeführt werden, welche bereits für 316L beobachtet werden konnten (*Abbildung 3-10*).



**Abbildung 3-36:** Nanohärte-Verteilung (massiver Nanoindentation) im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) LSP und (c) SP behandelten Proben. (c) Indentationsfeld von SP, siehe *Abbildung 3-27 (c)*, ist zusätzlich in eine (d) oberflächennahe und (e) oberflächenfernere Region unterteilt worden. Gauss-Kurven zeigen die manuelle Entfaltung der jeweiligen Säulenverteilung (Säulenbreite 0,125 GPa). Die mathematische Entfaltung erfolgt hingegen anhand der kumulativen Verteilung mittels der Sigmoid-Funktion (Gauss-Integral). Die Referenz-Härte ist gestrichelt dargestellt.

Viswanathan stellte für  $\alpha$ -Ti eine ähnliche Härte innerhalb eines Spektrums fest [361]. Die Referenz-Härte von *Abbildung 3-35* liegt in einem ähnlichen Bereich. Hinsichtlich der unterschiedlichen Härte von  $\alpha$ - und  $\beta$ -Alpha-Phase stellt Min et al. eine härtere  $\alpha$ -Phase bei entsprechender Al-Anreicherung fest [362], wie bei Ti6Al4V der Fall.

Der Größe der plastischen Zone beträgt bei gegebener Indentationstiefe von ca.  $135 \pm 5$  nm ca.  $1,35 \mu\text{m}$ . Die plastische Zone ist daher nicht ausreichend klein, um die unterschiedlichen Phasenanteile vollständig zu trennen, jedoch klein genug, so dass die Peaks der Häufigkeitsverteilung überlappen.

Durch die vorliegende Unabhängigkeit der Härte von der Kornorientierung (Referenzniveaus aus *Abbildung 3-35*) ist zur Auswertung der hohen Anzahl an Eindrücken keine Korrelation mit Kornorientierungsdaten notwendig. Aufgrund der kleinen Prüfkraft sind bei gegebener Prüfgeschwindigkeit und Härte individuelle Eindruckspositionen kaum noch sichtbar.

Die gesteigerte Halbwertsbreite im Falle der Interface-Phase könnte auf die aus den HR-EBSD-Messungen bekannte Heterogenität der Versetzungsdichte innerhalb der Körner zurückzuführen sein. Der Nebenpeak bei kleinen Härten im Falle der LSP-Probe könnte präparationsbedingt von Oberflächen-Fehlern oder einer leichten Proben-Verkippung stammen.

### 3.3.3 Oberflächenzustände

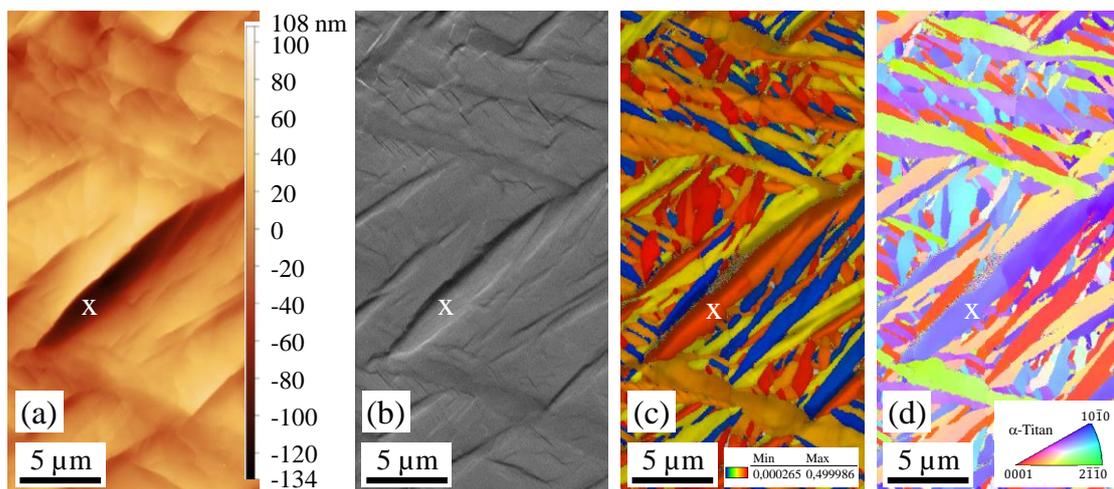
Die **Rauheit** der **Mikrostrukturproben** ist in *Tabelle 3-6* enthalten. SP zeigt die höchste Rauheitsänderung in  $R_a$  und  $R_z$  im Vergleich zur Referenzprobe. LSP zeigt nur eine geringe Änderung des  $R_a$ -Werts, der  $R_z$ -Wert als Maß der Mikrorauheit bleibt nahezu unberührt. Dies wird durch die Literatur bestätigt [76]. LSP erzeugt eine Welligkeit auf mm-Skala, lässt die Rauheit auf kleinerer Skala jedoch nahezu unberührt. Die Welligkeit wird vor allem vom Intensitätsprofil des Laserstrahls sowie der Überlappungsstrategie bestimmt.

**Tabelle 3-6:** Rauheit der Ti6Al4V-Mikrostrukturproben. Im Original veröffentlicht in [266].

Parameter	Referenz	SP	LSP
$R_a / \mu\text{m}$	$0,10 \pm 0,08$	$3,05 \pm 0,18$	$0,26 \pm 0,03$
$R_z / \mu\text{m}$	$1,48 \pm 1,11$	$21,66 \pm 0,91$	$1,48 \pm 0,16$

Die Betrachtung der Oberfläche auf Sub- $\mu\text{m}$ -Skala mittels AFM-Flächenmessung bestätigt die weiterhin sehr ebene Oberfläche und legt eine weitere Besonderheit des LSP-Prozesses offen, siehe *Abbildung 3-37*. Dies wurde bisher in der Literatur noch nicht beobachtet. Wie an der Topographiekarte (*Abbildung 3-37 (a)*) sowie der korrelativ aufgenommen SE-REM-Aufnahme (*Abbildung 3-37 (b)*) am Beispiel des kleinen weißen Kreuzes zu erkennen ist, verformen

Kornbereiche stärker als andere senkrecht zur Oberfläche. Die inverse Polfigur aus der EBSD-Messung (*Abbildung 3-37 (d)*) bestätigt die entsprechenden Korngrenzen. Eine daraus relativ zur Probennormale berechnete Schmid-Faktor Karte für das prismatische Gleitsystem  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$   $\{1\bar{1}00\}$  (*Abbildung 3-37 (c)*) korreliert einen größeren Schmidfaktor mit einer tieferen Korneindruck senkrecht zur Oberfläche und damit mit einem höheren Korn-Deformationsgrad. Das spezifische Gleitsystem wurde aufgrund der besten Korrelation von tief eingedrücktem Korn und hohem Schmidfaktor gewählt, das in Tabelle 3-5 vornehmlich festgestellte pyramidale Gleitsystem  $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$  korreliert ähnlich. Nachbarkörner eines betreffenden Korns beeinflussen ebenfalls das Verformungsverhalten dieses Kornes. Für die SP-Probe konnte aufgrund der großen Rauheit keine EBSD-Messung der Oberfläche erfolgen. Die stets zufälligen Einfallwinkel der Kugeln erschweren eine entsprechende Analyse ohnehin.



**Abbildung 3-37:** Korrelation von (a) AFM-Topographiekarte, (b) SE-REM-Aufnahme, (c) EBSD-Schmid-Faktor-Karte mit nur  $\sigma_{33} = -1$  Komponente im Spannungstensor und (d) inverser Polfigur Darstellung. Das weiße Kreuz zeigt das gleiche Korn. Im Original veröffentlicht in [266].

Sollten Körner sich gegenüber anderen verschieben, wäre auch eine Akkomodation durch Versetzungen an Korngrenzen denkbar, und damit die Verbindung zur HR-KAM Karte in *Abbildung 3-29 (b)*, welche Versetzungsanhäufungen nahe der Korngrenze aufzeigt.

Die Topografie-Entwicklung nach LSP könnte zur Optimierung des LSP-Prozesses an SLM-Werkstoffen nützlich sein. Die bei SLM-Prozess unter bestimmten Bedingungen erreichbaren Texturen könnten eine Steigerung des LSP-Effekts unterstützen. Beispiel, siehe 001-Textur bei mittels SLM hergestelltem 316L [363]. Die Relevanz des Effekts müsste jedoch experimentell

evaluiert werden. Im Sinne der Funktionalisierung (siehe auch *Abschnitt 3.4.1*) wäre dieser Effekt ggf. auch mit zu berücksichtigen.

Die Ergebnisse der Rauheit der **Ermüdungsproben** sind in *Tabelle 3-7* gelistet. Die as-built Referenz weist herstellungsbedingt eine große Rauheit auf, welche nur durch den äußeren Kontur-Scan während der Herstellung optimiert wurde. Alle Behandlungsverfahren reduzieren die gegebene Rauheit deutlich, wobei SP die geringste Rauheit hervorbringt und Sandstrahlen und LSP eine mittlere Rauheit aufweisen. Letztere weisen im Vergleich zu SP einen deutlich geringeren Verformungsgrad auf, verformen vorhandene Rauheitsspitzen des as-built Zustandes entsprechend weniger. Die Rauheitsminderung nach SP ist in der Literatur nachgewiesen worden [15,243]. Die polierte Referenz der Mikrostrukturprobe (*Tabelle 3-6*) zeigt hingegen eine Erhöhung der Rauheit abhängig vom Verformungsgrad, hier zeigt SP die höchste Rauheit. Die Anfangsrauheit, welche gerade in AM-Prozessen erhöht ist, spielt somit eine entscheidende Rolle für die Rauheit nach Oberflächenbehandlungen.

**Tabelle 3-7:** Rauheit der Ti6Al4V-Ermüdungsproben. Im Original veröffentlicht in [266].

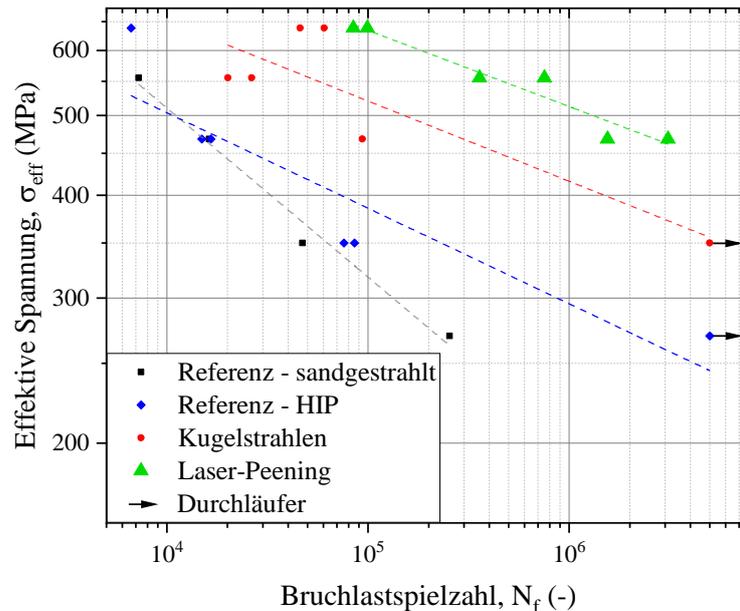
Parameter	Referenz – as built	Referenz – sandgestrahlt	SP	LSP
$R_a / \mu\text{m}$	$16,19 \pm 1,07$	$11,46 \pm 0,87$	$4,62 \pm 2,31$	$10,19 \pm 1,47$
$R_z / \mu\text{m}$	$121,31 \pm 4,62$	$75,02 \pm 6,27$	$28,91 \pm 14,65$	$64,83 \pm 9,81$

### 3.3.4 Ermüdungszustände

Die Ergebnisse der auf Vierpunkt-Biegung basierenden spannungskontrollierten Wöhlerversuche an den **Ermüdungsproben** sind in *Abbildung 3-38* dargestellt. Neben der sandgestrahlten Referenz-, der SP- und der LSP-Proben wurden zusätzlich mittels HIP behandelte Referenzproben (920 °C, 2 h, 100 MPa) ermüdet. Das HIP-Verfahren ist schließt die meisten Poren und Defekte auch bei Ti6Al4V AM-Proben [364], ist jedoch teuer und nicht immer anwendbar bei komplexen Geometrien, was für gerade im vorliegenden Projekt in der weiteren Anwendungsperspektive liegt. Wie ebenfalls in *Abschnitt 3.1.4* an Reineisenproben festgestellt, wurde der Wöhlerversuch in Biegung gewählt, um mit Makro-Eigenspannung modifizierten Randschichten einen größeren Einfluss zu geben als im Zug-Druck-Versuch. Zum besseren Vergleich mit anderen Arbeiten mit anderen  $R$ -Werten wird eine Transformation der Last-Spannung in die effektive Spannung  $\sigma_{eff}$

nach Walker [365] und Dowling [366] für  $R = -1$  durchgeführt ( $\sigma_{max}$  als Maximalspannung), wobei der Exponent sich an konventionell hergestelltem Ti6Al4V orientiert [203].

$$\sigma_{eff} = \sigma_{max} \left( \frac{1 - R}{2} \right)^{0,28} \quad (23)$$



**Abbildung 3-38:** Ergebnisse der Ermüdungsuntersuchungen: Referenz-Zustände (sandgestrahlt sowie HIP-behandelt) sowie mittels SP und LSP behandelte Zustände. Proben größer  $5 \cdot 10^6$  Schwingspiele wurden als Durchläufer bei  $5 \cdot 10^6$  Schwingspielen eingeordnet. Im Original veröffentlicht in [266,340].

Die Datenpunkte wurden mittels linearer Ausgleichsgerade gefittet. LSP zeigt die beste Ermüdungscharakteristik und zeigt in Bezug auf die lineare Ausgleichsgerade eine um den Faktor 10 besser Ermüdungsfestigkeit als die SP-Proben sowie um den Faktor 100 besser als die beiden Referenzproben. Der Nachweis der Ermüdungsfestigkeit ist somit für die vorgenommene LSP-Behandlung klar erbracht.

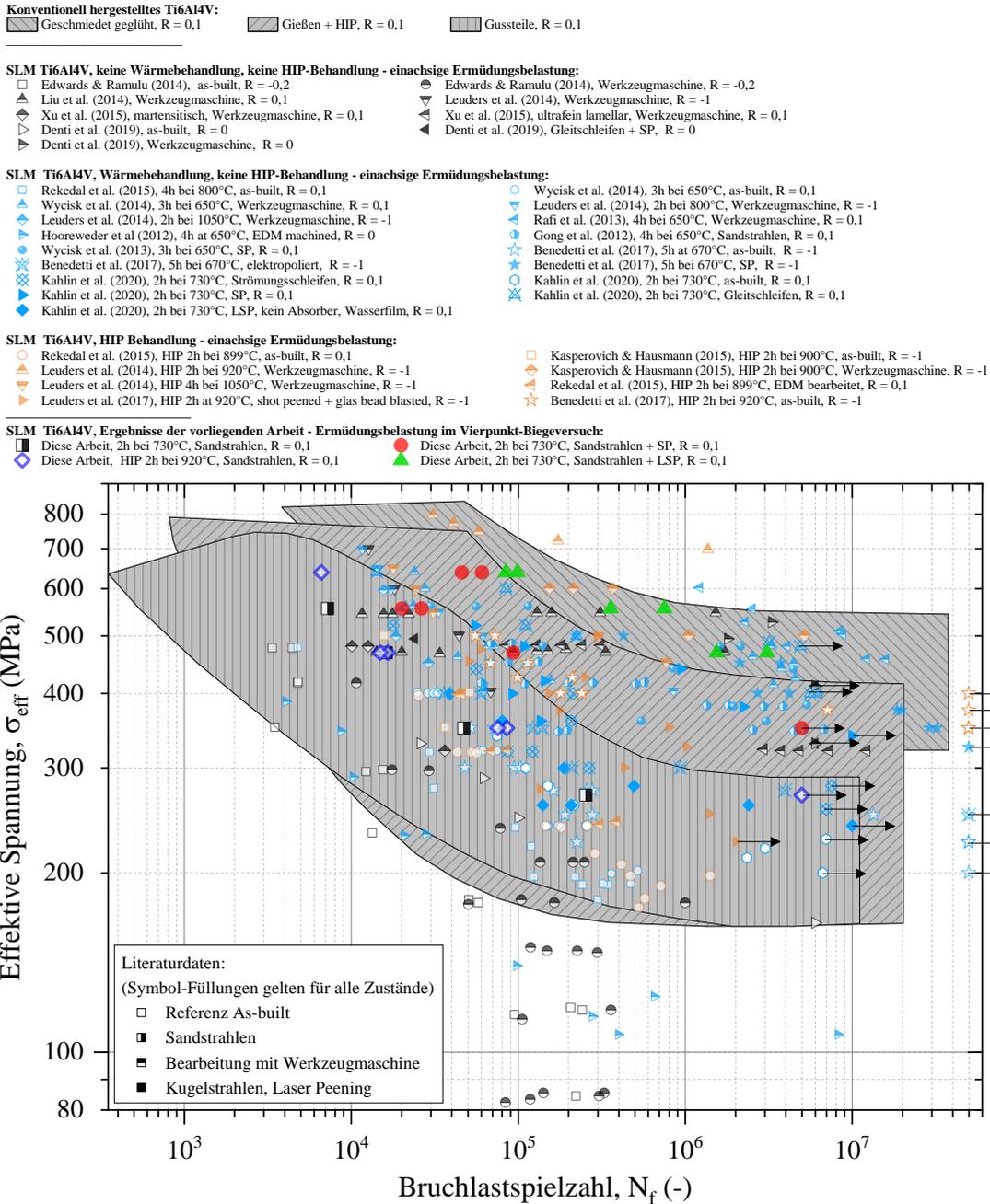
Die aufgrund der Herstellungskosten geringe Anzahl der SLM-Proben führt zu einer moderaten Streuung der Daten, wie sie in ähnlicher Form auch in den meisten Literaturarbeiten vorkommen, siehe z.B. für Ti6Al4V von Leuders et al. [367]. Hackel et al. fanden eine ähnliche Steigerung bei gekerbten 316L Stahlproben nach LSP mit noch geringerer Probenanzahl [87]. Die Ergebnisse der HIP- und SP-Proben sind in guter Übereinstimmung mit Zug-Druck-Wöhlerversuchen von Benedetti et al. [243]. Nimmt man weitere, von Li et al. zusammengefasste Ermüdungsdaten zu

AM Ti6Al4V in die Betrachtung [203], zeigen die LSP-Proben der vorliegenden Arbeit stets deutlich bessere Ergebnisse als SP-Proben und erreichen ähnliche Werte wie ausschließlich HIP behandelte Proben.

Im Vergleich zur Arbeit von Kahlin et al. [368], eine der wenigen Arbeiten zu LSP auf Ti6Al4V, zeigen die LSP-Proben der vorliegenden Arbeit deutlich bessere Ermüdungseigenschaften. Dies ist auf die Verwendung eines Absorbers zurückzuführen, welcher den Effekt der Makro-Druck-Eigenspannungen deutlich verstärkt. Die SP-Proben hingegen waren auf einem ähnlichen Niveau wie bei Kahlin et al. Betrachtet man für den vorliegenden Versuchsaufbau die eher am unteren Ende befindliche Laserleistung sowie die weiter optimierbaren Strahleigenschaften, ist der maximale Effekt durch LSP noch nicht erreicht.

Zur Einordnung der Versuche in Literaturdaten soll ein direkter Vergleich der Rohdaten gewährt werden, um die meist geringe Probenanzahl bei Ermüdungsversuchen und gerade bei AM-Werkstoffen besser zu kompensieren, siehe *Abbildung 3-39*. Da Nachbearbeitungen mitunter entscheidend für die Ermüdungsfestigkeit sind, werden diese explizit mit aufgeführt. Die Literaturdaten entstammen zum einen zusammengefassten Untersuchungen von Li et al. [203] sowie Arbeiten von Benedetti et al. [243], Denti et al. [369] und Kahlin et al. [368]. Alle Arbeiten sind unterteilt abhängig von ihrer Wärme- und HIP-Behandlung. Ermüdungsbereiche aus konventionell hergestellten Ti-Legierungen sind als graue Felder im Hintergrund zu sehen [370]. Unterschiedliche R-Werte werden durch die Umrechnung zur effektiven Spannung für  $R = -1$  kompensiert. Durchläufer werden bei  $5 \cdot 10^7$  Schwingspielen gestoppt und mit einem Rechts-Pfeil gekennzeichnet.

### 3 – Ergebnisse und Diskussion



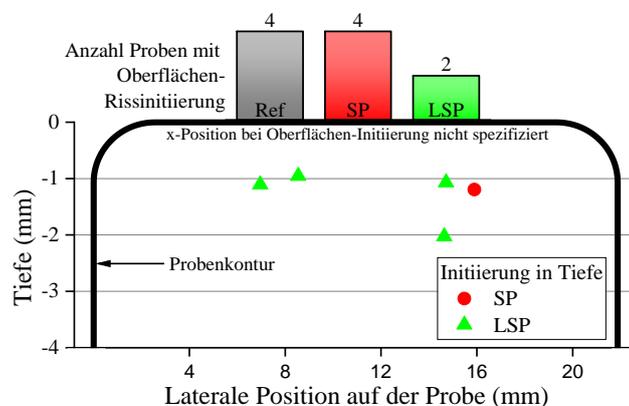
**Abbildung 3-39:** Literaturvergleich mit den Ermüdungsuntersuchungen der vorliegenden Arbeit: Bereiche konventioneller Herstellung (graue Schraffur-Bereiche im Hintergrund [370]), Untersuchungen ohne Wärme- und HIP-Behandlung (schwarze Datenpunkte), mit Wärmebehandlung (blaue Datenpunkte) sowie mit HIP-Behandlung (orangene Datenpunkte). Die Datenpunkte basieren auf Original- sowie Review-Literaturquellen [203,243,368,369]. Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit sind mit größerer Symbolgröße gezeigt. Symbolfüllungen weisen auf mechanische Nachbearbeitungen hin.

Folgende Ergebnisse können aus *Abbildung 3-39* zusammenfassend abgeleitet werden:

- Die vorliegende LSP-Behandlung erreicht die obere Grenze für konventionell hergestellte Werkstoffe (geschmiedet, gegossen oder gegossen mit HIP-Behandlung).
- Wärme- und HIP-Behandlungen verbessern das Ermüdungsverhalten unbehandelter Zustände.
- HIP-Behandlungen verbessern das Ermüdungsverhalten gegenüber reinen Wärmebehandlungen.
- Werkzeugmaschinen-Behandlungen können, abhängig von der Prozess-Intensität an SP- und LSP-Zustände heranreichen, zeigen jedoch andere Nachteile.

Darüber hinaus existieren nach erfolgter Recherche keine weiteren Untersuchungen an LSP behandeltem AM Ti6Al4V.

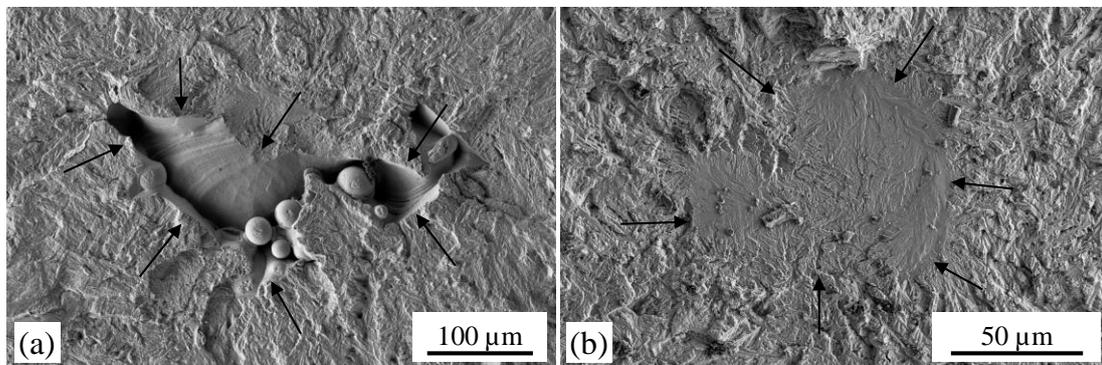
Um die Schadensursache mit der Wirkung der Oberflächenbehandlungen in Verbindung zu bringen, wurden die Orte der Rissinitiierung an gebrochenen Proben analysiert. Die Ergebnisse der Initiierungstiefen sind graphisch in *Abbildung 3-40* dargestellt.



**Abbildung 3-40:** Orte der Riss-Initiierung am schematischen Querschnitt der Ermüdungsproben. Die Initiierungen an der Oberfläche sind positionsunabhängig über die Säulenhöhe mit zugehöriger Probenanzahl hervorgehoben. LSP zeigt in größere Tiefen verschobene Initiierungsorte. Die Referenzproben wurden sandgestrahlt. Im Original veröffentlicht in [340,341].

Alle Risse initiierten zwischen den Stützrollen im Längs- und Quer- Probenmittenbereich in einem Tiefenbereich von 0 bis 2 mm. Auf allen Bruchflächen wurden im Licht- bzw. Elektronenmikroskop runde Poren sowie Lack-of-Fusion Poren als direkte Schadensursache identifiziert bzw. in direkter Nachbarschaft der Riss-Initiierung gefunden, siehe auch REM-

Aufnahmen exemplarischer Initiierungsorte in *Abbildung 3-41*. Die oberflächennahe Riss-Initiierung ließ sich auf Oberflächendefekte, wie Poren, Risse etc., zurückführen.



**Abbildung 3-41:** REM-Aufnahmen exemplarischer Rissinitiierungsbereich: (a) SP-Probe mit Initiierung an Lack-of-Fusion-Pore und (b) LSP-Probe mit Initiierung an potenziellem Defektbereich. Schwarze Pfeilmarkierungen weisen auf den Umfang des Rissausbreitungsbereichs hin. Modifiziert veröffentlicht in [341].

Nahezu alle SP-Proben initiieren trotz verringerter Oberflächenrauheit an der Oberfläche, was auf den Kerbfaktor der Rauheit zurückgeführt werden könnte, welcher erhöht sein könnte. Des Weiteren erhöht SP die Sphärizität von Poren in den hochverformten Bereichen [345], was eine Initiierung an tiefer liegenden Orten/Defekten erschwert. SP-Proben mit polierter Oberfläche, welche als weitere Proben innerhalb der Projektkooperation vorhanden waren, initiieren bei 5 von 6 Proben zwischen 0 und 1 mm Tiefe und damit genau zwischen SP- und LSP-Proben, was einerseits den Einfluss der Rauheit/Kerbfaktor im Falle der SP-Proben erneut belegt, zum anderen die Tiefe der Makro-Eigenstressungen als entscheidenden Faktor identifiziert. Weitere Details dieser Proben finden sich in der Projektveröffentlichung [341].

#### **Fazit des Abschnitts:**

- Parameteridentifikation zur LSP-Behandlung von AM-Ti6Al4V ist anhand optimierter Makro-Eigenstressungen-Tiefenverteilung (Betrag und Tiefe) erfolgt.
- Tiefenverteilung der Makro-Eigenstressungen (Tiefe > 2 mm) entsprechen Literatur-Erwartungen von vergleichbaren Werkstoffen nach industrierelevantem LSP.
- LSP führt zu einer moderaten Steigerung der Versetzungsdichte, SP zur höheren Steigerung der Versetzungsdichte.

- Die Gleitsysteme  $\{0001\}\langle 2\bar{1}\bar{1}0\rangle$  (basal) und  $\{10\bar{1}1\}\langle \bar{1}2\bar{1}0\rangle$  (pyramidal) sind dominant bei allen behandelten Verformungszuständen des verwendeten Ti6Al4V.
- LSP drückt Körner der lamellaren AM-Ti6Al4V-Mikrostruktur, abhängig von ihrem Schmid-Faktor senkrecht zur Oberfläche, ganzheitlich ein und steigert Versetzungsdichte vor allem in Nähe der Korngrenzen.
- LSP steigert die Dauerfestigkeit von AM-Ti6Al4V um Faktor 10 gegenüber mittels SP behandelte Probe und Faktor 100 gegenüber sandgestrahlter Referenz und ist bzgl. Literaturdaten vergleichsweise hoch eingeordnet.
- Schadensanalyse zeigt für Ermüdungsfestigkeitssteigerung nach LSP ursächlichen Effekt, konkret durch Druck-Eigenspannungen verursachte Verschiebung der Rissinitiierung zu größeren Tiefen. AM typische Material-Defekte, v.a. Poren und weitere Oberflächendefekte, sind schadensursächlich.

### 3.4 Laser Peening für innovative Oberflächen

Wie in *Abschnitt 1.3.3* deutlich wurde, beziehen Ansätze zur Funktionalisierung von (additiv hergestellten) Bauteilen überwiegend keine Betrachtung oder gar Modifizierung von Makro-Eigenspannungen mit ein. Insbesondere stetig stärker aufkommende laserbasierte Methoden führen jedoch neben einer Topographie-Funktionalisierung grundsätzlich meistens zur Ausbildung von ungünstigen Zug-Eigenspannungen durch Schmelzebildung.

Zur Vermeidung dieser Zug-Eigenspannungen und in Anlehnung an die bei LSP an additivem Ti6Al4V nachgewiesene (*Abschnitt 3.1.2*) geringe Verformung, soll geprüft werden, inwiefern sich der LSP-Prozess als nachgeschalteter Prozess unter Beibehaltung der Topographie-Funktionalisierung zur Modifikation der Makro-Eigenspannungen eignet. Dies ist bislang nicht

in der Literatur diskutiert. Des Weiteren wird beurteilt, inwieweit sich der neue Zustand tribologisch eignen kann.

Zur Untersuchung wird aufgrund der geringen Härte und damit leichten Verformbarkeit erneut **Reineisen** als Referenzmaterial verwendet. Somit sind etwaige Änderungen der Topographie-Funktionalisierung potenziell sensitiv ersichtlich.

### 3.4.1 Laser Peening von DLIP-Strukturen

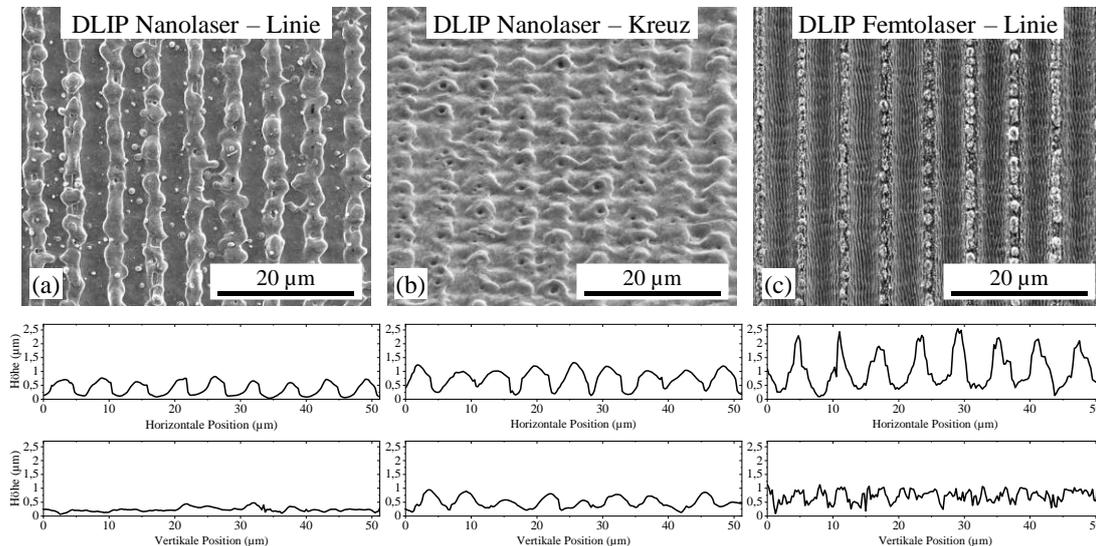
Exemplarisch für topographische Funktionalisierungen wird der DLIP-Prozess herangezogen [119], da er durch die Vielseitigkeit von Oberflächenstrukturen (durch definierte Anzahl, Phasenverschiebung und Amplitudenvariation von Teilstrahlen) und einfacher experimenteller Realisierung (variabel im Laser-Pulsbereich sowie bei Optik-Konfiguration) mittlerweile industrierelevant überzeugt [21,121]. Laserseitig lässt sich zudem der gleiche Laser (Nanosekunden-Laser) wie beim LSP-Prozess einsetzen.

Zur Untersuchung werden die in *Tabelle 3-8* gezeigten Probenzustände herangezogen. Ein ns-DLIP-Linienmuster dient zunächst der Beurteilung der Topographie-Änderung durch den nachgeschalteten LSP-Prozess. Ein ns-DLIP-Kreuzmuster (zweifache DLIP-Behandlung, wobei vor dem zweiten Prozess-Schritt eine 90°-Probendrehung erfolgt) wird zur Beurteilung der Makro-Eigenspannungen bei nachgeschaltetem LSP-Prozess herangezogen. Alle weiteren Probenzustände dienen dem Verständnisaufbau bei Beurteilung der Makro-Eigenspannungen und tribologischer Perspektive.

**Tabelle 3-8:** Übersicht der Probenzustände mit DLIP- und LSP-Behandlung; Ablauf von links nach rechts (Vorbehandlung bei allen Proben: Oberflächen-Politur).

Proben-Name	DLIP, Muster-Periode	LSP	Nachbehandlung
Referenz	–	–	Oberflächen-Politur
DLIP Nanolaser – Linie	ns-Pulsdauer, Linienmuster 6 µm	–	–
DLIP Nanolaser – Linie + LSP	ns-Pulsdauer, Linienmuster 6 µm	X	–
DLIP Femtolaser – Linie	fs-Pulsdauer, Linienmuster, 6 µm	–	–
DLIP Nanolaser – Kreuz	ns-Pulsdauer, Kreuzmuster 6 µm	–	–
DLIP Nanolaser – Kreuz + LSP	ns-Pulsdauer, Kreuzmuster 6 µm	X	–
LSP	–	X	–
LSP + Politur	–	X	Oberflächen-Politur

Die DLIP-Oberflächenstrukturen der Reineisenproben sind in *Abbildung 3-42* mittels REM-Aufnahmen und repräsentativer Höhenprofile (Laser-Scanning-Mikroskopie) dargestellt.

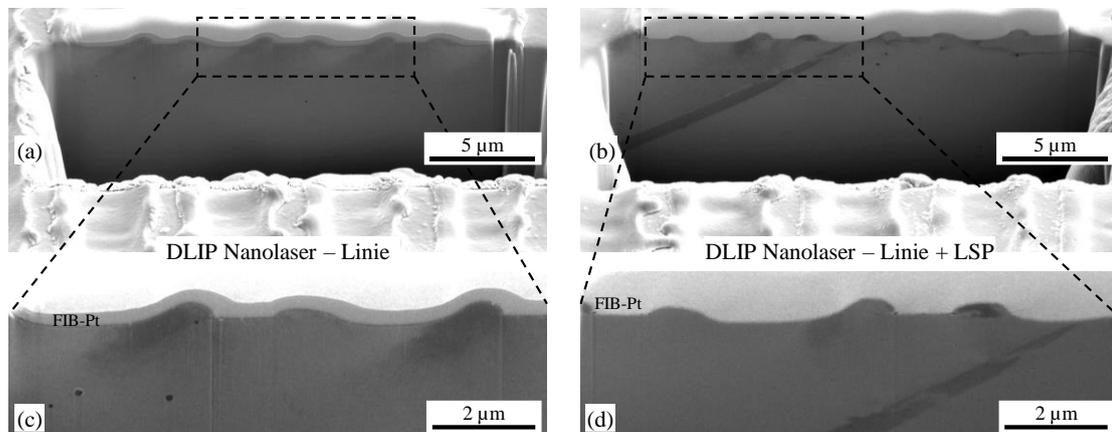


**Abbildung 3-42:** Auf polierter Probenoberfläche eingebrachte DLIP-Strukturen mit Periode 6 µm: (a) Linienstruktur sowie (b) Kreuzstruktur mittels Nanosekunden-Laser, (c) Linienstruktur mittels Femtosekunden-Laser. Repräsentative horizontale Profil-Linien (in (b) im Minimum des horizontalen Linien-Profiles) sowie vertikale Profil-Linien auf Topographie-Maxima jeweils unterhalb der REM-Abbildung. In (b) ist die Probe um 52° nach hinten gekippt, um die horizontale Struktur besser sichtbar zu machen.

Mittels Nanosekunden-Laser hergestellte Linien-Struktur (*Abbildung 3-42 (a)*) zeigt eine gegenüber der mittels Femtosekunden-Laser hergestellten Linien-Struktur (*Abbildung 3-42 (c)*) glattere Struktur-Topographie, wie v.a. im vertikalen Profilschnitt durch die Topographie-Maxima zu sehen. Die Strukturtiefe ist jedoch deutlich geringer. Beides ist auf die deutlich stärkere Schmelzbildung der mittels Nanosekunden-Laser hergestellten Strukturen zurückzuführen, siehe auch die Arbeit von Müller et al. [122], welche zudem auch typische LIPSS-Strukturen für den Femtosekunden-Bereich beinhaltet. Mittels Nanosekunden-Laser hergestellte Kreuzstruktur (*Abbildung 3-42 (b)*) zeigt durch Überlagerung zweier um 90° gedrehter DLIP-Prozess-Schritte im Profil z.T. tiefere Strukturen als die einfache Linienstruktur.

Im Vergleich der mittels DLIP sowie DLIP & LSP behandelten **Topographiezustände** zeigt sich die in *Abbildung 3-43* abgebildete Situation. Die FIB-Querschnitte der DLIP-Linienstruktur (*Abbildung 3-43 (a,c)*) sowie der LSP behandelten DLIP-Linienstruktur (*Abbildung 3-43 (b,d)*)

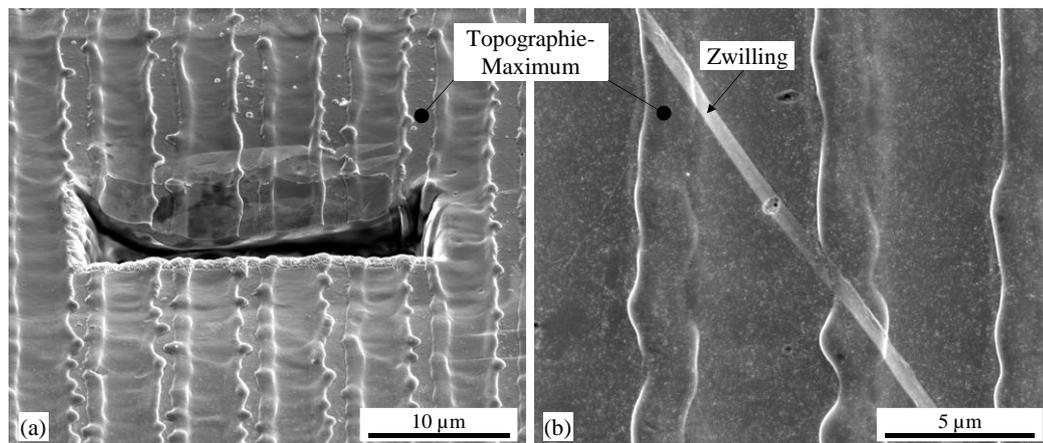
zeigen repräsentativ, dass der nachgeschaltete LSP-Prozess die Topographie der DLIP-Linienstruktur nicht sichtbar beeinflusst und diese somit erhalten bleibt.



**Abbildung 3-43:** FIB-Querschnitte (a,c) ohne und (b,d) mit LSP behandelte DLIP-Linienprobe. (c) und (d) repräsentieren vergrößerte Bereiche aus (a) bzw. (b). Ionen-Pt wurde als Schutzschicht auf der ehemaligen Oberfläche aufgetragen. Es sind keine Topographie-Änderungen nach LSP zu erkennen.

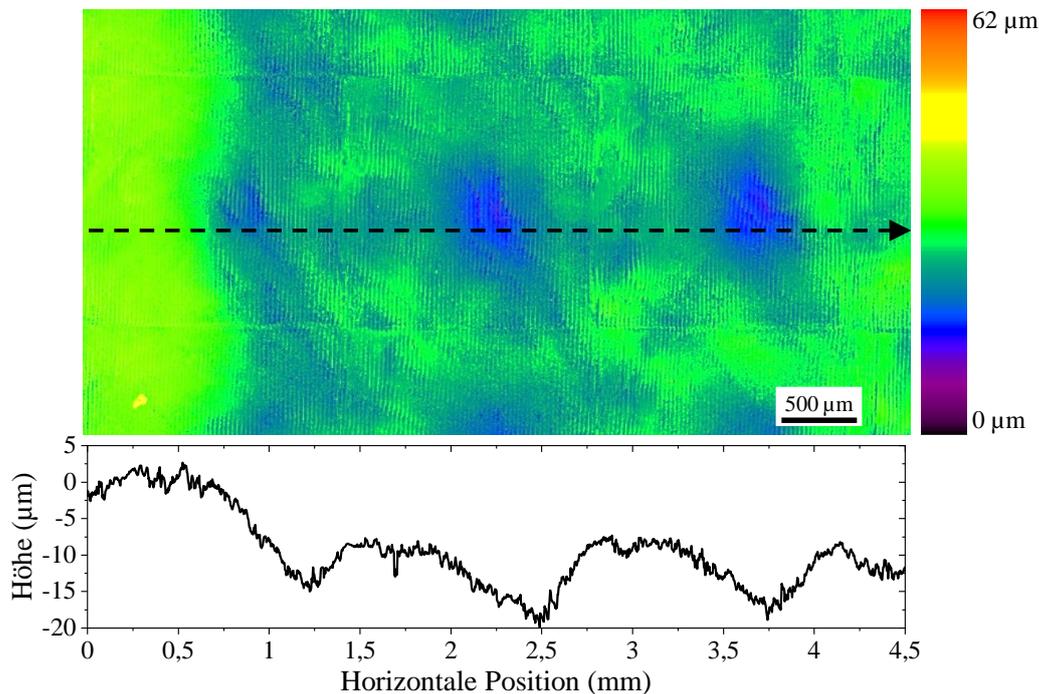
In *Abbildung 3-43 (b,d)* ist zudem ein für LSP behandeltes Reineisen typischer Zwilling zu erkennen, welcher bis an die Oberfläche reicht. Die Topographie in *Abbildung 3-43 (a,c)* ist dabei im Vergleich zu *Abbildung 3-42 (a)* geändert. Dies ist auf das inhomogene Laser-Intensitätsprofil zurückzuführen, welches auch für DLIP-Prozess lokal unterschiedliche Leistungsdichten zur Folge hat, was bei zu kleiner Leistungsdichte einen unzureichenden Schmelze-Fluss verursacht, und damit unvollständige Doppelmaxima erscheinen lässt.

Zwei Details der mittels LSP behandelten DLIP-Linienstruktur sind in *Abbildung 3-44* zu erkennen. Ein vor der LSP-Behandlung mittels FIB präparierter Graben (*Abbildung 3-44 (a)*) verformt sich nach LSP-Behandlung. Eine der Kanten scheint nach unten auszubiegen, möglicherweise eine Folge der typischen Oberflächen-Auswölbung durch initiale Verformung senkrecht zur Oberfläche. Selbst im umgebogenen Bereich in direkter Nachbarschaft der oberen Kante bleibt die Struktur augenscheinlich erhalten. Ein bis an die Oberfläche heranreichender typischer Zwilling (*Abbildung 3-44 (b)*) bestätigt dies weiterhin durch seine vollständig an die Strukturierungs-Topographie angelehnte Oberfläche.



**Abbildung 3-44:** REM-Ansicht der mit LSP behandelten DLIP-Linienprobe: (a) LSP mitbehandelter FIB-Schnittbereich, (b) Detail-Ansicht eins bis an die Oberfläche reichenden Zwillings. Die Aufnahmen sind aus verschiedenen Bereichen der Probe mit verschiedenen Leistungsdichten entnommen, in (a) ist die Topographie-Bildung noch nicht vollständig abgeschlossen (ineinanderlaufende Doppel-Maxima).

Betrachtet man die bereits in *Abschnitt 3.2.1* nachgewiesene Topographie-Änderung durch das Laser-Intensitätsprofil (siehe *Abbildung 3-13*), so ist dies ebenfalls an der mittels LSP behandelten DLIP-Linienstruktur nachweisbar, siehe *Abbildung 3-45*. Die Profil-Linie wurde mittels Glättung nach Savitzky-Golay Algorithmus (Polynom zweiter Ordnung) geglättet. Aufgrund der geringen Vergrößerung reicht die Auflösung zur Darstellung der DLIP-Linienstruktur nur unzureichend aus. Es zeigt sich somit auf niedriger Vergrößerung eine Überlagerung der durch DLIP und LSP in die Topographie invers eingebrachten Laser-Profile, wobei LSP eine deutlich größere Strukturtiefe aufweist. Es entsteht somit eine multiskalige Oberflächenstrukturierung, welche sich durch DLIP- und LSP-Parameter in Ihrer Ausprägung steuern lässt. Die Tiefe der LSP-Strukturierung ähnelt der inneren Profiltiefe der LSP-Reineisen-Indents aus *Abbildung 3-13 (c)*.

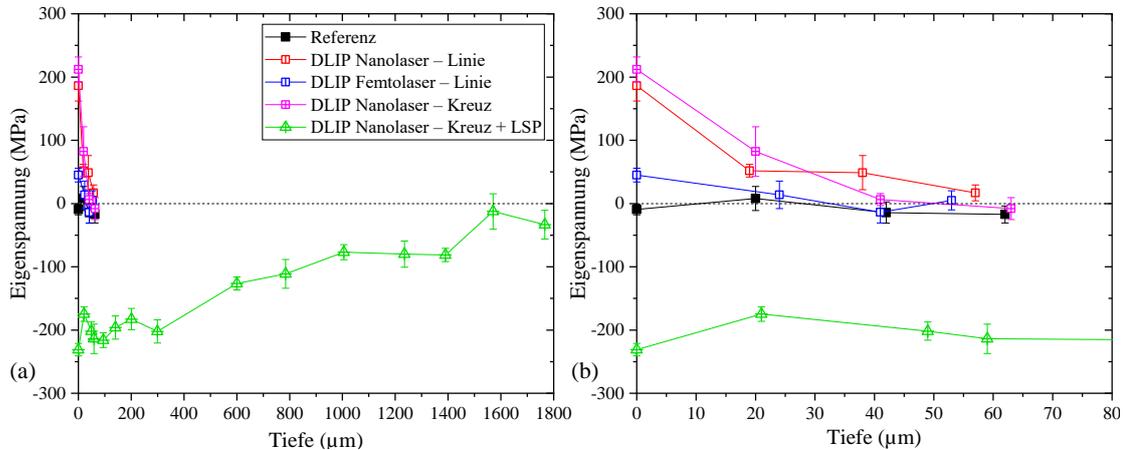


**Abbildung 3-45:** Zusammengesetzte 2D-Höhenauftragung der mit LSP behandelten DLIP-Linienprobe mit geglätteter 1D-Profil-Linie am Ort des gestrichelten Pfeils. Äußerst linker Bereich mit unbeeinflusstem DLIP-Linienprofil aus aneinander gereihten quadratischen Einzel-Spots, Mitten- und rechter Bereich mit invertiertem Laser-Strahlprofil als überlagertem Höhenprofil.

Die **Makro-Eigenspannungen** der verschiedenen Probenzustände sind in *Abbildung 3-46* auf zwei verschiedenen Ansichts-Skalen dargestellt. Die Spannungsrichtung ist dabei zunächst parallel zur (ggf. ersten) Linienstruktur gewählt. Der Referenz-Zustand zeigt im Rahmen der Messunsicherheit und gegebenen Material-Einflüssen Spannungsfreiheit.

Die mittels Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Linien- und DLIP-Kreuzstruktur zeigt eine oberflächennahe Zug-Eigenspannung, wobei die doppelt behandelte Kreuzstruktur eine geringfügig erhöhte Oberflächen-Spannung zeigt. Die Tiefe der Zug-Eigenspannungen liegt im Bereich 40 bis 50 μm, wobei die Linienstruktur in der gegebenen Spannungsrichtung eine leicht größere Tiefe aufweist. Linien- und Kreuzstruktur zeigen jedoch ähnliche Niveaus, was im Falle der Kreuzstruktur auf das Wiederaufschmelzen und -erstarren bei der zweiten DLIP-Behandlung und damit einer Teil-Relaxation der Makro-Eigenspannungen der ersten DLIP-Behandlung zurückzuführen sein könnte. Die mittels Femtosekunden-Laser hergestellte DLIP-Linienstruktur zeigt eine geringere Zug-Eigenspannung. Die mittels LSP behandelte DLIP-Kreuzstruktur weist eine Spannungsumkehr hin zu ca. 1,6 mm tiefen Druck-Eigenspannungen nach.

### 3 – Ergebnisse und Diskussion

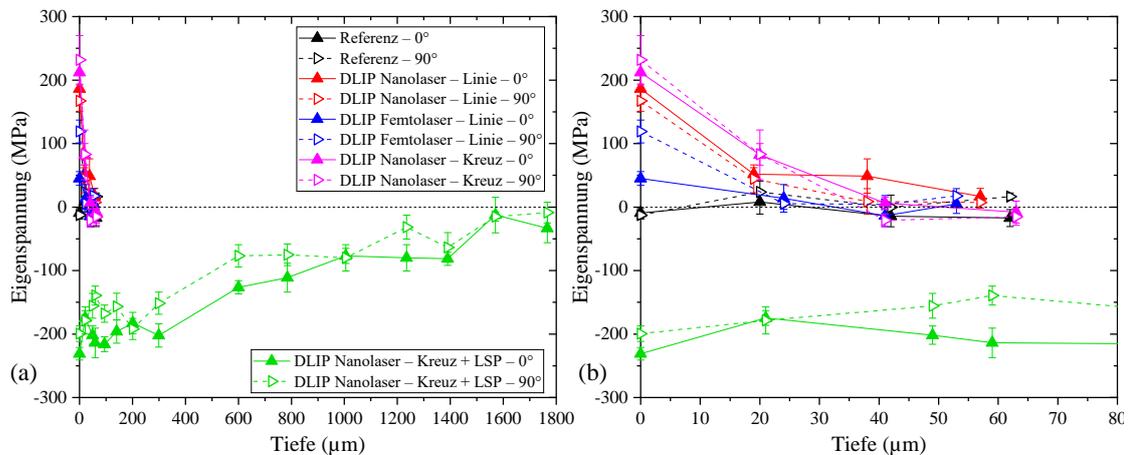


**Abbildung 3-46:** Tiefenabhängige Makro-Eigenspannung (eine Spannungsrichtung) der mittels DLIP funktionalisierten Reineisenproben. Die Spannungsrichtung ist parallel zur Linienrichtung (bei Kreuzstruktur zuerst aufgebraute Linie). (a) Gesamtbereich und (b) vergrößerter Bereich von (a).

Aufgrund der anisotropen Natur der Strukturen wurden die Messung der Makro-Eigenspannung auf zwei Messrichtungen erweitert, siehe *Abbildung 3-47*. Die  $0^\circ$ -Eigenspannung (linienparallel) der mittels Nanosekunden-Laser behandelten DLIP-Linienstruktur erscheint geringfügig größer als die  $90^\circ$ -Eigenspannung (linienquer), was mit der linienparallel mehr gehemmten Verformung zusammenhängen könnte. Die mittels Nanosekunden-Laser behandelten DLIP-Kreuzstruktur zeigt eine leicht höhere linienquere Eigenspannung, was die zuletzt eingebrachte Linienrichtung betont. Die mittels LSP behandelte DLIP-Kreuzstruktur erhält die linienquer mehr zu Zug-Eigenspannungen verlaufende Eigenspannung. Die weitaus größere Überlappung in linienparalleler Richtung der mittels Femtosekunden-Laser behandelten DLIP-Linienstruktur führt zu Teilrelaxationen in Linienrichtung und wird somit für die deutlich erhöhte linienquere Eigenspannung als ursächlich erachtet.

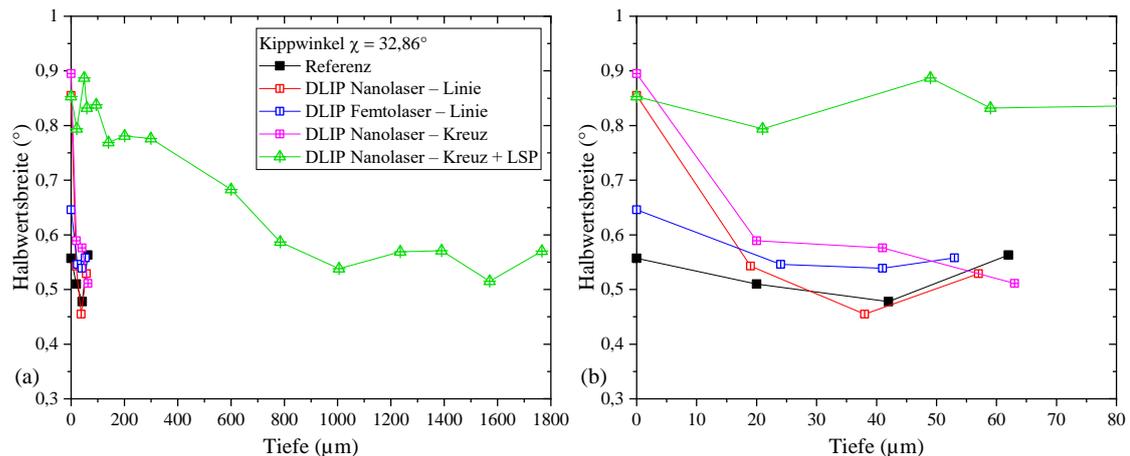
In größeren Tiefen setzen sich die oberflächlich festgestellten anisotropen Effekte der Makro-Eigenspannungen für die mittels Nanosekunden-Laser hergestellte DLIP-Linienstruktur sowie die mittels LSP behandelte DLIP-Kreuzstruktur fort. Bei der zum Teil nicht unwesentlichen Standardabweichung könnten bereits angesprochene Material-Effekte (Korngröße, Textur) eine entsprechende Rolle spielen.

### 3 – Ergebnisse und Diskussion



**Abbildung 3-47:** Tiefenabhängige Makro-Eigenspannung (zwei Spannungsrichtungen) der mittels DLIP funktionalisierten Reineisenproben. Die Spannungsrichtung  $0^\circ$  (siehe auch *Abbildung 3-46*) ist parallel zur Linienrichtung (bei Kreuzstruktur zuerst aufgebraute Linie). (a) Gesamtbereich und (b) vergrößerter Bereich von (a).

Zur Beurteilung der Mikro-Eigenspannung wurde die Reflex-Halbwertsbreite herangezogen, siehe *Abbildung 3-48*. Diese zeigt einen zur Makro-Eigenspannung korrelierten Tiefenverlauf, auch der Höhe der Zug-Eigenspannungen ist im Probenvergleich korreliert. Die LSP-Behandlung der mittels Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Kreuzstruktur zeigt oberflächennah nahezu keine Veränderung der Halbwertsbreite, sondern nur bei größeren Tiefen. Dies deutet bei gegebener Vor-Verformung auf eine sehr geringe oberflächennah eingebrachte Verformung durch LSP hin. In tieferen Schichten ist die Modifikation hingegen höher.



**Abbildung 3-48:** Tiefenabhängige Mikro-Eigenspannung (Spannungsrichtung  $0^\circ$ ,  $\chi = 32,86^\circ$ ) in Form der Reflex-Halbwertsbreite der mittels DLIP funktionalisierten Reineisenproben. (a) Gesamtbereich und (b) vergrößerter Bereich von (a).

Da aufgrund von Texturierung bei einer Kippung von  $\chi = 0^\circ$  nicht bei jeder Tiefe eine Peak-Intensität messbar war, wurde ein  $\chi$ -Winkel bei nächst näherer Orientierung gewählt, konkret ca.  $\chi = 33^\circ$ . Eine Mittelwertbildung über alle Kippwinkel  $\chi$  würden hingegen zu einer Vermischung von Informationen über verschiedene Orientierungen führen, welche jedoch durch die Korngröße und Textur des Materials maßgeblich mitbeeinflusst sind. Diese zeigt jedoch prinzipiell den gleichen Verlauf.

Betrag und Tiefe der Makro-Eigenstressungen stimmen bei sonst gleichen Parametern gut mit unstrukturierten Oberflächen des Reineisens überein, siehe Vergleich mit *Abbildung 3-14*. Der Einfluss der Struktur-Topographie (bzgl. Tiefe und Periode im unteren  $\mu\text{m}$ -Bereich) ist dabei offensichtlich nicht vorhanden. Dies kann mit der geringen Rauheit ( $R_a$ -Wert ca. halbe Strukturtiefe, ca. 200 nm) erklärt werden. Der bei den Ti6Al4V-Mikrostruktur-Proben und Ermüdungs-Proben festgestellte Unterschied der Tiefenverteilung der Makro-Eigenstressungen ist auf einen deutlich größeren Rauheits-Unterschied zurückzuführen, siehe *Tabelle 3-6* und *Tabelle 3-7*.

Aufgrund der geringen Härte von Reineisen lässt sich das Ergebnis der LSP-Behandlung von DLIP-Oberflächen auch auf industrierelevantere, meist härtere Werkstoffe übertragen, da diese noch weniger Verformung während der LSP-Behandlung zeigen. Einzig die bereits vorhandene tiefenabhängige Versetzungsdichte im Ausgangszustand sollte im Zusammenhang mit dem verwendeten Laser-Intensitätsprofil und der Leistungsdichte mitberücksichtigt werden. Außerdem sind neben Metalle theoretisch auch Keramiken und Kunststoffe (v.a. teilkristalline) mit beiden Techniken zur Topographie-Änderung bearbeitbar.

Die gegebene Strukturierung zeigt sich im Hinblick auf die Periode auf zwei verschiedenen Skalen: Skala 1 durch DLIP lateral ca. 6  $\mu\text{m}$ , Höhe ca. 1  $\mu\text{m}$  sowie Skala 2 durch LSP lateral ca. 1,3 mm, Höhe ca. 10  $\mu\text{m}$ . Damit ist die Strukturierung nach Brinksmeier et al. als multiskalig einzuordnen [371]. Das dort definierte Höhenverhältnis (Quotient aus jeweiligem Max- und Min-Skalenwert) beträgt für die vorliegende Struktur ca. 10, das seitliche Größenverhältnis ca. 217. Ist Ersteres größer 1,5 und Letzteres größer 10, liegt eine besonders große Multiskaligkeit vor, welche innerhalb eines Prozesses nur schwierig zu erreichen ist. Mit der in der vorliegenden Arbeit vorgeschlagenen Route wären zwar zwei Prozessschritte nötig, jedoch nur ein Prozess-Werkzeug (Nanosekunden-Laser). Dabei können alle Hierarchieparameter durch den LSP und DLIP-Prozess

getrennt voneinander eingestellt werden. Makro-Eigenspannungen in Metallen, welche in der Diskussion von Brinksmeier et al. nicht vorkommen, sind durch die vorgeschlagene Prozessreihenfolge an der Oberfläche im Druckbereich. Multiskalige Strukturierungen können eine bestehende Oberflächenfunktionalisierung weiter verbessern (Beispiel Strahlungsabsorption [372], anisotrope Schmierstoffausbreitung [373]) oder eine zusätzliche Funktionalität einführen, wobei diese die Grundfunktionalität beeinflusst [371]. Die nach LSP in die DLIP-Strukturen eingebrachten Makro-Druck-Eigenspannungen können für dynamisch-mechanisch (Ermüdung) und/oder korrosiv besonders beanspruchte Anwendungen Vorteile bringen. Beispielhaft seien Implantate aus Ti-Legierungen angeführt, welche durch DLIP-Behandlung bessere Kompatibilität zu körpereigenen Zellen aufweisen [374] und durch Makro-Druck-Eigenspannungen eine verlangsamte Korrosion im körpereigenen Medium aufweisen [147].

#### **Tribologische Versuche**

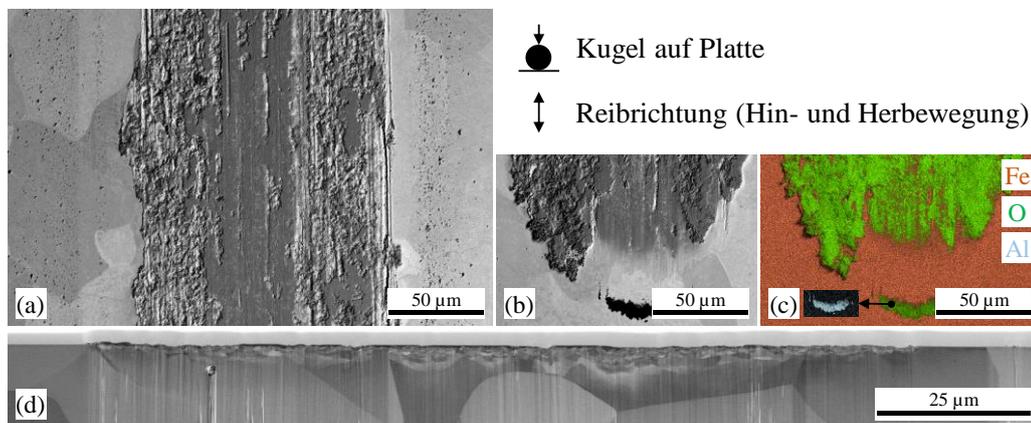
Yakimets et al. wies nach LSP-Behandlung von (nicht oxidationsempfindlichem) 100Cr6-Stahl eine Reduktion des Verschleiß-Volumens unter trockenen Reibbedingungen aufgrund von Makro-Druck-Eigenspannungen nach [80]. DLIP-Behandlungen führen bei gleichem Werkstoff unter geschmierten und trockenen Bedingungen zur Verringerung des Reibkoeffizienten über Reduktion der Kontaktfläche [375,376] sowie einer Tendenz zur Erhöhung des Verschleißes durch erhöhten Kontaktdruck [377], trotz Speichermöglichkeit von Verschleißpartikeln in Strukturvertiefungen.

Im Folgenden soll diese Diskussion auf weiche, oxidationsempfindliche Werkstoffe, die im tribologischen Kontakt zur Triboxidation neigen, sowie einer Kombination beider Oberflächenbehandlungsverfahren erweitert werden.

Das Anwendungspotenzial mittels DLIP funktionalisierter und mittels LSP behandelte polierter Oberflächen soll im Folgenden am Beispiel-Werkstoff Reineisen tribologisch untersucht werden. Dabei werden zunächst die Effekte der Einzelbehandlungen in den Fokus gerückt und anschließend der Übergang zur multiskaligen Strukturierung diskutiert.

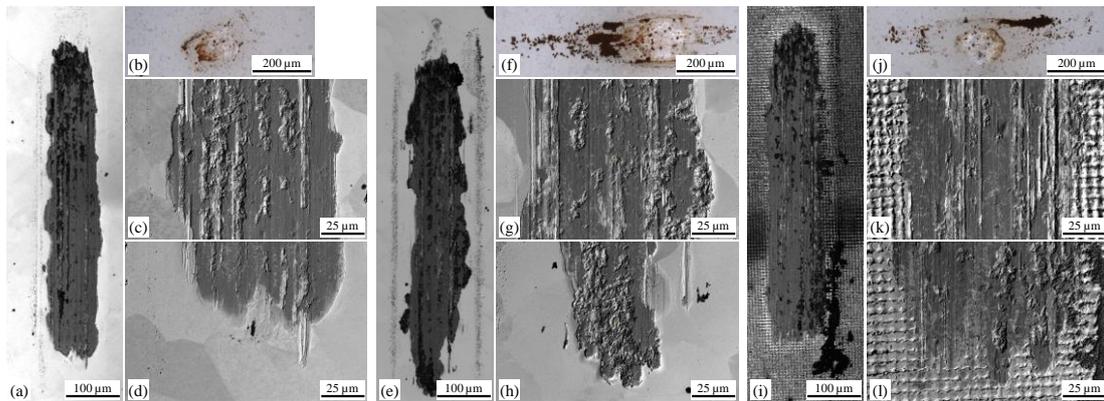
In *Abbildung 3-49* ist die für alle nanotribologisch geprüften Probenzustände repräsentative Reibspur mikroskopisch dargestellt. Es zeigen sich im Mittenbereich (*Abbildung 3-49 (a)*) und im

Endbereich (*Abbildung 3-49 (b)*) der Spur eingeebnete Kontaktbereiche sowie Bereiche größerer Rauheit mit z.T. Partikel-Ansammlungen und Furchen in Längsrichtung der Rauheit. Außerhalb der Reibspur (seitlich und an den Enden der Reibspur) sind weitere verstreute Partikel zu erkennen. Die EDX-Untersuchung deutet auf eine starke Oxidation der Oberflächen-Schichten der Reibspur hin. Die aus dem Kontakt herausgebrachten Partikel sind größtenteils aus Eisenoxid, geringfügig sind auch Partikel-Ansammlungen aus Aluminiumoxid feststellbar. Letztere können nur vom  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Gegenkörper stammen. Im Querschnitt der Reibspur ist durch die eingetragene plastischer Deformation Kornverfeinerung bis in eine Tiefe von ca. 10  $\mu\text{m}$  festzustellen. Die Rückstreuelektronenaufnahme zeigt ebenfalls eine dünne Oxid-Schicht (inhomogene Dicke von  $< 1 \mu\text{m}$ ).



**Abbildung 3-49:** Für alle Probenzustände repräsentative Ansicht der Reibspuren: Rückstreuelektronenaufnahme im (a) Mittenbereich der Reibspur mit eingeriebenen ebenen Kontaktbereichen, Furchen und zur Seite ausgetriebenen Partikeln, (b) Endbereich der Reibspur mit nach außen ausgetriebenen Partikeln. (c) EDX-Karte des Bereichs aus (b) zeigt starke Oxidbildung mit Eisenoxid und Aluminiumoxid. (d) Sekundärelektronenaufnahme als FIB-Querschnitt senkrecht zur Reibspur-Richtung (Mittenbereich der Reibspur).

Die Reibspuren der Referenz, der polierten LSP-Probe sowie der mittels Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Kreuzstruktur werden in *Abbildung 3-50* gezeigt. Die polierte LSP-Probe wurde gewählt, um den Effekt der modifizierten Eigenspannung (Makro und Mikro) zunächst ohne Multiskaligkeit der Strukturierung (siehe *Abbildung 3-45*) beurteilen zu können.



**Abbildung 3-50:** Reibspuren der Reineisenproben ((a,e,i) Laser-Intensitätsbild und (c,d,g,h,k,l) Rückstreuerelektronenaufnahme) sowie (b,f,j) der Aluminiumoxid-Gegenkörper der (a-d) Referenz, (e-h) der polierten LSP-Probe sowie (i-l) der mittels Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Kreuzstruktur. Die Reibspuren der weiteren Proben sind in *Abbildung A - 4* gezeigt.

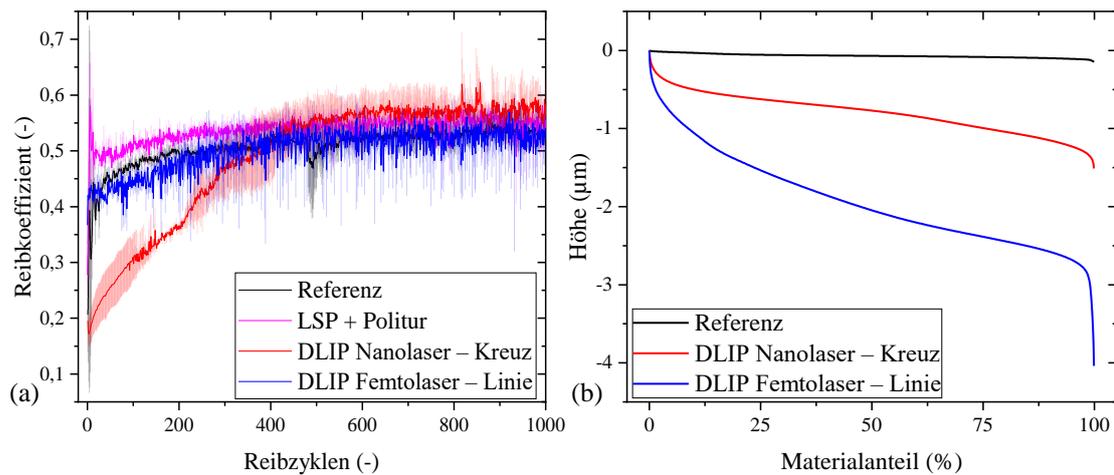
Das Laser-Intensitätsbild der vollständigen Reibspuren (*Abbildung 3-50 (a,e,i)*) zeigt eingebnete Plateau-Bereiche (hell-dunkle Bereiche) sowie raue Bereiche oxidischer Partikelbildung (dunkelgraue Bereiche). Die Rückstreuerelektronenaufnahmen (*Abbildung 3-50 (c,d,g,h,k,l)*) verdeutlichen dies mikroskopisch. Die rauen Bereiche sind bei der polierten LSP-Probe sowie der mittels Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Kreuzstruktur mit größerem Anteil vorhanden, was sich ebenfalls in einer stärker übertragenen Menge auf den  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Gegenkörper (*Abbildung 3-50 (b,f,j)*) verknüpft ist, welcher bei allen Proben ebenfalls Verschleiß zeigt, der wiederum selbst zum Eisen übertragen wird, siehe *Abbildung 3-49 (c)*. Diese Beobachtungen wurden als repräsentativ unter den für jeden Probenzustand eingebrachten drei Tribospuren festgestellt.

Bei einem Vergleich der Referenz ( $62,3 \pm 8,6 \mu\text{m}^2$ ) und der polierten LSP-Probe ( $53,6 \pm 6,8 \mu\text{m}^2$ ) zeigt sich des Weiteren eine schwache Tendenz der kleineren Reibspur-Fläche für die polierte LSP-Probe. Diese wurde mit dem Programm Image-J (Fiji-Paket) [378] ausgewertet. Die im FIB-Querschnitt ermittelten Tiefen der Mikrostruktur-Beeinflussung zeigen die Tendenz der geringeren Beeinflussungstiefe im Falle der polierten LSP-Probe ( $6,3 \pm 1,3 \mu\text{m}$ ) gegenüber der Referenz ( $5,0 \pm 0,9 \mu\text{m}$ ). Hier wurden 5 Tiefen gemessen.

Die LSP-Probe und mittels Nanosekunden-Laser hergestellter und LSP behandelter DLIP-Kreuzstruktur weisen eine multiskalige Oberflächenstrukturierung auf, siehe auch Anhang *Abbildung A - 4*, wobei sich die unterschiedlichen Skalen auf die Kontaktbereich mit dem Gegenkörper auswirken. Der Kontaktbereich ist dadurch nicht mehr linienförmig und die

Reibspur nicht mehr exakt zu vergleichen mit *Abbildung 3-50*. Es zeigt sich jedoch ebenfalls die Tendenz des größeren Anteils der rauen, partikelbildenden Bereiche gegenüber der Referenz.

Die Reibkoeffizienten der Probenzustände aus *Abbildung 3-50*, erweitert mit der mittels Femtosekunden-Laser hergestellten DLIP-Linienstruktur, sind in *Abbildung 3-51 (a)* gezeigt. Bei größeren Reibzyklenzahlen bis 10.000 gibt es keine wesentliche Änderung im Reibverhalten. Im Einlaufverhalten und damit der ersten ca. 400 Reibzyklen zeigt die mittels Nanosekunden-Laser hergestellte DLIP-Kreuzstruktur den kleinsten Reibkoeffizienten, gefolgt von der mittels Femtosekunden-Laser hergestellte DLIP-Linienstruktur sowie der Referenz. Nach dem Einlaufverhalten liegen alle Reibkurven auf einem ähnlichen Niveau, welches aus der bei allen Probenzuständen ähnlichen Reibpaarung Aluminiumoxid gegenüber Eisenoxid resultiert. Die Kurven der Reibkoeffizienten der LSP-Probe und mittels Nanosekunden-Laser hergestellter und LSP behandelte DLIP-Kreuzstruktur sind im Anhang in *Abbildung A - 5* enthalten.



**Abbildung 3-51:** (a) Reibkoeffizienten der ebenen Oberflächenproben mit jeweils halbttransparentem Fehlerbalken-Bereich im Hintergrund sowie (b) Abbott-Firestone-Kurven der polierten Referenz sowie der mittels Nano- und Femtosekunden-Laser bearbeitete DLIP-Proben.

Die Abbot-Firestone-Kurven der Referenz sowie der DLIP-Proben zeigen die Einzel-Rauheitsprofile aus *Abbildung 3-42* als höhengewichtete Materialanteile einer kompletten Fläche [379,380], siehe *Abbildung 3-51 (b)*. Es wurde dabei nur das Rauheitsprofil ohne Welligkeit angenommen. Es zeigt sich für die mittels Femtosekunden-Laser hergestellten DLIP-Linienstruktur eine deutlich größere Gesamt-Strukturtiefe sowie ebenfalls deutlich erhöhte Strukturhöhen (oberer Teil) und Strukturiefen (unterer Teil) gegenüber der mittels

Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Kreuzstruktur. Quantitativ ist dies in Form der zugehörigen Kennwerte in *Tabelle 3-9* zu sehen.

**Tabelle 3-9:** Kennwerte der Abbott-Firestone-Kurven aus *Abbildung 3-51 (b)* mit reduzierter Spitzenhöhe  $S_{PK}$  (verknüpft mit Einlaufverhalten), Kernrautiefe  $S_K$  (verknüpft mit Tragfähigkeit nach Einlaufen) und reduzierte Riefentiefe  $S_{VK}$  (verknüpft mit Fähigkeit zur Schmierstoffspeicherung bzw. Resttragfähigkeit).

Probe	$S_{PK}$	$S_K$	$S_{VK}$
Referenz	0,034 $\mu\text{m}$	0,052 $\mu\text{m}$	0,024 $\mu\text{m}$
DLIP Nanolaser – Kreuz	0,226 $\mu\text{m}$	0,599 $\mu\text{m}$	0,238 $\mu\text{m}$
DLIP Femtolaser – Linie	0,832 $\mu\text{m}$	1,253 $\mu\text{m}$	0,429 $\mu\text{m}$

Es zeigt sich bei Verschleiß-Klassifikation nach Varenberg [381] tribo-chemischer Verschleiß als übergeordnet dominierend. Ursächliche Vorgänge sind Korrosion (durch Tribooxidation) und Abrasion. Die dominierende Reibpaarung bei allen Zuständen stellt Eisenoxid, Aluminiumoxid (Gegenkörper) sowie Eisenoxid-Partikeln als drittem Reibkörper dar. Somit spielen die Bildung und Bewegung der Eisenoxid-Partikel sowie die wahre Kontaktfläche innerhalb des Kontaktes eine entscheidende Rolle. Nach Bowden und Tabor ist die Reibkraft proportional zur wahren Kontaktfläche [382], die mit größerer Härte abnimmt. Bei Partikelbildung und -Transport steigt jedoch der abrasive Verschleiß und auch der Reibkoeffizient mit höher Partikelanzahl im Kontakt an [383].

Fischer stellte die Zusammenhänge des tribochemischen Verschleißes durch Oxidation zusammenfassend dar [384]. Nach starkem initialem Verschleiß wird dieser durch Oxidschichtbildung gemindert. Dünne Oxidschichten zeigen normalerweise eine geringere Härte als das Basismaterial, im Falle des sehr weichen Reineisens ist das zugehörige Oxid jedoch härter als das Basismaterial. Bei Oxidbildung auf Stahl entstehen Inkompatibilitätsspannungen, in deren Folge die Schichthaftung verringert und die Ablösung der Oxidschicht durch Reibung gefördert wird. Es entwickelt sich ein quasi-periodischer Prozess aus Oxidbildung und -ablösung. Oxidbildung wird zum einen durch Sauerstoffadsorption an Oberfläche, zum anderen durch Diffusion nicht reagierter Eisenatome durch die bereits gebildete Oxidschicht realisiert. Letztere wird nach dem Einlaufbereich durch thermische Aktivierung stärker und erhöht sich weiter durch eingebrachte Defekte. Liegt per se eine höhere oberflächennahe Ausgangshärte vor, wie im Falle der polierten LSP-Probe und der mittels Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Kreuzstruktur, zeigt sich der tribochemische Verschleiß erhöht. Dies steht im klassischen Sinne entgegen der Theorie von Archard, nach der der allgemeine Verschleiß mit größerer Härte abnehmen sollte [385]. Des Weiteren sollte die reine Oxidbildung unter Makro-Druck-Eigenspannung

verlangsamen [386], siehe auch Diffusionsbeeinflussung in *Abschnitt 1.2.1*. Beides deutet somit auf eine Besonderheit des vorliegenden tribologischen Systems hin.

Diese Besonderheit könnte eine mit größerer Härte (siehe auch XRD-Reflex-Halbwertsbreite in *Abbildung 3-48*) verzögerte Einebnung des Kontaktes beim sehr weichen Werkstoff Reineisen darstellen. Durch eine reduzierte wahre Kontaktfläche steigen die lokalen Drücke und die Oxid-Ablösung wird stärker. Zudem ist die Kontaktfläche und Beeinflussungstiefe erniedrigt. Die DLIP-Proben zeigen prinzipiell eine reduzierte Kontaktfläche, welche unter einfachen Reibbedingungen zu einer Reduktion von Reibung und Verschleiß führen [387], was auch am Einlaufverhalten des Reibkoeffizienten sichtbar ist (*Abbildung 3-51 (a)*). Aufgrund der höheren Strukturtiefe und dem größeren Traganteil der mittels Femtosekunden-Laser hergestellten Probe zeigt diese einen geringeren Reibkoeffizienten. Zu Beginn ist der Reibkoeffizient jedoch noch leicht erhöht, da die Rauheit parallel zur Linienstruktur die initiale Abrasion erhöht. Des Weiteren könnte die große Korngröße eine Rolle spielen.

Das Einlaufverhalten der polierten LSP-Probe erscheint am kürzesten aller Zustände, was auch von Yakimets et al. bei 100Cr6-Stahl für größere Normalkräfte beobachtet wurde [80]. Dies wurde jedoch nicht näher erklärt und könnte mit einer schnelleren Oxidation zusammenhängen. Die von Yakimets et al. beobachtete Verringerung der Breite und der Tiefenwirkung der Reibspur konnten in der vorliegenden Untersuchung ebenfalls nachgewiesen werden.

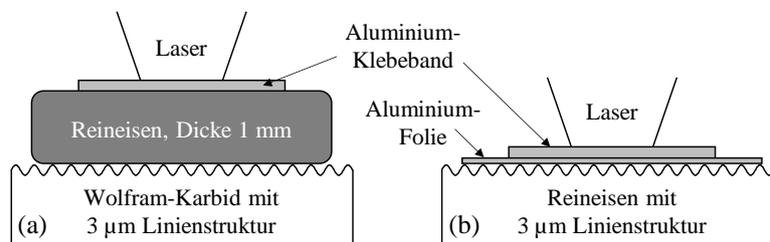
Reineisen zeigt somit als Material besonders geringer Härte (und damit erreichbarer Makro-Eigenspannung) mit wesentlicher Tendenz zur Oxidation tribologische Phänomene, die sich zwar von technisch bewährten tribologischen Materialien abgrenzen und deshalb gesondert zu evaluieren sind, die Beurteilung oxidationsempfindlicher Werkstoffe ist unter anderem für die Verschleißbetrachtung bei Umformwerkzeugen wichtig [388].

Geänderte Versuchsbedingungen (Materialwechsel zu oxidationsstabilerem Werkstoff, beteiligter Schmierstoff, größere Reibkräfte und Reibspuren) könnten die tribologische Beurteilung der multiskaligen Strukturierung weiter voranbringen. Es zeigt sich außerdem, dass Änderungen von Funktionalisierungseigenschaften im spezifischen System unter dessen eigenen spezifischen Randbedingungen beurteilt werden sollten.

### 3.4.2 Direktes Schockabformen von DLIP-Strukturen

Die in *Abschnitt 3.4.1* vorgeschlagene Prozessroute impliziert zwei Teilprozesse, DLIP und LSP. Im folgenden Abschnitt soll die Idee eines kombinierten Prozesses evaluiert werden. Daraus sollen außerdem Erkenntnisse zur Schockwellen-Charakteristik gewonnen werden. In der Literatur ist die Herstellung von DLIP-Strukturen über einen Rolle-zu-Rolle-Abformprozess für dünne Polymerfolien bekannt [389]. Bei Übertragung auf Metalle (einseitig oder beidseitig) sollten sich oberflächennahe Druck-Eigenstressungen einstellen lassen (siehe auch Makro-Eigenstressungen des Walzprozesses in *Tabelle 1-3*). Hierzu wären jedoch deutlich härtere Rollen notwendig.

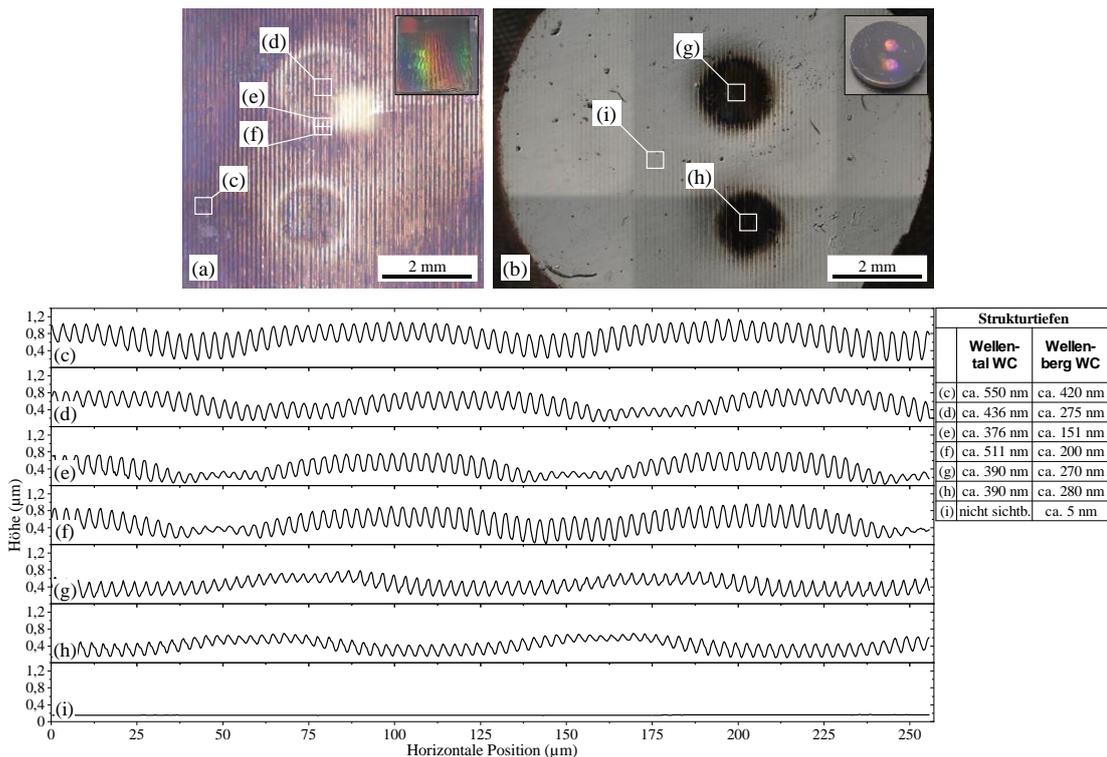
Ein modifizierter Ansatz mit LSP als Verformungsquelle und gleichzeitig einfacher Vorversuch zur o.g. Prozesskombination ist in *Abbildung 3-52* dargestellt. Eine mittels Femtosekunden-Laser hergestellte DLIP-Linienstruktur-Oberfläche aus Wolfram-Karbid hoher Härte wird als Abform-Matrix genutzt. Die Proben, in *Abbildung 3-52 (a)* eine Reineisen-Probe (1 mm Dicke, um keine zu große Abschwächung der Schockwelle durch große Probendicke herbeizuführen), in *Abbildung 3-52 (b)* eine dünne Al-Folie (10  $\mu\text{m}$  Dicke), werden an ihrer Unterseite in Matrix-Kontakt stehend, abgeformt. An der Oberseite wird der LSP-Aufbau aus *Abbildung 2-5* verwendet, inklusive Confining-Medium Wasser und Absorber Aluminium-Klebeband.



**Abbildung 3-52:** Versuchsaufbauten zum direkten Schockabformen einer mittels Femtosekunden-Laser hergestellten DLIP-Linienstruktur durch LSP: Strukturabformen einer (a) Reineisenprobe mit ca. 1 mm Dicke sowie (b) einer handelsüblichen Aluminiumfolie mit ca. 10  $\mu\text{m}$  Dicke.

Die Ergebnisse des Versuchs aus *Abbildung 3-52 (a)* sind in *Abbildung 3-53* gezeigt. Es wurden zwei Einzelschüsse mit jeweils 3-facher Wiederholung auf die Rückseite von *Abbildung 3-53 (b)* abgegeben, welche in Kontakt mit *Abbildung 3-53 (a)* stand. Bereits im kleineren Foto in *Abbildung 3-53 (b)* ist eine erfolgreiche Abformung für beide Positionen durch die Farbspektrums-Reflexionen erkennbar. Durch den Durchmesser beschränkten abgeformten Bereich (entspricht dem Laserstrahldurchmesser auf der Rückseite) auf der Reineisen-Oberfläche

ist implizit gezeigt, dass die Schockwelle mit ihrer plastischen Verformungswirkung räumlich begrenzt sowie senkrecht zur Oberfläche fortschreitet und genau diesen Bereich der Reineisen-Oberflächen in die WC-Matrix hineindrückt. Die für WC und Reineisen mittels Laser-Scanning-Mikroskopie gemessenen sowie über die Vertikal-Richtung gemittelten Profilkurven (siehe *Abbildung 3-53 (c-i)*) zeigen zusammen mit den angefügten Struktur Tiefen die Effekte im Einzelnen.



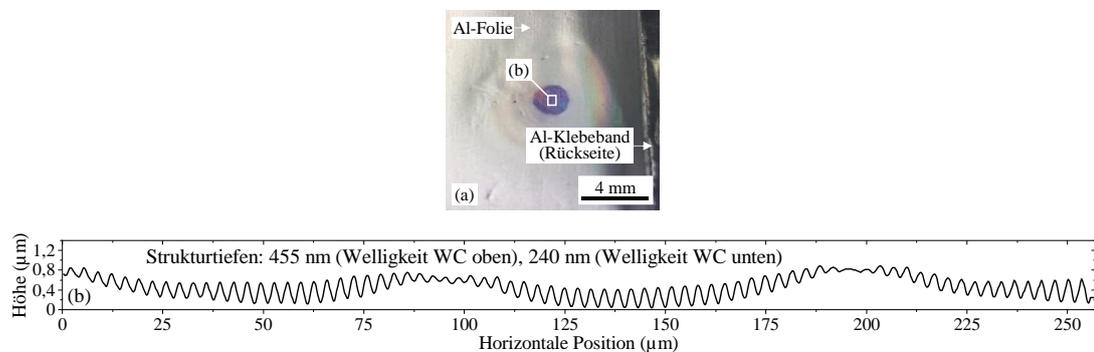
**Abbildung 3-53:** Aufnahmen der einander kontaktierten Oberflächen: Mittels Femtosekunden-Laser hergestellte DLIP-Linienstrukturen in (a) Wolfram-Karbid sowie (b) abgeformte Strukturen in Reineisen. Über einen Bereich von 256 x 256 mm<sup>2</sup> in vertikaler Richtung gemittelte Profilkurven sind bei einem Nicht-LSP-Spot-Ort für die (c,f) WC-DLIP-Struktur und (i) Reineisen sowie LSP-Spot-Ort(en) für (d,e) WC und (g,h) Reineisen dargestellt. Daraus ermittelte Struktur tiefen stehen in nebenstehender Tabelle. Welligkeit repräsentiert in diesem Zusammenhang die übergeordneten Schwebungen der DLIP-Struktur, welche durch Bahnüberlappungen mit TEM00-Intensitätsprofil während des femto-DLIP-Prozesses entstehen.

Die unbeeinflusste WC-Struktur zeigt eine zweite überlagerte Periodizität, welche aus einer nicht perfekten Überlappung des fokussierten Gauß förmigen Intensitätsprofils des Lasers herrührt und nicht weiter diskutiert werden soll. Die Struktur tiefe im kontaktierten Bereich nimmt bei WC und

auch bei Reineisen ab. Bei Reineisen sind zudem leichte gegeneinander laufende Profil-Asymmetrien zu erkennen, welche daraus entstanden sein könnte, dass zwei Spots nebeneinandergesetzt wurden. Für den äußeren Bereich des abgeformten Reineisen sind nur im Bereich der Berge der sekundären WC-Struktur Strukturen im einstelligen nm-Bereich zu erkennen, ist also Teil einer geringen flächigen Abformung.

FEM-Simulationen der plastischen von Mises Dehnung bei mittels LSP behandelten Proben aus Titan ( $10 \text{ GW/cm}^2$ ) [390] zeigen eine ähnliche Beschränkung des plastischen Bereiches unter dem kreisrunden Spot. Die dort festgestellte Inhomogenität der plastischen Dehnung konnte in der vorliegenden Arbeit experimentell jedoch nicht festgestellt werden und wird der geringen Probendicke zugeschrieben. Sonstige Messungen der Verformung werden zumeist in Form von Druck-Messungen integral über die gesamte Oberfläche der Rückseite durchgeführt (US-Sensor und Interferometrie-Messung).

Die Ergebnisse des Versuchs aus *Abbildung 3-52 (b)* sind in *Abbildung 3-54* dargestellt. Man erkennt die direkte Abformung (*Abbildung 3-54 (a)*) der nahezu kompletten Strukturtiefe (*Abbildung 3-54 (b)*).



**Abbildung 3-54:** (a) Aufnahme der mit WC-DLIP-Struktur kontaktierten Al-Folie, (b) im Abformbereich in vertikaler Richtung gemittelte Profilkurve.

In der Literatur ist die o.g. Abformung mittels LSP ausschließlich mit ca. 10 bis 30  $\mu\text{m}$  dicken Grids mit ca. 10 bis 50  $\mu\text{m}$  breiten periodischen Löchern erwähnt und unter dem Namen laser shock assisted direct imprinting (LSADI) bezeichnet. Die Grids waren zunächst als dünne Absorber-Grids [391] integriert, dann als zusätzliche Schicht zwischen Absorber und Probe [392]. Choi et al. ordnete dabei die gleiche Anordnung wie in *Abbildung 3-52 (a)* als die zur Abformung optimalste Anordnung ein [393]. DLIP zeigt hier jedoch eine einfachere und variabelere

Prozessführung. Das Abformen von Strukturen einer größerer Skala von 20 bis 30  $\mu\text{m}$  Periode auf eine 10  $\mu\text{m}$  dicke Folie wurde von Man et al. gezeigt [394]. Den Literaturstellen gemein ist zudem, dass meist nur Einzelschüsse ohne Betrachtung der Überlappung experimentell berücksichtigt wurden.

#### **Fazit des Abschnitts:**

- Direkte Laserinterferenz-Strukturierung (DLIP) und Laser Peening (LSP) konnten erfolgreich nacheinander am gleichen Probenbereich mit gleichem Nanosekunden-Laser angewandt werden.
- Es wurde dabei eine multiskalige Oberflächenstrukturierung unter Makro-Druck-Eigenspannungen erreicht. Konkrete Anwendungen könnten dynamisch-mechanisch und/oder korrosiv beanspruchte Oberflächenfunktionalisierungen darstellen.
- Nach DLIP entstehen bei spannungsfreiem Referenzzustand Zug-Eigenspannungen; je kürzer die Laser-Pulsdauer und damit die Schmelzzeit, desto weniger Zug-Eigenspannungen.
- LSP kehrt unter prinzipieller Beibehaltung der DLIP-Struktur ( $\mu\text{m}$ -Skala) die wenig tiefen DLIP-Zug-Eigenspannungen in tiefe DLIP+LSP-Druck-Eigenspannungen um. Eine Übertragung auf weitere Topographie-Funktionalisierungen ist wahrscheinlich.
- DLIP-Scanstrategien mit (industrierelevantem) deutlich größerer linienparalleler Überlappung führen zu größeren Makro-Eigenspannungen quer zur Linienrichtung.
- Makro-Druck-Eigenspannungen und Mikro-Eigenspannungen verringern tendenziell die Reibspur-Fläche sowie die Mikrostruktur-Beeinflussungstiefe und zeigen ein schnelleres Einlaufverhalten im Reibsystem Aluminiumoxid-Reineisen.
- DLIP-Strukturen im typischen einstelligen  $\mu\text{m}$ -Bereich wurde per LSP auf Reineisen und Aluminium-Folie abgeformt. Die abgeformte Strukturtiefe ist dabei reduziert.
- Es wurde durch Abformung einer DLIP-Linienstruktur nachgewiesen, dass die Schockwellenausbreitung senkrecht zur Oberfläche im Laser-Spotdurchmesser begrenzt ist.

### 3.5 Diskussion Gesamtzusammenhang

Die Nachbehandlung von additiv hergestellten metallischen Bauteilen stellt aktuell ein intensives Forschungsgebiet dar. Schwerpunkt bildet neben der Rauheitsminderung die Steigerung der Ermüdungsfestigkeit, welche prozessseitig durch Eigenspannungen und Restporosität gegenüber konventionellen Bauteilen verringert ist. Mechanische Oberflächenbehandlungsverfahren kehren die in Laser-Prozessen zumeist entstehenden oberflächennahen Zug- in Druck-Eigenspannungen um. Des Weiteren treffen moderne Oberflächenanwendungen auf ein stetig wachsendes Anforderungsportfolio, was wiederum nach neuartigen Ansätzen der Funktionalisierung verlangt, welche zudem für bessere Nachhaltigkeit auf chemische Prozessierung verzichten.

Methoden zur Erzeugung von Druck-Eigenspannungen und spezifischer Funktionalisierung sind für konventionell hergestellte Werkstoffe bereits vielfältig verfügbar und ein Teil davon wird bereits für die Nachbehandlung von additiv hergestellten Bauteilen angewandt. Dennoch ist die entscheidende Tiefe der erreichbaren Druck-Eigenspannungen begrenzt und die Kombination beider Eigenschaften noch nicht zufriedenstellend gelöst. Gründe hierfür sind die eingesetzten Verfahren, eine erhöhte Oberflächenrauheit und die normalerweise endständige Position der Oberflächen-Funktionalisierungsprozesse (industrierelevant oft topographiemodifizierende laserbasierte Prozesse) innerhalb des Herstellungsprozesses. Die Perspektive der Anwendung auf komplexe Geometrien erschwert diese Aufgabenstellung zusätzlich.

**Die vorliegende Arbeit** führt *erstmalig* Laser Peening (LSP) als geeignetes mechanisches Oberflächenbehandlungsverfahren für mittels selektivem Laserschmelzen hergestellte Bauteile aus dem Werkstoff Ti6Al4V systematisch ein, liefert einen Beitrag zum mikrostrukturellen Prozessverständnis mit Bezug zur konventionellen Verfahrensweise und öffnet schließlich eine Perspektive zur Prozess-Zusammenführung mit einer Oberflächen-Funktionalisierung.

**Neue Ansätze und Ergebnisse** wurden in folgenden übergeordneten Aspekten erzielt:

- (1) Laser Peening für additiv hergestellte Bauteile einfacher Geometrie aus Ti6Al4V.
- (2) Verständnis des Laser Peening Prozesses für tiefenoptimierte Eigenspannungen und Gegenüberstellung der Verformungscharakteristik zu konventionellem Kugelstrahlen.
- (3) Prozesskombination Laser Peening und direkte Laserinterferenzstrukturierung für funktionalisierte Oberflächen unter Makro-Druck-Eigenspannungen.

### (1) Laser Peening für additiv hergestelltes Ti6Al4V:

Additive Fertigung sowie deren verfügbare Nachbehandlungsmethoden wurden *erstmalig* unter den Fertigungs-Hauptgruppen (*Tabelle 1-3*) systematisch bzgl. der besonders relevanten Tiefenverteilung der Makro-Eigenspannung eingeordnet. Entstehende Zug-Eigenspannungen können mittels verfügbarer Nachbehandlungsverfahren (*Tabelle 1-5*) verbessert und mittels mechanischer Oberflächenbehandlungsverfahren (*Tabelle 1-2*) zu festigkeitssteigernden Druck-Eigenspannungen überwunden werden. Als besonders innovativ bietet **Laser Peening** im Vergleich zum konventionellen Kugelstrahlen folgende Vorteile:

- Tieferreichende Makro- und Mikro-Eigenspannungen (bis in mm-Bereich).
- Auftreffwinkel des Lasers kann um 60° nahezu ohne Wirkverlust variiert werden.
- Laserstrahl-Führungstechnologien können bei schwierigeren Geometrien unterstützen.
- Geringer Grad an Verformung verbessert Erhalt von Lage-Toleranzen.
- Bessere Simulierbarkeit des Gesamtprozesses wegen definierter Laser-Eigenschaften.

Bei Vergleich der Nachhaltigkeit zeigt LSP gemäß der einzig verfügbaren Lebenszyklusanalyse einen um bis zu 55 % Vorteil bei der Umweltverträglichkeit [395]. Bedingung ist die um  $\geq 50$  % größere Steigerung der Ermüdungsfestigkeit/Lebensdauer sowie die Nutzung von Diodenlaser und Absorber-Recycling. Diese gleichen ihre deutlich höheren Investitionskosten aus. Nicht betrachtet wurden jedoch beim SP-Prozess Recycling-Strategien beim Strahlmittel (besonders gut bei  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , bei Stahl Staubentstehung) sowie Einflüsse der Strahlanlagen (höchste Intensitäten steigern Verschleiß und Energiebedarf überproportional) und der Strahlfläche (größere Flächen steigern SP-Vorteil). Ein Vergleich bedarf stets einer Detail-Analyse.

Der LSP-Prozess wurde nach Parameteranalyse (*Abbildung 3-24*) mit dem gegebenen Laser bei einem ausreichend großen Spotdurchmesser durchgeführt. Bei größerem Spotdurchmesser nähert sich die entstehende Schockwellenfront einer ebenen Welle. Die Leistungsdichte bewegt sich dadurch im unteren Bereich des möglichen Prozessfensters, was jedoch durch Behandlungswiederholung ausgeglichen werden konnte. Diese Vorgehensweise ist damit repräsentativ für Laser geringerer Leistung, die mit niedrigeren Kosten verbunden sind.

Die Tiefe (Nulldurchgang) der Makro- und Mikro-Eigenspannungen des Ti6Al4V nach LSP erreichten ca. 2,4 mm und nach SP ca. 450  $\mu\text{m}$  (*Abbildung 3-25*), was literaturtypischen Werten

für LSP-Behandlungen entspricht. Beide sind durch eine hohe Messgenauigkeit exakt korreliert. Dabei wurde *erstmal*s der Einfluss der Rauheit additiv hergestellter Proben anhand der Eigenspannungstiefenverteilung quantitativ sichtbar gemacht (Vergleich von *Abbildung 3-25* und *Abbildung 3-26*).

Der Effekt des LSP-Prozesses wurde mit Ermüdungsversuchen (*Abbildung 3-38*) durch **eine Erhöhung der Lebensdauer um Faktor 10 im Vergleich zum SP-Prozess und Faktor 100 im Vergleich zur Referenz** nachgewiesen. Im Literaturvergleich mit konventionell gefertigten Ti6Al4V-Legierungen (*Abbildung 3-39*) zeigt sich für den LSP-Zustand ein hohes Niveau. Die in größere Tiefe reichenden Druck-Eigenspannungen des LSP-Prozesses wurden mittels Schadensanalyse mit tieferen Rissinitiierungsorten in Verbindung gebracht (*Abbildung 3-40*).

#### **(2) Verständnis Laser Peening Prozess und Gegenüberstellung zu Kugelstrahlen:**

Es wurde die LSP-Verfahrensvariante mit Absorber (*Abbildung 1-6 (a)* bzw. *Abbildung 2-4*) gewählt. Damit schützt der Absorber das Bearbeitungsmaterial vor thermischer Einwirkung und es wird eine maximale Tiefenwirkung der Druck-Eigenspannungen erzielt. Andere Varianten sind möglich, repräsentieren jedoch nicht mehr eine optimale Eigenspannungswirkung. In der Literatur werden rein mechanische Effekte der plastisch verformenden Schockwelle mit thermischen Aufschmelz- und Erstarrungseffekten oft vermischt, z.B. bei Ti6Al4V in [347]. Die vorliegende Arbeit diskutiert und trennt diese Effekte auf Mikrostruktur-Ebene *erstmal*s klar auf.

Die **Verformungscharakteristik von LSP- und SP-Prozess** wurde zum einen an den technisch relevanten Werkstoffen Ti6Al4V und GJL, welche beide mehrphasige komplexe Mikrostrukturen aufweisen, analysiert. Zur Vereinfachung und zum besseren Verständnis grundlegender Mechanismen wurde zum anderen auf einfachere einphasige Mikrostrukturen größerer Ausgangskorngröße, 316L-Stahl sowie Reineisen, zurückgegriffen. Dieser Ansatz erlaubt einen grundlegenden Verständniskern und zeigt eine breite Brücke zur Anwendung auf, da auch Reineisen repräsentativ für alle weichen Werkstoffe, wie Kupfer, stehen kann.

**LSP** an Ti6Al4V ergab Versetzungen mit ebenen Stufen innerhalb der Lamellen (*Abbildung 3-31*) sowie *erstmal*s Versetzungshäufungen nahe Korngrenzen, welche insbesondere Verformungsunterschiede benachbarter Körner vermitteln. Letzteres wurde korrelativ durch die Querschnitts-Mikrostruktur (*Abbildung 3-29* und *Abbildung 3-30*) sowie anhand der Oberflächen-Topographie (*Abbildung 3-37*) nachgewiesen. Zwei dominierende Versetzungsgleitsysteme und

deren Dichten wurden durch Linienprofilanalyse ermittelt (*Tabelle 3-5*). Anhand der Indentations-Härte konnte *erstmal*s eine phasenselektive Härtung nachgewiesen werden (*Abbildung 3-36*). Einphasiges Reineisen großer Korngröße entwickelt gleichverteilte verknäulte Versetzungsagglomerationen sowie korngößenabhängig auch Zwillinge als wesentliche Verformungsträger (*Abbildung 3-16*). Dies könnte neben der ohnehin geringen eingebrachten Versetzungsdichte (höhere Dichte annihiliert schneller) ursächlich für die besondere Stabilität nach zyklischer Deformation und erhöhten Temperaturen [396,397] sein.

Der **SP-Prozess** bewirkt bei GJL Verformungsspitzen an Graphit-Lamellen (*Abbildung 3-5*) und offenbart dies *erstmal*s für LSP (*Abbildung 3-8*). Der gemittelte KAM-Wert wurde als sinnvolles, aber nicht vollständiges tiefenabhängiges Maß für Deformation identifiziert. Für einphasigen austenitischen Stahl wurde bei mittlerer Strahlintensität der Gradient der oberflächennahen Kornfeinung systematisch dargestellt. Für hohe Strahlintensitäten diente die Martensitbildung des TRIP-Stahls *erstmal*s als Messsonde für Verformung während des SP-Prozesses (*Abbildung 3-10*) und konnte Deformationsbänder durch den SP-Prozess nachweisen.

Es wurden schließlich weitere Beiträge zum **Verständnis des LSP-Prozesses** beigesteuert. *Erstmalig* wurde die Wirkung von Eigenspannungen in Makro- und Mikro-Eigenspannungen separiert und anschließend quantitativ bzgl. ihrer Wirkung charakterisiert. Mikro-Eigenspannungen zeigen nur eine moderate Steigerung der Ermüdungsfestigkeit von unter 10 % (siehe *Tabelle 3-4*), während Makro-Eigenspannungen die oberflächennahe Beanspruchung um ca. 32 % reduziert (siehe *Abbildung 3-21*). Die dabei verwendete Methodik (*Abbildung 3-19*) ist grundsätzlich auf weitere mechanische Oberflächenbehandlungsverfahren übertragbar.

Durch Variation der Anzahl der Wiederholungen konnte eine Vergrößerung und Sättigung der Tiefenwirkung von Makro- und Mikro-Eigenspannungen für Ti6Al4V bestätigt werden (*Abbildung 3-24 (c)* und *Abbildung 3-32*). Die maximale Mikro-Eigenspannung an der Oberfläche zeigt sich nach der ersten Wiederholung jedoch gesättigt (*Abbildung 3-32*), was eine maximale Verformbarkeit/Defektdichte des LSP-Prozesses unter den gegebenen Prozessbedingungen nahelegt. Dies wird durch die LSP-Behandlung der strukturierten Reineisenprobe bestätigt (*Abbildung 3-48*). Die Tiefenwirkung der Eigenspannung konnte hingegen mit der einfach messbaren Tiefe eines durch LSP-Beschuss verursachten Krater korreliert werden (*Abbildung 3-13* und *Abbildung 3-14*).

### **(3) Prozesskombination Laser Peening und direkte Laserinterferenzstrukturierung:**

Es wurde *erstmals* eine **Gesamt-Prozessroute** zur Nachbehandlung von additiv hergestellten metallischen Werkstoffen mit einem Laser-Bearbeitungsgerät aufgezeigt, nach der eine funktionalisierte Oberfläche mit im mm-Bereich tiefen Druck-Eigenspannungen entsteht:

#### **Laserpolieren – Direkte Laser-Interferenzstrukturierung – Laser Peening.**

Nach ca. 80-prozentiger Rauheitsminderung der additiv gefertigten Oberflächen [16] ist das Rauheitsprofil der direkten Laserinterferenzstrukturierung (DLIP) unter der übergeordneten Rauheit sichtbar und kann somit der Anwendung dienen. Durch das Fehlen chemischer Medien ist die DLIP-Behandlung zudem nachhaltig und berührungslos.

Durch DLIP und LSP entsteht **eine unter Makro-Druck-Eigenspannung stehende multiskalige Oberflächenstrukturierung** (*Abbildung 3-45*) mit besonders großem Skalen-Unterschied. Die einzelnen Skalen können über DLIP- und LSP-Prozessparameter präzise gesteuert werden. Nach LSP konnten Makro-Druck-Eigenspannungen bis ca. 1,6 mm Tiefe nachgewiesen werden, die Topographie der DLIP-Strukturierung wurde dabei nicht verändert, was durch die konstante oberflächennahe Reflex-Halbwertsbreite nach DLIP und nach LSP ebenfalls nachgewiesen werden konnte (*Abbildung 3-48*). Anwendungen könnten im Bereich dynamisch-mechanisch und/oder korrosiv beanspruchter Oberflächenfunktionalisierungen liegen. *Erstmals* wurden DLIP-Strukturen durch **Schockumformung** hergestellt (*Abbildung 3-53* und *Abbildung 3-54*). Dabei wurde indirekt nachgewiesen, dass die plastische Deformationswirkung der Schockwelle ausschließlich innerhalb des Spot-Durchmessers beschränkt ist (*Abbildung 3-53*). Es erfolgt somit trotz unebener Wellenfront (durch Laserstrahl-Profil) keine divergente Impulsausbreitung.

Abschließend wurden im allgemeinen **experimentellen Erfahrungsbereich** im Vergleich zu Untersuchungen in der Literatur folgende Aspekte als besonders relevant erachtet:

- Der tiefer liegende Zug-Eigenspannungsbereich in Makro-Eigenspannungs-Tiefenverteilungen sollte stets in Messungen miteinbezogen werden.
- Die Mitnahme einer unbeeinflussten Mikrostruktur-Referenz ist besonders für fortgeschrittene Methoden zur Eigenspannungs- und Deformationsanalyse essenziell.
- Die Messmethode der Indentations-Härte, insbesondere die Wahl der Indenter-Größe, sollte exakt an die Skala der Mikrostruktur sowie deren Änderung angepasst werden.

## 4 Fazit und Ausblick

Die **wichtigsten Erkenntnisse** der vorliegenden Arbeit lassen sich in den folgenden Aspekten zusammenfassen. Es wird insgesamt ein Beitrag zur Eigenschaftsoptimierung additiv gefertigter Bauteile mittels Laser Peening und weiterer laserbasierter Prozesse geleistet sowie zum Verständnis der zugrunde liegenden Gefüge- und Eigenspannungsveränderungen beigetragen.

**Laser Peening – Prozesseinführung bei AM-Ti6Al4V:** Laser Peening konnte als Nachbehandlungsprozess erfolgreich bei additiv hergestelltem Ti6Al4V angewandt werden. Die im Referenzzustand üblicherweise im Randbereich auftretenden Zug-Eigenspannungen wurden in 2,4 mm tiefe Druck-Eigenspannungen umgewandelt, welche zu einer Steigerung der Ermüdungsfestigkeit um Faktor 100 führten. Die Ergebnisse wurden in Relation zum konventionellen Kugelstrahlprozess sowie dem technisch bewährten Werkstoff Gusseisen gesetzt.

**Laser Peening – Prozessverständnis:** An Gefügen aus Ti6Al4V-Lamellen sowie Reineisen großer Korngröße wurden Aspekte der Versetzungscharakteristik nach Laser Peening aufgeklärt. Die Separation von Makro- und Mikro-Eigenspannungen konnte einen größeren Einfluss von Makro-Eigenspannungen nachweisen. Mit zunehmender Wiederholungsanzahl der Laser Peening Behandlung wurde ein unterschiedliches Sättigungsverhalten für die auftretenden Makro- und Mikro-Eigenspannungen festgestellt. Beim Referenzprozess Kugelstrahlen konnte die Bildung von Deformationsbändern nachgewiesen werden.

**Laser Peening – Prozesskombination:** Die Prozesse direkte Laserinterferenzstrukturierung und Laser Peening wurden zu einem Gesamtprozess kombiniert, welcher eine multiskalig topographisch funktionalisierte Oberfläche unter definierter Druck-Eigenspannung im mm-Tiefenbereich ermöglicht. Die zusätzliche Vorbearbeitung mittels Laserpolieren ermöglicht insgesamt die Bearbeitung additiv hergestellter Bauteile mit hoher Oberflächenrauheit.

Für eine detaillierte Betrachtung und Einordnung des Gesamtzusammenhangs sei auf **Abschnitt 3.5** verwiesen. Des Weiteren wird eine Perspektive zur stärkeren Nutzung von Lasern in der Produktion gelegt. Die grundlegenden Eigenschaften des Lasers (siehe *Abschnitt 1.1.1*) bieten durch berührungslose Wechselwirkung mit der Oberfläche den Vorteil der Verschleißfreiheit im Vergleich zu Kugelstrahlen. Durch Strahlführungssysteme und Sensorik lassen sich zudem auch komplexere dreidimensionale Freiformflächen mittels Laser bearbeiten.

**Zukünftige Arbeiten** könnten an der vorliegenden Arbeit anknüpfend eine Übertragung des Konzeptes auf **komplexe Geometrien additiv hergestellter Bauteile** verhandeln. Dabei ist die Beurteilung lokaler Spannungen unter einem anwendungsgegebenen Belastungskollektiv wichtig, um potenzielle Schwachstellen zu erkennen. Insbesondere FEM-Simulationen sollten hier unterstützen, gerade auch LSP-Behandlungen können heute bzgl. Makro-Eigenspannungen bereits zuverlässig vorhergesagt werden [79]. Verfügbare Strahlführungssysteme können die Zugänglichkeit von lokalen Bereichen erleichtern. Experimentell sollte zunächst die Oberflächenkrümmung bei ausreichender Probendicke systematisch (ein- und zweidimensional) erhöht und bzgl. der LSP-Effekte untersucht werden. In einem zweiten Schritt können Rundproben abnehmender Dicke innerhalb einer Stützstruktur evaluiert werden, um den Effekt dünner Querschnitte zu beurteilen. Dabei könnte die Leistung für geringere Eigenspannungstiefen adaptiert werden oder die entstehende Verformung könnte direkt zur Formgebung genutzt werden (sog. Laser Peen Forming, bereits im industriellen Einsatz, z.B. Firma Boeing).

Als **Ausblick zum vorgeschlagenen Gesamtprozess** soll ein schematisches Laseranlagenkonzept vorgeschlagen werden, siehe Anhang. Bei näherer **Betrachtung der einzelnen Bearbeitungsprozesse** (SLM/SLS – Laser-Polieren – DLIP – LSP) könnte zunächst die nachgewiesene Verformungsanisotropie bei Ti6Al4V (*Abbildung 3-37*) weiterverfolgt werden. Wird diese mit bereits entwickelten Strategien für Vorzugsorientierungen von SLM-Mikrostrukturen [363] kombiniert, könnte eine günstige Schmidfaktorlage der Körner zu einer definierten Optimierung der Verformung/Makro-Eigenspannungen nach LSP-Behandlung führen. Die Effekt-Größenordnung sollte zunächst an einzelnen LSP-Indents experimentell eingeschätzt werden. Die Kombination von Laser-Polieren und DLIP stellt bereits ein kommendes EU-Forschungsprojekt dar [398]. Beim DLIP-Prozess selbst sollten neben Tribologie weitere Funktionalisierungsanwendungen evaluiert werden, bei welchen auch Makro-Eigenspannungen bzw. Ermüdung eine zentralere Rolle spielen. Diese könnten auch Ultrakurzpuls (UKP)-Laserstrukturen höherer Strukturtiefe umfassen. Hier wären ggf. zwei Arten von Prozess-Lasern notwendig, wenngleich Laserpolieren und LSP auch bereits mit UKP-Lasern (mit reduziertem Effekt) durchgeführt worden sind. DLIP-Strukturen könnten durch höhere Laser-Leistungen und damit Eintragung verstärkter Defektdichte während des LSP-Prozesses weiter verbessert werden. Die Erhaltung der Strukturen müsste erneut geprüft werden. Schließlich könnte die Durchführung des DLIP-Prozesses unter beschränkter Ablation (d.h. mit Confining-Medium Wasser, ähnlich LSPwC-Technik) interessant sein. Neben den experimentellen Justage-Herausforderungen könnte

jedoch die Topographie- und Mikrostrukturbildung bei noch akzeptabler Tiefe der Druck-Eigenspannungen eine Weiterentwicklung erlauben.

Im Rahmen von **experimentellen Verbesserungsmöglichkeiten** könnte die Laser-Technik verbessert werden. Besonders das Laserstrahl-Intensitätsprofil sollte für eine geringere Oberflächen-Welligkeit nach LSP ein quadratisches oder rundes Top-Hat Profil aufweisen oder im Sinne einer flexiblen Strahlformungsmöglichkeit für definierte multiskalige Rauheiten einem perfekten Gauß-Profil nahekommen. Zünftige Entwicklungen im Bereich der Laser-Technik (höhere Leistungen für größere Strahldurchmesser sowie höhere Frequenzen) könnten die Prozess-Effizienz weiter verbessern. Der Laser der vorliegenden Arbeit reiht sich in einen Trend der kompakten und damit günstigeren Laser ein und zeigt über eine Wiederholungszahl sogar ähnliche Makro-Eigenspannungen wie Laser mit höherer Leistungsdichte [79]. Er ist somit als repräsentativ für „low-cost“-Laser zu sehen. Zur Kombination von LSP und DLIP muss der Laserstrahl schließlich räumliche und zeitliche Kohärenz aufweisen, welche zur Strahl-Interferenz bei DLIP notwendig ist. Insgesamt wäre sogar eine Kombination mit dem Laser des SLM/SLS-Prozesses denkbar, die Laserquellen der additiven Fertigung gehen jedoch den Trend einer längeren Pulsdauer (ms-Bereich). Im Bereich der Charakterisierung wäre die Indentation mit einer noch kleineren Spitze (Femto-Indenter/AFM-Spitze) eine Verbesserung hinsichtlich der Auflösung lokaler mechanischer Eigenschaften (Indentations-Härte).

## Abbildungsverzeichnis

- Abbildung 0-1:** Topologie-Optimierung am Beispiel eines Antenna Control Unit (ACU-) Verbinders für Weltraum-Anwendungen: (a) CAD-Ansicht der Konstruktion, (b) Darstellung der durch FEM-Simulation optimierten relativen Material-Dichte, (c) finale gewichtsoptimierte Konstruktion [10]. ..... 2
- Abbildung 0-2:** Weltmarkt-Volumen von Laseranlagen zur Materialbearbeitung seit 1999. Daten aus [23]. ..... 3
- Abbildung 1-1:** (a) Marktvolumen und -anteile von 2021 umgesetzten Industrie-Lasern, (b) Marktvolumen und Anwendungsbereiche von Laseranlagen zur Materialbearbeitung 2021 (siehe auch *Abbildung 0-2*). Daten aus [23]. ..... 10
- Abbildung 1-2:** Einordnung von Laserprozessen in Hinblick auf Intensität und Zeit der benötigten Energie-Einwirkung. Im Hintergrund zeigen Linien konstanter Energiedichte im Wesentlichen die benötigte Energiemenge, welche dann über eine bestimmte Zeit wirkt. EUV-Lithografie (Extrem-UV-Licht) bezieht sich ausschließlich auf einen laserinternen Konversionsprozess zur Erzeugung von 13,5 nm UV-Laserstrahlung. Zusammengestellt u.a. aus [29,32–37]. ..... 11
- Abbildung 1-3:** (a) Schematische Darstellung der Laser-Material-Wechselwirkung für Kurzpuls-(KP-)Laser mit Metallen sowie zugehöriger zeitlicher Einordnung, (b) zeitliche Intensitäts-Entwicklung eines gütegeschalteten Nd:YAG Lasers (orientiert an [25]) mit Darstellung eines idealen zeitlichen Gauß-Pulses und (c) räumliches Intensitätsprofil mit idealer Gauß-TEM00-Mode sowie idealem Top-Hat-Profil. Das räumliche Intensitätsprofil zeigt den Unterschied im Intensitätsmaximum für gleichen Strahlradius beider Profile. ..... 13
- Abbildung 1-4:** Anzahl Veröffentlichungen zum Google-Scholar Titel-Begriff „Laser Peening“: (a) jeweils summiert über Fünf-Jahres-Zeiträume seit 1990, (b) im Vergleich zu weiteren mechanischen Oberflächenbehandlungsverfahren im Jahr 2021 ..... 16
- Abbildung 1-5:** Relevante Charakteristika beim Laser Peening Prozess für Oberflächenbereich mit Confining-Schicht und Material-Inneres: (a) Entstehung und schockartige Ausbreitung des entstehenden Plasmas, (b) Übertragung des zeitlichen Laserprofils in Druckstoß-Impuls (ca. doppelte Einwirkzeit) auf Material, (c) typischer linear-elastischer, ideal plastischer Be- und Entlastungszyklus für schockinduzierten Druck größer als die zweifache Hugoniot-Spannung mit verbleibender Vergleichsspannung parallel zur Oberfläche (reduziert bei plastischer Entlastung), (d) damit verknüpfte maximal erreichbare plastische Dehnung senkrecht zur Oberfläche bei doppelter Hugoniot-Spannung, (e) Hugoniot-Zustandsdiagramm für Gase beim Durchlauf einer Schockwellenfront (Rayleigh-Linie proportional zur Schockgeschwindigkeit), (f) Hugoniot-Zustandsdiagramm für Metalle mit Aufteilung in schnellerer elastischer Front und langsamerer plastischer Front, (g) Abschwächung eines vereinfachten Druckstoß-Rechteckimpulses durch schnellere elastische Entlastungsfront ..... 19
- Abbildung 1-6:** Schematischer Umsetzung des Laser Peening Prozesses (a) in klassischer Form mit begrenzter Confining-Schicht (1 bis 2 mm Dicke) und ggf. Absorber (ca. 100 µm Dicke) sowie (b) Laser Peening without Coating (LSPwC) ohne Absorber und meist vollständig umgebendem Confining-Medium, orientiert an [75,101]. Die gepulste und fokussierte Laserstrahlung bewirkt ein Plasma und damit die Entstehung und Ausbreitung einer mechanischen Schockwelle ..... 21
- Abbildung 1-7:** Eigenspannungen in Längs- (longitudinal) und Querrichtung (transversal) von 34CrAlNi7 nach LSP: (a) Einzelspot sowie (b) Mehrfachschuss durch vier Schüsse (2x2-Anordnung) mit 50 % Überlappung in Längs- und Querrichtung [60]. Grafik aus [50]. ..... 23
- Abbildung 1-8:** (a) schematische Darstellung der Zweistrahl-Interferenz mit periodischem Intensitätsverlauf innerhalb des Interferenzvolumens. Die Intensitätsperiodizität ergibt sich durch den Betrag des Differenzvektors der Einzelstrahl-Wellenvektoren. Die schematischen 3D-Intensitäts-Berechnungen (Matlab) als Schnitt durch das jeweilige Interferenzvolumen in (b) sind durch gleiche Wellenlänge, Winkel und Maßstab direkt vergleichbar. Bei den 2D-Ansichten in (b) wurden die Intensitätsminima zur besseren Sichtbarkeit der Symmetrie entfernt, des Weiteren sind  $\mathbf{k}$ -Vektoren durch orangefarbene durchgezogene Pfeile und  $\Delta\mathbf{k}$ -Vektoren durch gestrichelte Pfeile repräsentiert. ..... 24

<b>Abbildung 1-9:</b>	Schematische Darstellung des heute industriell verwendeten DLIP-Strahlengangs: (a) Teilspiegel als Strahlteiler und Spiegel als Strahlumlener und (b) diffraktives optisches Element (DOE) als Strahlteiler und Prisma als Strahlumlener. Das DOE teilt den Primärstrahl in zwei oder mehr Teilstrahlen auf. Im Strahlengang können weitere Elemente zur Strahlumlenerkung (Spiegel für vertikalen Strahlengang) sowie zur Erhöhung der Prozessgeschwindigkeit verbaut sein, z.B. Galvo- oder Polygon-Scanner [122]. Orientiert an [36].	26
<b>Abbildung 1-10:</b>	Schematische Darstellung der lokalen Eigenspannung zur Macherauch-Unterscheidung in Eigenspannungen erster, zweiter und dritter Art für den Oberflächenbereich eines (a) einphasigen und (b) zweiphasigen Werkstoffs [134].	30
<b>Abbildung 1-11:</b>	(a) Streckgrenzen-Unterschied durch Anisotropie verschiedener Körner sowie (b) thermischer Ausdehnungsunterschied zwischen Phasen führen zu Eigenspannungen II. Art. Orientiert an [133].	31
<b>Abbildung 1-12:</b>	Auswirkungen von Eigenspannungen auf anwendungsrelevante Materialeigenschaften sowie die jeweilige Wirkweise von Eigenspannungen I. Art. Orientiert an [136].	33
<b>Abbildung 1-13:</b>	(a) Vergleich statischer mechanischer Eigenschaften von as-built L-PBF Ti-Legierungen [201] und (b) Vergleich von Ermüdungskurven (Wöhler-Kurven) von Ti6Al4V konventioneller Herstellung (gestrichelte Linien) sowie AM-Herstellung (durchgezogene Linien, mit und ohne thermische bzw. mechanische Nachbehandlung) [202]. Die schwarze durchgezogene Linie repräsentiert den as-built Zustand.	44
<b>Abbildung 1-14:</b>	(a) longitudinale Eigenspannungen (Crack Compliance Methode) von SLM Ti-Proben in Probenlängsrichtung von Probenunterseite (Bottom) zur Probenoberseite (Top) [216], (b) Haupteigenspannungen der as-built AlSi10Mg-Proben vor und nach Spannungsarmglühen (Top-Oberflächennaher Bereich; Parallelepipid 10 mm Dicke; Bohrlochmethode) [210].	46
<b>Abbildung 1-15:</b>	Schaubild zur Übersicht und Einordnung der vorliegenden Arbeit. Ein Prozesswerkzeug (Nanosekundenlaser) soll als Basis für Laser Peening und DLIP zur gezielten Beeinflussung von Druck-Eigenspannungen und Funktionalisierung für AM-Werkstoffe herangezogen werden. Konventionelle Werkstoffe und Kugelstrahlen sollen der Referenzbildung dienen. Relevante Eigenschaften zeigen die Anwendbarkeit als Nachbehandlungsverfahren für AM-Werkstoffe.	58
<b>Abbildung 2-1:</b>	Systematik der verwendeten Materialsysteme mit Herstellung, Behandlung sowie Material konventioneller Art (links) sowie innovativer Art (rechts). Unter den Untersuchungen (farbige Boxen) erfolgen Untersuchung von Prozesseffekten bei jedem der Materialsysteme, wohingegen die Prüfung der Ermüdungsfestigkeit nur an ausgewählten Materialsystemen vorgenommen wurde. Referenzproben wurden bei jedem Material mitberücksichtigt.	59
<b>Abbildung 2-2:</b>	Schematische Darstellung des SLM-Prozesses zur Herstellung von Ti6Al4V im Pulverbett. Der Aufbau erfolgt schichtweise durch Pulverauftrag und gezielt lokales Laser-Pulveraufschmelzen und Festkörpererstarren. Orientiert an [198].	63
<b>Abbildung 2-3:</b>	(a) mäanderförmige SLM-Scan-Strategie zum Aufbau einer Schicht in z-Richtung, verbunden mit äußeren Kontur-Scans für besser Oberflächenqualität; (b) as-built-Gesamtprobenaufbau auf Grundplatte mit Ermüdungs-, Mikrostruktur- sowie Dichte Kontrollprobe. Im Original veröffentlicht in [265].	64
<b>Abbildung 2-4:</b>	Schematischer Laser Peening Aufbau. Details und Parameter, siehe <i>Tabelle 2-12</i> . Im Original veröffentlicht in [265].	68
<b>Abbildung 2-5:</b>	LSP-Versuchsaufbau mit Laser, optischem Strahlweg sowie Proben-Bereich mit mittels Wasserdüse auf die Probenoberfläche aufgetragenen Wasserfilm.	69
<b>Abbildung 2-6:</b>	Schematische Darstellung der klassischen röntgenographischen Spannungsanalyse nach $\sin^2\psi$ : Spannungsfreier Referenzzustand mit orientierungsunabhängigem Netzebenenabstand (a); uniaxialer Druckspannungszustand mit kleinerem Netzebenenabstand in Spannungsrichtung sowie größerem Netzebenenabstand in Querkontraktionsrichtung (b); Röntgenographische Peak-Aufnahme bei steigendem Kippwinkel $\psi$ (c); Auftragung der Dehnung $\varepsilon\phi\psi$ über dem Kippwinkel $\psi$ bei Festlegung des spannungsfreien Netzebenenabstandes $d_0$ (d), gefolgt von der Berechnung der Spannung.	72
<b>Abbildung 2-7:</b>	Technische Zeichnung der Rundzugproben aus GJL, Erstellung im Einklang mit der ASTM Norm E466-07 [287].	76

<b>Abbildung 2-8:</b>	Schematisch Aufbau der Vierpunktbiege-Ermüdungsversuchs. Über die mittleren Stützrollen erfolgt die Krafteinleitung für ein konstantes Biegemoment zwischen den Lagerpunkten. Im Original veröffentlicht in [265].....	77
<b>Abbildung 2-9:</b>	Darstellung der Mikro-Ermüdungsprobe aus Reineisen mit LSP-Bereich: (a) gestrichelt angedeuteter Ausschnitt der drei Probensätze aus dem quaderförmigen Roh-Querschnitt mittels Drahterosion, (b) technische Zeichnung mit LSP-Bearbeitungsweg. Die Dicke beträgt 600 µm.....	78
<b>Abbildung 3-1:</b>	Mikrostruktur von GJL 250 im Querschnitt: (a) REM-Rückstreuelektronenaufnahme mit (b) Vergrößerung der perlitischen Matrix aus (a), (c) EBSD inverse Polfigur mit IQ-Überlagerung, (d) OM-Aufnahme mit Ansicht der Lamellen und Einschlüsse (mit polygonaler Form). Lamellen-Graphit zeigt sich in schwarzem Kontrast, mit Ausnahme in (c), dort als weiße Bereiche definiert. ....	81
<b>Abbildung 3-2:</b>	Parameterauswahl Strahlmitteldurchmesser des SP-Prozesses: (a) Makro-Eigenspannungen, (b) Halbwertsbreite (Mikro-Eigenspannungen). Die zugehörigen Almen-Werte waren wie folgt: 0,47 mmA2 für $\varnothing$ 0,8 mm, 0,67 mmA2 für $\varnothing$ 1,2 mm, 0,7 mmA2 für $\varnothing$ 1,4 mm. ....	82
<b>Abbildung 3-3:</b>	(a) Makro-Eigenspannungen der mittels SP und im Vorversuch mittels LSP behandelten GJL-Mikrostrukturproben, (b) Halbwertsbreiten-Auftragung der Probenzustände. Im Original veröffentlicht in [294]. ....	84
<b>Abbildung 3-4:</b>	Beispielhafter elektrolytischer Abtrags-Krater bei GJL-Proben: (a) anisotroper Abtrag durch Elektrolytströmung, (b) isotroper Abtrag durch Probendrehung, (c) 1D-Profil aus (b). ....	86
<b>Abbildung 3-5:</b>	KAM-Karten der mittels SP verschieden lange behandelten GJL-Almen-Plättchen im Querschnitt sowie sich aus den verschiedenen Querschnittsbereichen ergebende relative Häufigkeitsdarstellung der Missorientierung. Die Häufigkeiten sind jeweils mit einer Lognormal-Funktion gefittet. Im Original veröffentlicht in [295].....	87
<b>Abbildung 3-6:</b>	(a) Mikrohärte, (b) Indentations-Härte (Nanoindentation) des mittels SP behandelten GJL-Almen-Plättchens. In (b) ist ebenfalls die mit der Indentations-Spitze nachträglich vermessene Topographie der Messfläche dargestellt. Ein Datenpunkt ergibt sich aus den Messpunkten gleicher Tiefe (siehe gestrichelte Pfeile). Degenerierte Zementit-Lamellen sind am dunkleren Kontrast zu erkennen.....	88
<b>Abbildung 3-7:</b>	Rückstreuelektronen-REM-Aufnahmen im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) SP und (c) LSP behandelten Proben. Die Graphit-Phase erscheint dunkel. Im Original veröffentlicht in [294]. ....	90
<b>Abbildung 3-8:</b>	KAM-Karten der GJL-Proben im Querschnitt: (a) Referenz, (b) SP und (c) LSP. (d) KAM-Tiefenverlauf mit über einen jeweiligen Tiefenbereich von 8,66 µm gemitteltem KAM-Wert. Im Original veröffentlicht in [294].....	91
<b>Abbildung 3-9:</b>	(a) Mikrohärte im Querschnitt der ungestrahlten Referenz sowie der mittels konventionellem und starkem Kugelstrahlen behandelten Proben, (b) KAM-Tiefenverlauf im Querschnitt der ungestrahlten Referenz sowie der mittels konventionellem und starkem Kugelstrahlen behandelten Proben, mit über einen jeweiligen Tiefenbereich von 10,8 µm gemitteltem KAM-Wert. Der interne Referenzbereich zeigt eine von der Tiefe abgekoppelte Messlinie im Mikrostruktur-Referenzbereich. Im Original veröffentlicht in [269].....	92
<b>Abbildung 3-10:</b>	Mikrostrukturentwicklung im Querschnitt bei 316L vor und nach SP: (a) inverse Polfigur (IPF-) Karte der Referenz, IPF-Karte und Phasenkarte Austenit/Martensit (b,c) konventionell sowie (d,e) stark kugelgestrahlte Probe. (f) 110-Polfigur der Austenit-Phase, (g) 111-Polfigur der als Ferrit indizierten Martensitphase und (h) REM-Rückstreuelektronenaufnahme eines Ausschnitts aus (d,e). Im Original veröffentlicht in [269].....	93
<b>Abbildung 3-11:</b>	Ergebnisse der Ermüdungsuntersuchungen an GJL (Spannungsverhältnis $R = -13$ ) mit Referenzzustand (Bearbeitung auf Werkzeugmaschine) sowie mittels SP behandelter Zustand. Proben größer $10^7$ Schwingspiele wurden als Durchläufer bei $10^7$ Schwingspielen eingeordnet. Die Zahl „2“ weist auf zwei Proben am gleichen Auftragungspunkt hin. ....	96
<b>Abbildung 3-12:</b>	Laser-Intensitätsprofil des verwendeten Quanta-Ray Pro Lasers ( $\lambda=1064$ nm, $M2 \sim 3$ bis 5). (a) 2D-Ansicht sowie (b) 1D-Profil aus gestricheltem Linienschnitt in (a). ....	98
<b>Abbildung 3-13:</b>	Profilmessungen durch LSP-Indents: Einzel-Indents mit (a) 2,6 mm und (b) 2,0 mm Strahl-Durchmesser. Gleichmäßige Überlappung von drei LSP-Indents für (c) 2,6 mm mit 62 % Überlappung und (d) 2,0 mm Strahldurchmesser mit 50 % Überlappung. Die relative x-Skalierung ist in (a,b) sowie (c,d) jeweils identisch. Die relative y-Skalierung ist in (a,b,c,d) identisch. ....	100

<b>Abbildung 3-14:</b>	Eigenspannungstiefenverteilung der polierten Reineisen Referenz, sowie der mittels einer Flächenbehandlung von LSP bei zwei verschiedenen Durchmesser. Es erfolgten jeweils drei Wiederholungen der Behandlung. ....	101
<b>Abbildung 3-15:</b>	Effekt des Confining-Mediums auf ein nicht überlappendes Raster von LSP-Indents: Oberflächentopografie bei (a) turbulenter sowie (b) laminarer Strömung des Confining-Mediums Wasser. (c) Detail-Ansicht des LSP-Aufbaus mit laminarer Strömung (transparent) unterhalb der Wasserdüse im Bereich des Laser-Spots sowie turbulenter Strömung (intransparent) im weiteren Wasserverlauf. ....	102
<b>Abbildung 3-16:</b>	Effekt von LSP auf Reineisen-Mikrostruktur im oberflächennahen Querschnitt: EBSD-KAM-Karte (Berücksichtigung nur zweiter Nachbarn, $1^\circ$ max. Missorientierung) der (a) mittels LSP behandelten Reineisen-Probe sowie (c) der Referenz. In der verkleinerten Ansicht von (b) ist beispielhaft ein anderer Probenbereich der LSP-Probe mit gelegentlicher Zwillingsbildung dargestellt. In Reineisen ähnlicher chemischer Zusammensetzung mit jedoch größerer Korngröße sind im (d) DIC-Kontrast des Lichtmikroskops sowie (e) in der inversen Polfigur-Karte aus EBSD deutlich mehr Zwillinge zu erkennen. Zwillingsgrenzen sind aus $180^\circ$ -Rotation bzw. $60^\circ$ -Rotation um die 111-Achse als schwarze Linien in (b,e) repräsentiert. Beide Reineisenprobe mit gleichen LSP-Parametern. ....	104
<b>Abbildung 3-17:</b>	Diffraktogramme sowie verfeinerte Fitkurve mit zugehöriger Differenzkurve aus der WPPM-Linienprofilanalyse für (a) Referenz und (b) LSP-Probe des Reineisens. Die Diagramme der {200}-, {211}- und {220}-Peaks weisen wegen geringer Intensität zur besseren Sichtbarkeit eine geänderte Intensitätsskalierung auf. Die Differenzkurve ist ausschließlich relativ und nicht absolut an die jeweilige Intensitätsskala gekoppelt. ....	107
<b>Abbildung 3-18:</b>	Mikrohärte als tiefenabhängiges Profil im Querschnitt der Referenzprobe sowie der mittels LSP behandelten Probe. ....	108
<b>Abbildung 3-19:</b>	Makro-Eigenspannung und Halbwertsbreite im Verlauf der Präparation der Mikro-Ermüdungsproben: LSP behandelte Mikrostrukturprobe, mittels Drahterosion herausgetrennte Zugprobe sowie abschließend beidseitig polierte Mikro-Ermüdungsprobe. Makro-Eigenspannungen relaxieren, während Mikro-Eigenspannungen in Form der Halbwertsbreite konstant bleiben. ....	109
<b>Abbildung 3-20:</b>	Mikro-Ermüdungsproben: (a) LSP behandelte noch unpolierte Mikro-Ermüdungsprobe, (b) gebrochene eingeschnürte Referenzprobe (beidseitig poliert) sowie (c) gebrochene wenig eingeschnürte LSP-Probe (Probenbereich 1, beidseitig poliert) mit angedeutetem LSP-Feld. Ansicht der Bruchflächen in (e) aus (b) und in (d) aus (c). ....	111
<b>Abbildung 3-21:</b>	Mittels DIC ermittelte mittlere Biegedehnung bei gegebener Biegespannung über dem Balkenquerschnitt der (a) Referenzprobe sowie (b) der LSP-Probe. Die Lagen von neutraler Faser und Balkenoberseite sind angedeutet. Spannungs-Dehnungsverlauf der (c) Referenzprobe sowie (d) LSP-Probe. Hier wird die von außen aufgebrachte Biegespannung gegenüber der extrapolierten Biegedehnung dargestellt. Die Vergleichsdaten bei einer Dehnung von ca. 0,214 sind jeweils fett markiert. ....	113
<b>Abbildung 3-22:</b>	Übersicht der SP- und LSP-Proben: (a) SP-Mikrostrukturprobe, (b) LSP-Mikrostrukturprobe, (c) LSP-Ermüdungsprobe. Die SP-Ermüdungsprobe zeigt den gleichen Behandlungsbereich. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	115
<b>Abbildung 3-23:</b>	Probenreferenz-Mikrostruktur nach thermischer Nachbehandlung der as-built Mikrostruktur: (a) EBSD Inverse Polfigur Map der $\alpha$ -Ti-Phase und (b) EBSD-Phasen-Karte zeigen Lamellenstruktur der $\alpha$ -Ti-Phase und geringen Anteil $\beta$ -Phase; (c) Nital geätzte und (d) polierte Querschnittsaufnahmen zeigen oberflächennahe Poren. Orientierung der Aufnahmen senkrecht zur Wachstumsrichtung. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	116
<b>Abbildung 3-24:</b>	Parameterwahl des LSP-Prozesses basierend auf Tiefenverteilung der Makro-Eigenspannungen: (a) Variation des Strahldurchmessers/Leistungsdichte, (b) Zunahme der Wiederholungsanzahl, (c) Detailbetrachtung der Wiederholungsanzahl bei festgelegtem Durchmesser. Details siehe Text. (a) im Original veröffentlicht in [265]. ....	117
<b>Abbildung 3-25:</b>	(a) Makro-Eigenspannungen der Ti6Al4V Referenzproben (sandgestrahlt und poliert) sowie der mittels LSP und SP behandelten <b>Mikrostrukturproben</b> , (b) Halbwertsbreiten-Auftragung der Probenzustände. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	119
<b>Abbildung 3-26:</b>	Makro-Eigenspannungen der Referenzproben (sandgestrahlt und poliert) sowie der mittels LSP und SP behandelten <b>Ermüdungsproben</b> . Die Prozessparameter sind analog Abbildung 3-25. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	120

<b>Abbildung 3-27:</b>	Rückstreuелектронен-REM-Aufnahmen im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) LSP und (c) SP behandelten Proben. Die $\beta$ -Phase erscheint mit weißem Kontrast. Im Original veröffentlicht in [265].....	122
<b>Abbildung 3-28:</b>	KAM-Karte im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) LSP und (c,d) SP behandelten Proben. Die Karte in (c) repräsentiert eine vergrößerte Ansicht der Karte in (d). Im Original veröffentlicht in [265].....	123
<b>Abbildung 3-29:</b>	HR-KAM-Karte im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie (b) der mittels LSP behandelten Probe und (c) deren tiefengemittelten HR-KAM-Wert Profil. Die HR-KAM-Karte sowie das Profil starten 10 $\mu\text{m}$ unterhalb der für (a) und (b) angedeuteten Oberfläche (siehe auch Pfeilmarkierung zwischen (a) und (b) sowie an der x-Achse von (c)). Im Original veröffentlicht in [265]. ....	124
<b>Abbildung 3-30:</b>	TEM Hellfeldaufnahmen der (a,d,g) Referenzprobe sowie der mittels (b,e,h) LSP und (c,f,i) SP behandelten Proben. Die beiden oberen Reihen (a bis f) repräsentieren (a,b,c) Übersichtsaufnahmen und (d,e,f) daraus vergrößerte Bereiche aus FIB-Lamellen ( $\sim 2 \mu\text{m}$ Tiefe unter der Oberfläche). Die unterste Reihe (g,h,i) beinhaltet mittels Elektropolitur präparierte TEM-Proben aus einer Tiefe von $\sim 100 \mu\text{m}$ . Die markierte Ellipse in (e) zeigt Versetzungs-Stapel nahe einer Korngrenze der LSP-Probe. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	125
<b>Abbildung 3-31:</b>	STEM-Hellfeldaufnahmen der (a) Referenzprobe sowie (b) der mittels LSP behandelten Probe. Die Referenzprobe bestätigt die Resultate aus <i>Abbildung 3-30</i> , die LSP-Probe zeigt gelegentlich Versetzungen mit ebenen Stufen. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	126
<b>Abbildung 3-32:</b>	Ti6Al4V-Halbwertsbreiten-Auftragung aus <i>Abbildung 3-24 (c)</i> inklusive Referenzprobe.	127
<b>Abbildung 3-33:</b>	Diffraktogramme sowie verfeinerte Fitkurve mit zugehöriger Differenzkurve aus der WPPM-Linienprofilanalyse für (a) Referenz, (b) LSP- und (c) SP-Probe. Exemplarisch ist jeweils ein vergrößerter Abschnitt gezeigt. In (a) ist zusätzlich die bei jeder Probe vorhandene sowie bei der Modellierung berücksichtigte $\alpha$ - (hexagonal) und $\beta$ -Phase (kubisch) gekennzeichnet. Die Differenzkurve ist ausschließlich relativ und nicht absolut an die jeweilige Intensitätsskala gekoppelt. ....	130
<b>Abbildung 3-34:</b>	Mikrohärte als tiefenabhängiges Profil im Querschnitt der Referenzprobe sowie der mittels LSP und SP behandelten Proben. Es ist nur geringfügig ein Trend bei den behandelten Proben erkennbar.	131
<b>Abbildung 3-35:</b>	Nanohärte als tiefenabhängiges Profil im Querschnitt der Referenzprobe sowie der mittels LSP und SP behandelten Proben. Die Nanohärte-Steigerung durch LSP und SP ist klar erkennbar.	132
<b>Abbildung 3-36:</b>	Nanohärte-Verteilung (massiver Nanoindentation) im Querschnitt der (a) Referenzprobe sowie der mittels (b) LSP und (c) SP behandelten Proben. (c) Indentationsfeld von SP, siehe <i>Abbildung 3-27 (c)</i> , ist zusätzlich in eine (d) oberflächennahe und (e) oberflächenfernere Region unterteilt worden. Gauss-Kurven zeigen die manuelle Entfaltung der jeweiligen Säulenverteilung (Säulenbreite 0,125 GPa). Die mathematische Entfaltung erfolgt hingegen anhand der kumulativen Verteilung mittels der Sigmoid-Funktion (Gauss-Integral). Die Referenz-Härte ist gestrichelt dargestellt. ....	135
<b>Abbildung 3-37:</b>	Korrelation von (a) AFM-Topographiekarte, (b) SE-REM-Aufnahme, (c) EBSD-Schmid-Faktor-Karte mit nur $\sigma_{33} = -1$ Komponente im Spannungstensor und (d) inverser Polfigur Darstellung. Das weiße Kreuz zeigt das gleiche Korn. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	137
<b>Abbildung 3-38:</b>	Ergebnisse der Ermüdungsuntersuchungen: Referenz-Zustände (sandgestrahlt sowie HIP-behandelt) sowie mittels SP und LSP behandelte Zustände. Proben größer $5 \cdot 10^6$ Schwingspiele wurden als Durchläufer bei $5 \cdot 10^6$ Schwingspielen eingeordnet. Im Original veröffentlicht in [265,339].	139
<b>Abbildung 3-39:</b>	Literaturvergleich mit den Ermüdungsuntersuchungen der vorliegenden Arbeit: Bereiche konventioneller Herstellung (graue Schraffur-Bereiche im Hintergrund [369]), Untersuchungen ohne Wärme- und HIP-Behandlung (schwarze Datenpunkte), mit Wärmebehandlung (blaue Datenpunkte) sowie mit HIP-Behandlung (orangene Datenpunkte). Die Datenpunkte basieren auf Original- sowie Review-Literaturquellen [202,242,367,368]. Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit sind mit größerer Symbolgröße gezeigt. Symbolfüllungen weisen auf mechanische Nachbearbeitungen hin. ....	141
<b>Abbildung 3-40:</b>	Orte der Riss-Initiierung am schematischen Querschnitt der Ermüdungsproben. Die Initiierungen an der Oberfläche sind positionsunabhängig über die Säulenhöhe mit zugehöriger	

Probenanzahl hervorgehoben. LSP zeigt in größere Tiefen verschobene Initiierungsorte. Die Referenzproben wurden sandgestrahlt. Im Original veröffentlicht in [339,340]. ..... 142

**Abbildung 3-41:** REM-Aufnahmen exemplarischer Rissinitiierungsbereich: (a) SP-Probe mit Initiierung an Lack-of-Fusion-Pore und (b) LSP-Probe mit Initiierung an potenziellem Defektbereich. Schwarze Pfeilmarkierungen weisen auf den Umfang des Rissausbreitungsbereichs hin. Modifiziert veröffentlicht in [340]. 143

**Abbildung 3-42:** Auf polierter Probenoberfläche eingebrachte DLIP-Strukturen mit Periode 6 µm: (a) Linienstruktur sowie (b) Kreuzstruktur mittels Nanosekunden-Laser, (c) Linienstruktur mittels Femtosekunden-Laser. Repräsentative horizontale Profil-Linien (in (b) im Minimum des horizontalen Linien-Profiles) sowie vertikale Profil-Linien auf Topographie-Maxima jeweils unterhalb der REM-Abbildung. In (b) ist die Probe um 52° nach hinten gekippt, um die horizontale Struktur besser sichtbar zu machen. 146

**Abbildung 3-43:** FIB-Querschnitte (a,c) ohne und (b,d) mit LSP behandelte DLIP-Linienprobe. (c) und (d) repräsentieren vergrößerte Bereiche aus (a) bzw. (b). Ionen-Pt wurde als Schutzschicht auf der ehemaligen Oberfläche aufgetragen. Es sind keine Topographie-Änderungen nach LSP zu erkennen..... 147

**Abbildung 3-44:** REM-Ansicht der mit LSP behandelten DLIP-Linienprobe: (a) LSP mitbehandelter FIB-Schnittbereich, (b) Detail-Ansicht eins bis an die Oberfläche reichenden Zwillings. Die Aufnahmen sind aus verschiedenen Bereichen der Probe mit verschiedenen Leistungsdichten entnommen, in (a) ist die Topographie-Bildung noch nicht vollständig abgeschlossen (ineinanderlaufende Doppel-Maxima)..... 148

**Abbildung 3-45:** Zusammengesetzte 2D-Höhenauftragung der mit LSP behandelten DLIP-Linienprobe mit geglätteter 1D-Profil-Linie am Ort des gestrichelten Pfeils. Äußerst linker Bereich mit unbeeinflusstem DLIP-Linienprofil aus aneinander gereihten quadratischen Einzel-Spots, Mitten- und rechter Bereich mit invertiertem Laser-Strahlprofil als überlagertem Höhenprofil. .... 149

**Abbildung 3-46:** Tiefenabhängige Makro-Eigenstressung (eine Spannungsrichtung) der mittels DLIP funktionalisierten Reineisenproben. Die Spannungsrichtung ist parallel zur Linienrichtung (bei Kreuzstruktur zuerst aufgebrachte Linie). (a) Gesamtbereich und (b) vergrößerter Bereich von (a)..... 150

**Abbildung 3-47:** Tiefenabhängige Makro-Eigenstressung (zwei Spannungsrichtungen) der mittels DLIP funktionalisierten Reineisenproben. Die Spannungsrichtung 0° (siehe auch *Abbildung 3-46*) ist parallel zur Linienrichtung (bei Kreuzstruktur zuerst aufgebrachte Linie). (a) Gesamtbereich und (b) vergrößerter Bereich von (a)..... 151

**Abbildung 3-48:** Tiefenabhängige Mikro-Eigenstressung (Spannungsrichtung 0°,  $\chi = 32,86^\circ$ ) in Form der Reflex-Halbwertsbreite der mittels DLIP funktionalisierten Reineisenproben. (a) Gesamtbereich und (b) vergrößerter Bereich von (a)..... 151

**Abbildung 3-49:** Für alle Probenzustände repräsentative Ansicht der Reibspuren: Rückstreuelektronenaufnahme im (a) Mittenbereich der Reibspur mit eingeriebenen ebenen Kontaktbereichen, Furchen und zur Seite ausgetriebenen Partikeln, (b) Endbereich der Reibspur mit nach außen ausgetriebenen Partikeln. (c) EDX-Karte des Bereichs aus (b) zeigt starke Oxidbildung mit Eisenoxid und Aluminiumoxid. (d) Sekundärelektronenaufnahme als FIB-Querschnitt senkrecht zur Reibspur-Richtung (Mittenbereich der Reibspur)..... 154

**Abbildung 3-50:** Reibspuren der Reineisenproben ((a,e,i) Laser-Intensitätsbild und (c,d,g,h,k,l) Rückstreuelektronen-Aufnahme) sowie (b,f,j) der Aluminiumoxid-Gegenkörper der (a-d) Referenz, (e-h) der polierten LSP-Probe sowie (i-l) der mittels Nanosekunden-Laser hergestellten DLIP-Kreuzstruktur. Die Reibspuren der weiteren Proben sind in *Abbildung A - 4* gezeigt. .... 155

**Abbildung 3-51:** (a) Reibkoeffizienten der ebenen Oberflächenproben mit jeweils halbtransparentem Fehlerbalken-Bereich im Hintergrund sowie (b) Abbott-Firestone-Kurven der polierten Referenz sowie der mittels Nano- und Femtosekunden-Laser bearbeitete DLIP-Proben..... 156

**Abbildung 3-52:** Versuchsaufbauten zum direkten Schockabformen einer mittels Femtosekunden-Laser hergestellten DLIP-Linienstruktur durch LSP: Strukturabformen einer (a) Reineisenprobe mit ca. 1 mm Dicke sowie (b) einer handelsüblichen Aluminiumfolie mit ca. 10 µm Dicke. .... 159

**Abbildung 3-53:** Aufnahmen der einander kontaktierten Oberflächen: Mittels Femtosekunden-Laser hergestellte DLIP-Linienstrukturen in (a) Wolfram-Karbid sowie (b) abgeformte Strukturen in Reineisen. Über einen Bereich von 256 x 256 nm<sup>2</sup> in vertikaler Richtung gemittelte Profilkurven sind bei einem Nicht-LSP-Spot-Ort für die (c,f) WC-DLIP-Struktur und (i) Reineisen sowie LSP-Spot-Ort(en) für (d,e) WC und

## Abbildungsverzeichnis

---

(g,h) Reineisen dargestellt. Daraus ermittelte Strukturturen stehen in nebenstehender Tabelle. Welligkeit repräsentiert in diesem Zusammenhang die übergeordneten Schwebungen der DLIP-Struktur, welche durch Bahnüberlappungen mit TEM00-Intensitätsprofil während des femto-DLIP-Prozesses entstehen. ....	160
<b>Abbildung 3-54:</b> (a) Aufnahme der mit WC-DLIP-Struktur kontaktierten Al-Folie, (b) im Abformbereich in vertikaler Richtung gemittelte Profilkurve.....	161

## Tabellenverzeichnis

<b>Tabelle 1-1:</b>	Übersicht relevanter Lasertypen für industrielle Bearbeitungsverfahren bei metallischen Werkstoffen. Konkretisiert ist das Zeitregime der Energieabgabe wie folgt: CW – Dauerstrich-Laser, P – Gepulster Laser mit Pulsdauern im ms-, $\mu$ s-, ns-, ps- und/oder fs-Bereich. Vorwiegend eingesetzte Lasertypen und ggf. Pulsdauern sind <b>fett</b> markiert. Zusammengestellt aus [24,33–35,38–43].....	12
<b>Tabelle 1-2:</b>	Übersicht charakteristischer Verformungskenngrößen mechanischer Oberflächenbehandlungsverfahren sowie resultierender Eigenspannungstiefenverteilungen am Beispiel von vergleichbaren Stahlwerkstoffen aus repräsentativen Referenzen. ....	15
<b>Tabelle 1-3:</b>	Entstehung und Charakteristik von insbesondere Eigenspannungen I. Art nach ausgewählten industrierelevanten Prozessen. Einteilung gemäß DIN 8580 [150]. ....	35
<b>Tabelle 1-4:</b>	Auswirkung von ausgewählten Prozessparametern auf die Eigenspannungsentwicklung beim SLM-Prozess. ....	47
<b>Tabelle 1-5:</b>	Relevante Nachbehandlungsmethoden mit ausgewählten Eigenschaften. Daten der End-Rauheit basieren auf repräsentativ-optimierter Basis des Werkstoffes Ti6Al4V nach L-PBF, gemäß Verfügbarkeit. Daten der Makro-Eigenspannungen basieren ähnlich <i>Tabelle 1-3</i> auf Nicht-AM-Stahlwerkstoffen. Ausgangszustand der Makro-Eigenspannungen nach AM, siehe <i>Abschnitt 1.3.1</i> . ....	52
<b>Tabelle 2-1:</b>	Präparationsverfahren für die GJL-Mikrostrukturproben zur Querschnittspräparation [260]. Alle Produktnamen der Schleif- und Polierscheiben entstammen der Firma Struers. ....	61
<b>Tabelle 2-2:</b>	Präparationsverfahren für Reineisenproben (Oberflächen- und Querschnittspräparation), Anlehnung an <i>Tabelle 2-1</i> . Alle Produktnamen der Schleif- und Polierscheiben entstammen der Firma Struers. ....	62
<b>Tabelle 2-3:</b>	Relevante Parameter der SLM-Herstellung von Ti6Al4V. ....	63
<b>Tabelle 2-4:</b>	Präparationsverfahren für alle Ti6Al4V Mikrostrukturproben (Oberflächen- und Querschnittspräparation). Alle Produktnamen der Schleif- und Polierscheiben entstammen der Firma Struers. ....	65
<b>Tabelle 2-5:</b>	Chemische Analyse des verwendeten GJL 250. Grundmaterial ist Eisen. ....	65
<b>Tabelle 2-6:</b>	Chemische Analyse des verwendeten Reineisens C2C X23. Grundmaterial ist Eisen. ...	66
<b>Tabelle 2-7:</b>	Chemische Analyse des verwendeten 316L-Stahl [268]. Grundmaterial ist Eisen. ....	66
<b>Tabelle 2-8:</b>	Chemische Analyse des verwendeten Ti6Al4V. Grundmaterial ist Titan. ....	66
<b>Tabelle 2-9:</b>	Parameter des Kugelstrahlprozesses an GJL mit geg. Strahlintensität (Almen-Intensität), Strahlmittelauswahl und Strahlzeit bzw. Bedeckungsgrad von. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	66
<b>Tabelle 2-10:</b>	Parameter des Kugelstrahlprozesses mit geg. Strahlintensität (Almen-Intensität) Strahlmittelauswahl und Strahlzeit bzw. Bedeckungsgrad von 316L. Im Original veröffentlicht in [269].	67
<b>Tabelle 2-11:</b>	Parameter des Kugelstrahlprozesses mit geg. Strahlintensität (Almen-Intensität) Strahlmittelauswahl und Strahlzeit bzw. Bedeckungsgrad von Ti6Al4V. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	67
<b>Tabelle 2-12:</b>	Parameter des LSP-Prozesses. ....	68
<b>Tabelle 2-13:</b>	Spezifische Parameter des LSP-Prozesses für GJL und Ti6Al4V. Im Original veröffentlicht in [265]. ....	68
<b>Tabelle 3-1:</b>	Übersicht der in <i>Abbildung 3-10</i> enthaltenen Bereiche der Mikrostruktur der 316L-Proben. Im Original veröffentlicht in [269]. ....	94
<b>Tabelle 3-2:</b>	Mikro- und Nano-Rauheit der 316L-Proben. Im Original veröffentlicht in [269]. ....	95
<b>Tabelle 3-3:</b>	Ergebnisse der Versetzungsdichte der Reineisen-Proben. ....	106
<b>Tabelle 3-4:</b>	Dauerfestigkeit ( $\sigma_D$ , 50% und $s\sigma_D$ ) der Mikro-Ermüdungsproben: Referenzprobe sowie die LSP-Proben aus dem oberflächennahen Probenbereich 1 und 2, $R = 0,1$ . Die Dauerfestigkeit wurde zudem innerhalb eines 68 %- und 95 %-Vertrauensintervalls auf Normalskala eingeordnet. ....	110
<b>Tabelle 3-5:</b>	Ergebnisse der Versetzungsdichte der für alle Proben nach Verfeinerung dominierenden Gleitsysteme der Ti6Al4V-Proben sowie der Gesamt-Versetzungsdichte. Details zu weiteren Gleitsystemen siehe Anhang. ....	129

## Tabellenverzeichnis

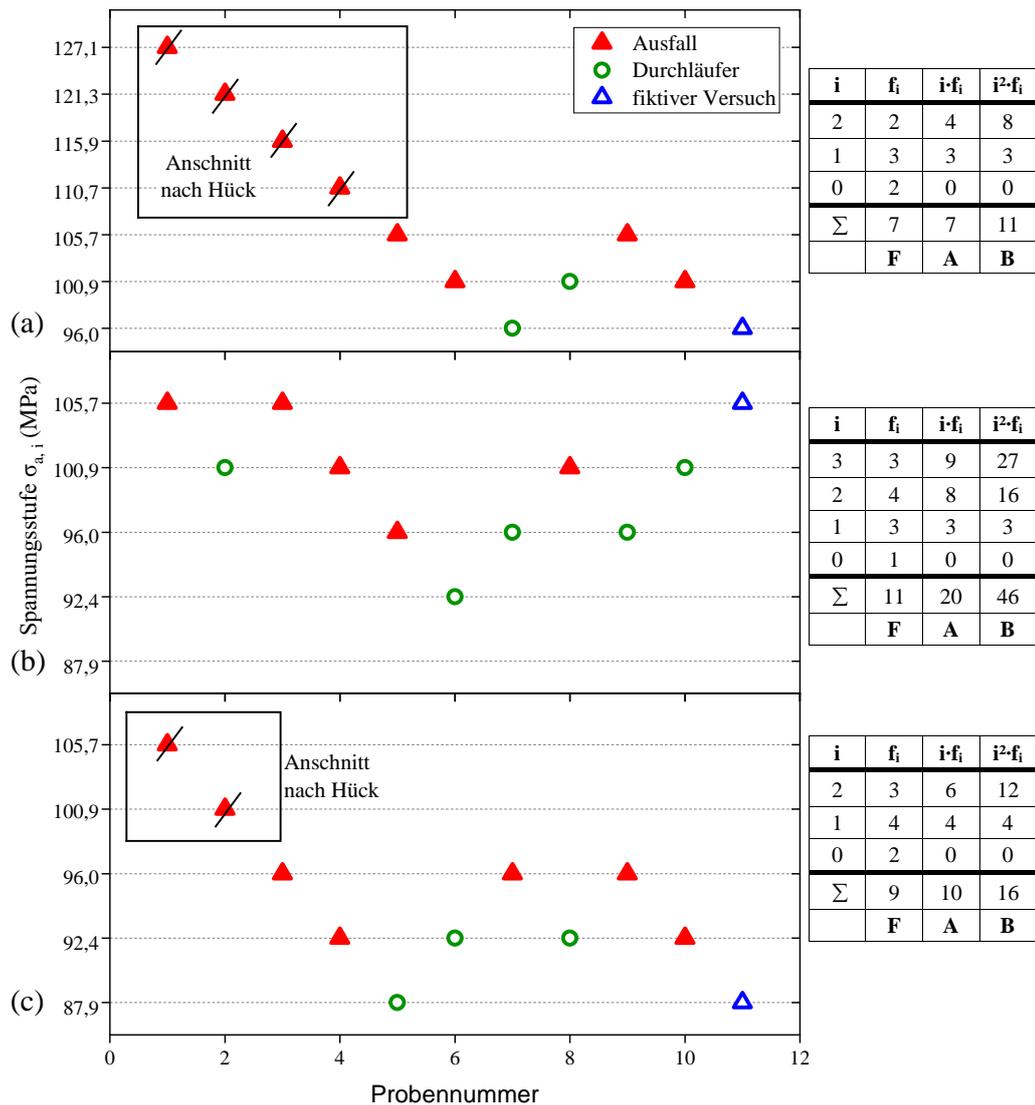
---

<b>Tabelle 3-6:</b> Rauheit der Ti6Al4V-Mikrostrukturproben. Im Original veröffentlicht in [265].	136
<b>Tabelle 3-7:</b> Rauheit der Ti6Al4V-Ermüdungsproben. Im Original veröffentlicht in [265].	138
<b>Tabelle 3-8:</b> Übersicht der Probenzustände mit DLIP- und LSP-Behandlung; Ablauf von links nach rechts (Vorbehandlung bei allen Proben: Oberflächen-Politur).	145
<b>Tabelle 3-9:</b> Kennwerte der Abbott-Firestone-Kurven aus <i>Abbildung 3-51 (b)</i> mit reduzierter Spitzenhöhe $S_{PK}$ (verknüpft mit Einlaufverhalten), Kernrautiefe $S_K$ (verknüpft mit Tragfähigkeit nach Einlaufen) und reduzierte Riefentiefe $S_{VK}$ (verknüpft mit Fähigkeit zur Schmierstoffspeicherung bzw. Resttragfähigkeit).	157

## Anhang

### Auswertung Wöhler-Versuche der Mikro-Ermüdungsproben (aus *Abschnitt 3.2.2*):

Die folgenden Auswertungen orientieren sich an den Arbeiten von Müller [399] und Einbock [294]. Die **Auswertung nach Hück** (IABG-Methode) findet sich in *Abbildung A - 1*.



**Abbildung A - 1:** Auswertung der mittleren Dauerfestigkeit der Mikro-Ermüdungsproben nach der Methode von Hück: (a) Referenzprobe, (b) LSP-Probensatz 1 und (c) LSP-Probensatz 2. Die Ergebnisse der zur Auswertung relevanten Parameter sind auf der rechten Seite des jeweiligen Diagramms aufgelistet.

Der logarithmische Stufensprung  $lg(s)$  als logarithmischer Abstand der Lasthorizonte ist dabei stets konstant und wird in der Regel gleich einer geschätzten logarithmischen Standardabweichung  $s_{\sigma D, geschätzt}$  gesetzt. Die weiteren zu prüfenden Spannungsstufen ergeben sich mit einer geschätzten Dauerfestigkeit  $\sigma_{D, geschätzt}$  zu

$$\sigma_{a,i} = \sigma_{D, geschätzt} \cdot 10^{i \cdot s_{\sigma D, geschätzt}} . \quad (24)$$

In den Vorversuchen mit Makro-Ermüdungsproben ergab sich eine Differenz der Prüfschritte von etwa 5 MPa als sinnvoll, so dass

$$lg(s) = lg(\sigma_{a,i}) - lg(\sigma_{a,i+1}) = lg\left(\frac{\sigma_{a,i}}{\sigma_{a,i+1}}\right) \approx 0,02 \quad (25)$$

als Wert des logarithmischen Stufensprungs für die Mikro-Ermüdungsproben ebenso verwendet wurde. Die weiteren Spannungsstufen ergaben sich mit *Gleichung (24)*.

Es erfolgt zunächst eine Streichung der Spannungsstufen, die in weiterer Folge nicht mehr auftreten. Am Ende der Treppenfolge kann ein fiktiver Versuch ergänzt werden, da die Methode nach Hück nicht zwischen Probenbruch und Durchläufer unterscheidet. Die Spannungsstufen werden von der niedrigsten Spannungsstufe  $\sigma_{a,0}$  bei  $i = 0$  an aufsteigend nummeriert. Zunächst werden auf allen Spannungsstufen die Anzahl der wertbaren Versuche  $f_i$  ermittelt und daraus die Hilfsgrößen  $F$ ,  $A$  und  $B$  berechnet.

$$F = \sum_{i=0}^{i_{max}} f_i \quad (26)$$

$$A = \sum_{i=0}^{i_{max}} i \cdot f_i \quad (27)$$

$$B = \sum_{i=0}^{i_{max}} i^2 \cdot f_i \quad (28)$$

Daraus ergibt sich die Ermüdungsfestigkeit bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit  $\sigma_{D,50\%}$  (mittlere Dauerfestigkeit) zu

$$\sigma_{D,50\%} = \sigma_{a,0} \cdot d^{A/F} \quad (29)$$

Es ergibt sich aus der Hilfsvarianz  $k_H$

$$k_H = \begin{cases} \frac{F \cdot B - A^2}{F^2}, & \text{wenn } \frac{F \cdot B - A^2}{F^2} \geq 0,5 \\ 0,5, & \text{wenn } \frac{F \cdot B - A^2}{F^2} < 0,5 \end{cases} \quad (30)$$

die logarithmische Standardabweichung  $s_{\sigma D}$  zu

$$s_{\sigma D} = \begin{cases} 0,5 \cdot \lg(s), & \text{wenn } k_H = 0,5 \\ \lg(d) \cdot 10^a \cdot (k_H)^b, & \text{wenn } k_H \neq 0,5 \end{cases} \quad (31)$$

$$\text{mit } a = 4,57949 \cdot F^{-0,88952} \text{ und } b = 7,23555 \cdot F^{-0,40523}$$

Auftragung der Ergebnisse der **Maximum-Likelihood-Methode** erfolgt gemäß Müller et al. [400], siehe *Abbildung A - 2*.

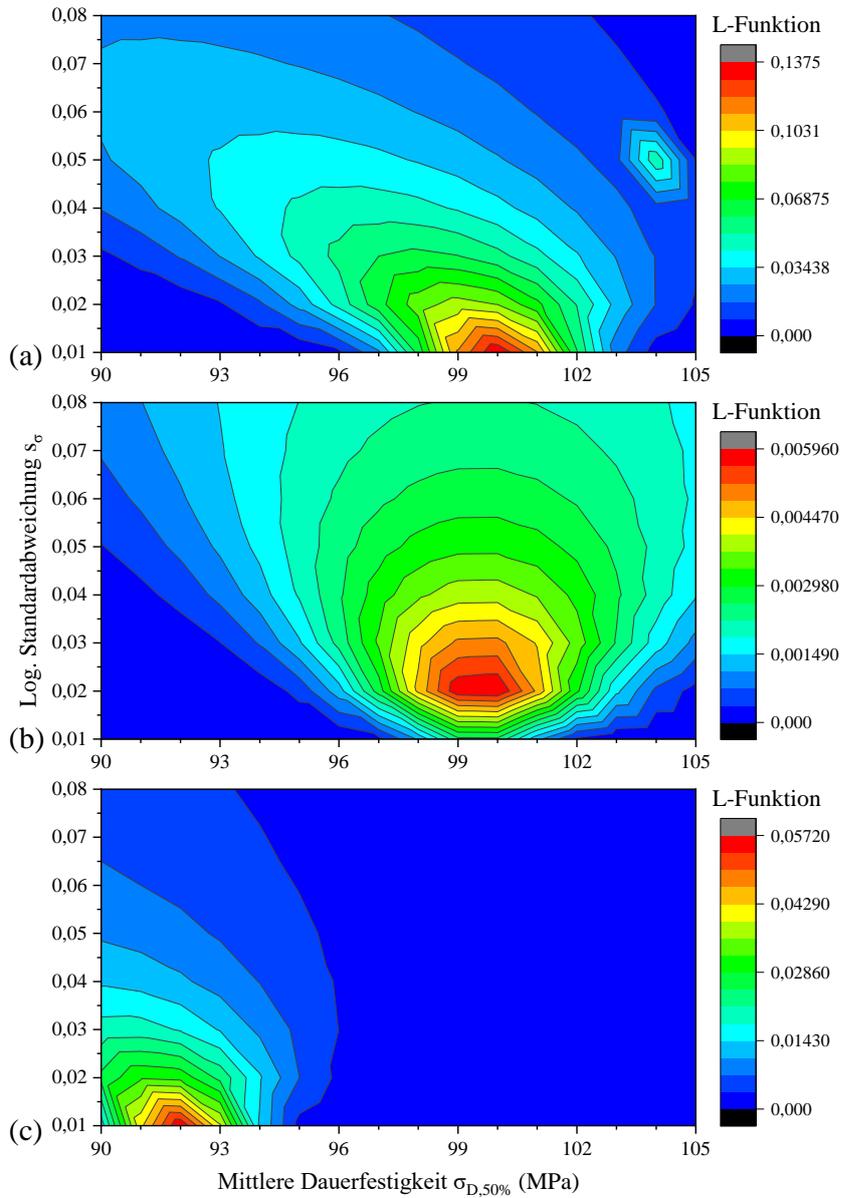
Es werden alle Einzelversuchsergebnisse der Treppenfolge miteinbezogen, so dass keine Aufbereitung notwendig ist. Der Stufensprung kann beliebig sein. Im ersten Schritt werden die Parameter der Dauerfestigkeit  $\sigma_{D,50\%}$  und der Standardabweichung  $s_{\sigma D}$  geschätzt und damit eine Ausfallwahrscheinlichkeit  $P_{A,i}(\sigma_{a,i})$  für jeden Lasthorizont auf Basis der logarithmischen Normalverteilung berechnet:

$$P_{A,i}(\sigma_{a,i}) = \int_0^{\sigma_{a,i}} \frac{1}{\sigma_{a,i} \cdot s_{\sigma D} \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot \exp\left(-\frac{(\lg(\sigma_{a,i}) - \lg(\sigma_{D,50\%}))^2}{2 \cdot (s_{\sigma D})^2}\right) d\sigma_a \quad (32)$$

Die logarithmische Standardabweichung wird schließlich mit dem Faktor  $c_M$  korrigiert, wobei

$$c_M = \frac{n-1}{n-6,5} \quad (33)$$

die jeweiligen Stichprobenumfänge  $n$ , d.h. die Anzahl der Proben pro Lasthorizont, berücksichtigt. Für die graphische Konturauftragung werden die Werte der L-Funktion bei variiertem mittlerer Dauerfestigkeit  $\sigma_{D,50\%}$  sowie logarithmischen Standardabweichung  $s_{\sigma D}$  herangezogen.



**Abbildung A - 2:** Auswertung der mittleren Dauerfestigkeit der Mikro-Ermüdungsproben nach der Maximum-Likelihood-Methode: (a) Referenzprobe, (b) LSP-Probensatz 1 und (c) LSP-Probensatz 2.

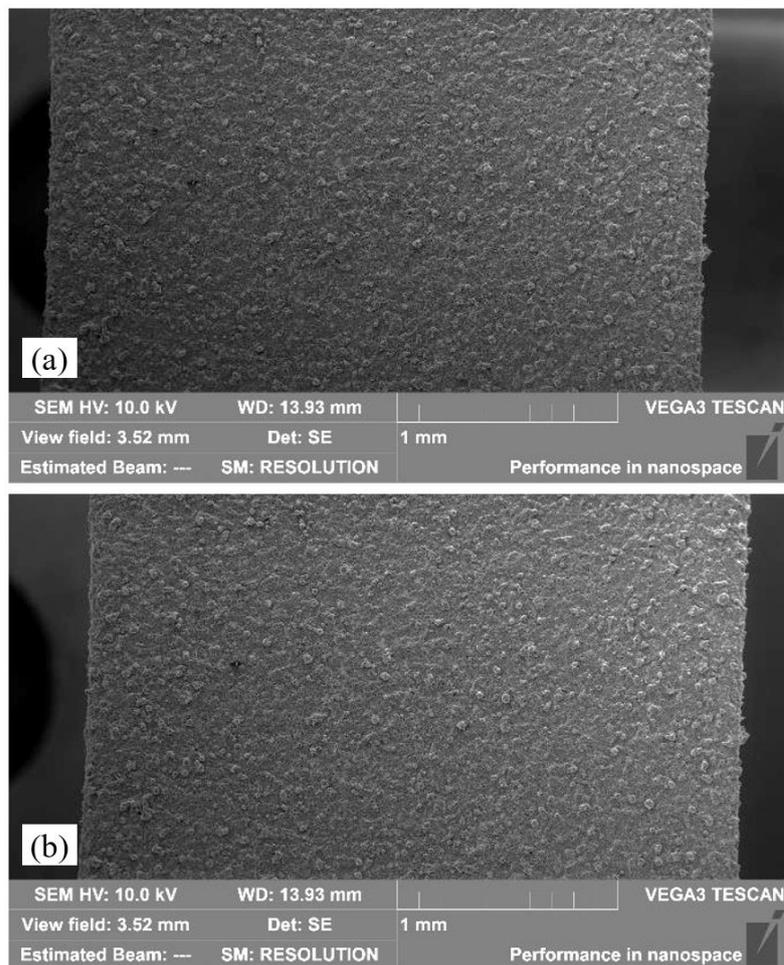
Daraus wird unter Einbeziehung der Anzahl Probenbrüche  $n_{B,i}$  sowie der Anzahl Durchläufer  $n_{D,i}$  die Maximum-Likelihood-Funktion von Bernoulli verteilten Zufallsgrößen (Spannungsstufen besitzen unterschiedliche Ausfallwahrscheinlichkeiten) bestimmt:

$$L = \prod_{i=0}^{i_{max}} (P_{A,i})^{n_{B,i}} \cdot (1 - P_{A,i})^{n_{D,i}} \quad (34)$$

Für weitere Details zur Auswertung von Wöhler-Kurven sei auf die Literatur verwiesen, insbesondere auf die Arbeiten von Müller [399] und Einbock [294].

**In-Situ Vierpunktbiegeversuch (aus *Abschnitt 3.2.2*):**

Die Rohbilder des In-Situ REM Vierpunktbiegeversuchs der Referenzprobe sind beispielhaft in *Abbildung A - 3* dargestellt.



**Abbildung A - 3:** In-Situ-Vierpunktbiegeversuch der Referenzprobe im REM: (a) Biegespannung von 15,5 MPa, (b) Biegespannung von 267 MPa.

**Invarianten des hexagonalen Ti6Al4V für Linienprofilanalyse (aus *Abschnitt 3.3.2*):**

Für das hexagonale Kristallsystem gilt für den mittleren Kontrastfaktor  $\overline{C}_{hkl}$  der Versetzungen eines bestimmten Gleitsystems [335]:

$$\overline{C}_{hkl} = \frac{9c^4(E1 \cdot (h^2 + hk + k^2)^2 + 2E2 \cdot (h^2 + hk + k^2)l^2 + E3 \cdot l^4)}{(4c^2(h^2 + hk + k^2) + 3a^2l^2)^2} \quad (35)$$

Dabei sind  $E1$ ,  $E2$  und  $E3$  Invarianten des Kontrastfaktors (bzw. der mittleren quadratischen Dehnung  $\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle$ ) 4. Ordnung bezüglich der Miller Indizes  $h, k, l$ . Hierin ist bereits der Netzebenenabstand  $d$  berücksichtigt (mit  $a$  und  $c$  als Gitterkonstanten des hexagonalen Systems):

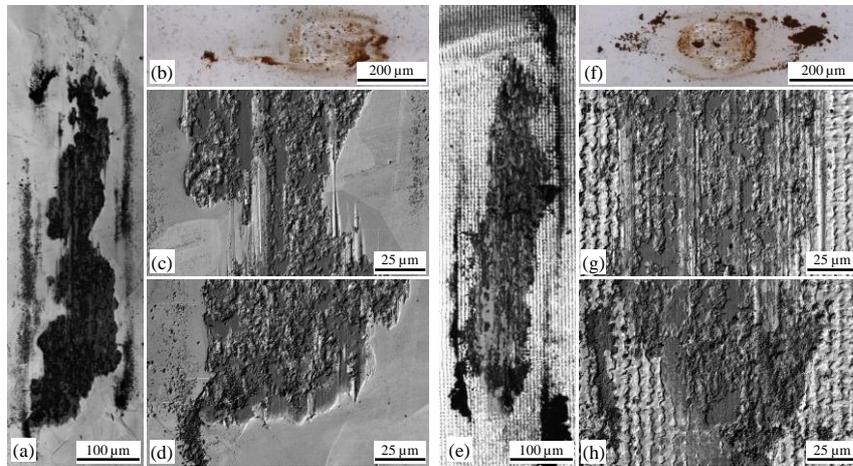
$$d = \frac{a}{\sqrt{\frac{4}{3} \cdot (h^2 + hk + k^2) + \frac{a^2}{c^2} \cdot l^2}} \quad (36)$$

Die analytische Invarianten-Berechnung erfolgte durch separate Parameterverfeinerung auf Basis des Gleitsystems sowie den elastischen Konstanten des Werkstoffs, siehe *Tabelle A - 1* (M. Leoni, persönliche Kommunikation, 20.10.2022). Die elastischen Konstanten wurden dabei für Ti der Literatur entnommen [127]:  $C_{11} = 237$  GPa,  $C_{44} = 116$  GPa,  $C_{12} = 141$  GPa.

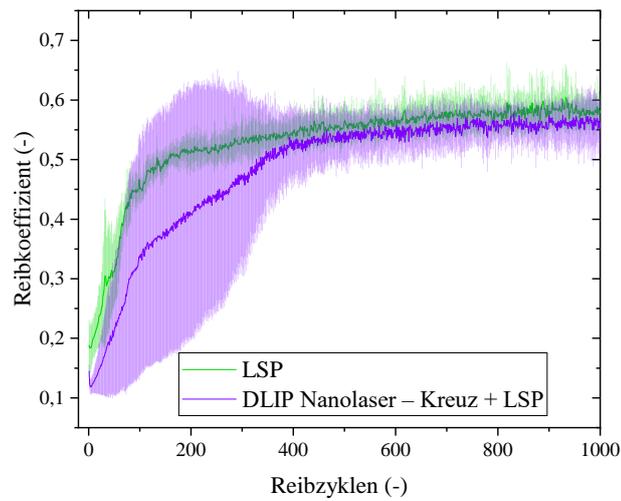
**Tabelle A - 1:** Übersicht der Gleitsysteme [355] sowie der verwendeten Invarianten, Letztere aus [401,402] und M. Leoni, persönliche Kommunikation, 20.10.2022).

Gleitsystem			Burgersvektor		Invarianten		
Art	Ebene	Richtung	$b$ -Typ	$ b $	$E1$	$E2$	$E3$
Basal, Stufenvers.	{0001}	$\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	$\langle a \rangle$	$a$	0,359591	0,195947	0,0226524
Prismatisch, Stufenvers.	{01 $\bar{1}$ 0}	$\langle \bar{2}110 \rangle$	$\langle a \rangle$	$a$	0,629102	-0,211483	0,0665785
	{01 $\bar{1}$ 0}	$\langle 0001 \rangle$	$\langle c \rangle$	$c$	0,0862756	0,178443	0,0279126
	{01 $\bar{1}$ 0}	$\langle \bar{2}113 \rangle$	$\langle a + c \rangle$	$\sqrt{a^2 + c^2}$	0,182169	0,231133	-0,0249995
Pyramidal, Stufenvers.	{10 $\bar{1}$ 1}	$\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$	$\langle a \rangle$	$a$	0,554311	-0,103551	0,0347847
	{2 $\bar{1}\bar{1}$ 2}	$\langle \bar{2}113 \rangle$	$\langle a + c \rangle$	$\sqrt{a^2 + c^2}$	0,164036	0,149226	0,019067
	{11 $\bar{2}$ 1}	$\langle \bar{2}113 \rangle$	$\langle a + c \rangle$	$\sqrt{a^2 + c^2}$	0,174453	0,21061	-0,0129984
	{10 $\bar{1}$ 1}	$\langle \bar{2}113 \rangle$	$\langle a + c \rangle$	$\sqrt{a^2 + c^2}$	0,165742	0,169671	0,00886104
Schrauben- vers.	–	$\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$	$\langle a \rangle$	$a$	0,256711	0,143156	-0,0412449
	–	$\langle 0001 \rangle$	$\langle c \rangle$	$c$	0,744409	0,661604	-0,162365
	–	$\langle \bar{2}113 \rangle$	$\langle a + c \rangle$	$\sqrt{a^2 + c^2}$	0	0,530643	-0,158216

**Reibversuche (aus *Abschnitt 3.4.1*):**



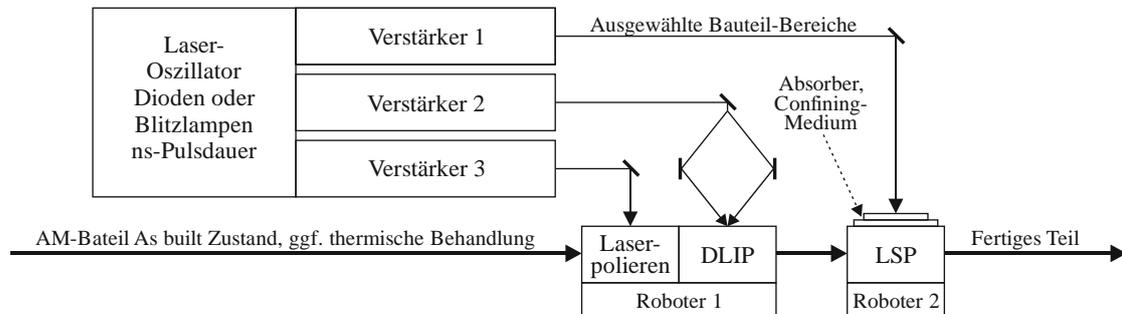
**Abbildung A - 4:** Reibspuren der Reineisenproben sowie der Aluminiumoxid-Gegenkörper der (a-d) LSP-Probe sowie (e-h) mittels Nanosekundenlaser hergestellten und LSP behandelten DLIP-Kreuzstruktur.



**Abbildung A - 5:** Reibkoeffizienten der LSP-Probe sowie der mittels Nanosekunden-Laser hergestellter und LSP behandelter DLIP-Kreuzstruktur.

**Anlagenschema (aus Abschnitt 4):**

Eine Anlagenskizze zur prozesskombinierten Nachbehandlung von AM-Werkstoffen wird in *Abbildung A - 6* vorgeschlagen.



**Abbildung A - 6:** Schematische Anlagenskizze zur Laserbehandlung mittels Laserpolieren, DLIP und LSP mit Elementen der Laser-Architektur, Strahlführung, Bauteilpositionierung und Prozessorten.

Die Laser-Architektur könnte drei Verstärker mit gemeinsamem Oszillator (alle Hz-Frequenz) beinhalten oder eine getrennte Laser-Architektur (kHz-Frequenz bei Verstärker 1 und 2 sowie Hz-Frequenz bei Verstärker 3) umfassen. Das Intensitätsprofil sollte bei allen Lasern ein quadratisches Top-Hat darstellen, um Effizienz und Homogenität zu erhöhen. Bei Verstärker 1 und 3 ist eine hohe zeitliche Kohärenz nicht zwingend erforderlich (Seeding im Allgemeinen nicht notwendig), während Verstärker 2 für ausreichend Interferenzfähigkeit eine höhere zeitliche Kohärenz aufweisen sollte (Seeding im Allgemeinen notwendig).

## Abkürzungsverzeichnis

### Symbole

$A_{Spot}$	Spotfläche
$\alpha$	Thermischer Ausdehnungskoeffizient, dimensionslose Kennzahl des bei LSP wirkenden Plasmas
$\alpha_{ij}$	Tensor der thermischen Ausdehnung
$b$	Breite
$\mathbf{b}$	Burgersvektor
$C_{ij}$	ij-te Komponente des Elastizitätstensors des Kristallsystems
$c_M$	Berechnungsfaktor
$d$	Netzebenenabstand
$d_{Fokus}$	Durchmesser im Fokusbereich einer Linse
$D$	Durchmesser
$E$	E-Modul
$E_{Puls}$	Pulsenergie
$\varepsilon_{\varphi\psi}$	Dehnung in $\varphi, \psi$ orientierte Richtung
$\varepsilon_{ij}$	Komponenten des Dehnungstensors $\boldsymbol{\varepsilon}$
$\varepsilon_{11}^{el}$	1,1-te Komponente des elastischer Dehnungstensors $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$
$\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^*(\mathbf{x})$	Eigenstrain-Tensor
$\varepsilon_{11}^*$	1,1-te Komponente des Eigenstrain-Tensors $\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^*(\mathbf{x})$
$\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle$	Mittlere quadratische Dehnung
$F$	Kraft
$f_i$	Anzahl wertbarer Versuche zur Dauerfestigkeitsbestimmung
$f_{Laser}$	Laser-Frequenz
$f^*$	Wilkins Funktion
$\varphi$	Drehwinkel des Goniometers
$h$	Höhe/Dicke
$HEL$	Hugoniot-Spannung

## Abkürzungsverzeichnis

---

$H_\alpha$	Nanohärte der Phase $\alpha$
$H_\beta$	Nanohärte der Phase $\beta$
$H_{\alpha\beta}$	Nanohärte der Grenzfläche zwischen den Phasen $\alpha$ und $\beta$
$I$	Intensität
$k_H$	Hilfsvarianz
$\mathbf{k}_1, \mathbf{k}_2$	Wellenvektoren
$\Delta\mathbf{k}$	Differenzvektor der Wellenvektoren $\mathbf{k}_1, \mathbf{k}_2$
$l$	Länge
$l_{\text{außen}}$	Abstand der äußeren Stützlager beim Vierpunktbiegeversuch
$l_{\text{innen}}$	Abstand der inneren Stützlager beim Vierpunktbiegeversuch
$L$	Maximum-Likelihood-Funktion von Bernoulli verteilten Zufallsgrößen zur Dauerfestigkeitsbestimmung
$L_F$	Fourier Variable
$\lambda$	Wellenlänge, Lamesche Konstante
$M^2$	Strahlqualität
$\mu$	Lamesche Konstante
$n$	Stichprobenumfang
$n_{B,i}$	Anzahl Probenbrüche im Wöhlerversuch
$n_{D,i}$	Anzahl Durchläufer im Wöhlerversuch
$N_f$	Bruchlastspielzahl
$P$	Strukturperiode
$P_{A,i}(\sigma_{a,i})$	Ausfallwahrscheinlichkeit für Lasthorizont $\sigma_{a,i}$
$P_{\text{Durchschnitt}}$	Durchschnittsleistung
$P_{\text{Puls}}$	Pulsspitzenleistung
$PV$	Peak-to-Valley, maximaler Abstand zwischen Rauheitsspitze und -tal
$P(GPa)$	Gesamtdruck der LSP-Anordnung
$\psi$	Kippwinkel des Goniometers
$R$	Spannungsverhältnis im Wöhlerversuch, Radius
$R_a$	Arithmetischer Mittenrauwert
$R_{\text{cutoff}}$	Cut-Off Radius, Wechselwirkungsradius der Versetzungen
$R_z$	Gemittelte Rautiefe

## Abkürzungsverzeichnis

---

$\rho$	Dichte, Versetzungsdichte
$s_1$	Röntgenographische Elastizitätskonstante 1
$1/2 s_2$	Röntgenographische Elastizitätskonstante 2
$s_{\sigma D}$	Logarithmische Standardabweichung
$s_{\sigma D}^*$	Geometrische Standardabweichung
$\sigma$	Spannungstensor
$\sigma^I$	Tensor der Eigenspannung erster Art
$\sigma^{II}$	Tensor der Eigenspannung zweiter Art
$\sigma^{III}$	Tensor der Eigenspannung dritter Art
$\sigma_A, \sigma_B$	Tensoren der Phasenspannungen
$\sigma_A^{II}, \sigma_B^{II}$	Tensor der phasenspezifischen Eigenspannung 2. Art
$\sigma_A^{III}, \sigma_B^{III}$	Tensor der phasenspezifischen Eigenspannung 3. Art
$\sigma^{ES}$	Tensor der lokalen Spannung
$\sigma^{LS}$	Tensor der Lastspannung
$\sigma_{a,i}$	Spannungsamplitude/Lasthorizont
$\sigma_B$	Biegespannung
$\sigma_{D,50\%}$	Ermüdungsfestigkeit bei 50 % Ausfallwahrscheinlichkeit
$\sigma_{D,geschätzt}$	Geschätzte Dauerfestigkeit
$\sigma_{eff}$	Effektive Spannung
$\sigma_{ij}, \tau_{ij}$	Komponenten des Spannungstensors $\sigma$
$\sigma_{max}$	Maximalspannung
$\sigma_{Y,D}$	Statische Fließgrenze des Druckversuchs
$t_{puls}$	Pulsdauer
$\Delta T$	Temperaturdifferenz
$\theta$	Winkel zwischen Teilstrahlen
$\theta_{Fokus}$	Strahldivergenz im Fokus nach einer Linse
$2\theta$	Beugungswinkel
$v_{longitudinal}$	Longitudinale Ultraschallgeschwindigkeit
$Z_1, Z_2$	Akustische Impedanz der Confining-Schicht sowie Bearbeitungsmaterial
$Z_{red}$	Reduzierte akustische Impedanz

## Abkürzungen

ACU	Antenna Control Unit
AFM	Atomic force microscope (engl.), Rasterkraft-Mikroskop
AM	Additive Manufacturing (engl.), Additive Fertigung
CSP	Conventionally shot peened (engl.), konventionell kugelgestrahlt
CW	Continuous wave
DED	Direct energy deposition
DIC	Digital image correlation (engl.), Digitale Bildkorrelation
DLIP	Direct Laser Interference Patterning (engl.), Direkte Laserinterferenz-Strukturierung
EBM	Electron Beam Melting (engl.), Elektronenstrahlschmelzen
EBSD	Electron Backscatter Diffraction (engl.), Elektronenrückstreubeugung
ECP	Electrochemisches Polieren (Elektropolitur)
EDM	Electrical Discharge Machining (engl.), Funkenerosionsbearbeitung
EDX/EDS	Energy Dispersive X-Ray Analysis/Spectroscopy (engl.), energiedispersive Röntgenanalyse/-spektroskopie
FIB	Focused Ion Beam (engl.), Rasterelektronenmikroskop mit fokussiertem Ionenstrahl
Gew.-%	Gewichtsprozent
GND	Geometrically necessary dislocations (engl.), geometrisch notwendige Versetzungen
GJL	Gusseisen mit Lamellengraphit
GJS	Gusseisen mit Kugelgraphit
HEL	Hugoniot elastic limit (engl.), Hugoniot-Spannung
HIP	Heißisostatisches Pressen
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
LIPSS	Laser induces periodic surface structures
LM	Lichtmikroskopie
L-PBF	Laser-based powder bed fusion (engl.), pulverbettbasiertes Laserschmelzen
LSADI	Laser shock assisted direct imprinting

## Abkürzungsverzeichnis

---

LSP	Laser Peening, Laser Shot Peening (engl.), Laserschockverfestigung
LSPwC	Laser Peening without Coating (engl.), Laser Peening ohne Absorber
MOPA	Master oscillator power amplifier
NPAR	Neighbor pattern averaging with re-indexing
P	Gepulst
PV	Peak-to-valley (engl.), max. Abstand Berg zu Tal
SLM	Selective-laser-melting (engl.), Selektives Laserschmelzen
SLS	Selective-laser-sintering (engl.), Selektives Lasersintern
SSD	Statistically stored dislocations (engl.), statistisch gespeicherte Versetzungen
SSP	Severe shot peened (engl.), stark kugelgestrahlt
TEM	Transmissionselektronenmikroskop (Methodik) oder Transverse Electro-Magnetic (Transversale Laser-Moden)
TGM	Temperature-gradient-mechanism / Temperatur-Gradienten-Mechanismus
UKP	Ultrakurzpuls
UZS	Uhrzeigersinn
WPPM	Whole Powder Pattern Modelling

---

## Literaturverzeichnis

- [1] Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF), Fortschrittsbericht zur Hightech-Strategie 2025, Berlin, 2019. <https://www.bmbf.de/de/hightech-strategie-2025.html> (Abruf 20.12.2022).
- [2] European Commission, The European Green Deal, Brüssel, 2019. [https://ec.europa.eu/info/strategy/priorities-2019-2024/european-green-deal\\_de#documents](https://ec.europa.eu/info/strategy/priorities-2019-2024/european-green-deal_de#documents) (Abruf 20.12.2022).
- [3] P. Ghisellini, C. Cialani, S. Ulgiati, A review on circular economy: The expected transition to a balanced interplay of environmental and economic systems, *J. Clean. Prod.* 114 (2016) 11–32. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2015.09.007>.
- [4] M. Lieder, A. Rashid, Towards circular economy implementation: A comprehensive review in context of manufacturing industry, *J. Clean. Prod.* 115 (2016) 36–51. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2015.12.042>.
- [5] C. Knieke, S. Lawrenz, M. Fröhling, D. Goldmann, A. Rausch, Predictive and flexible circular economy approaches for highly integrated products and their materials as given in e-mobility and ICT, *Mater. Sci. Forum.* 959 (2019) 22–31. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.959.22>.
- [6] M.A. Reuter, A. Van Schaik, J. Gutzmer, N. Bartie, A. Abadías-Llamas, Challenges of the circular economy: A material, metallurgical, and product design perspective, *Annu. Rev. Mater. Res.* 49 (2019) 253–274. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-010057>.
- [7] A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, K. Hayward, Advances in metal additive manufacturing: A review of common processes, industrial applications, and current challenges, *Appl. Sci.* 11 (2021) 1–31. <https://doi.org/10.3390/app11031213>.
- [8] Bundesministerium für Wirtschaft und Energie, Schlüsseltechnologien – Leichtbau, (2021). <https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Dossier/leichtbau.html> (Abruf 20.12.2022).
- [9] Bundesamt für Zivilluftfahrt BAZL (Schweiz), CO<sub>2</sub>-Emissionen des Luftverkehrs, Grundsätzliches und Zahlen, (2020). [https://www.bazl.admin.ch/dam/bazl/de/dokumente/Politik/Umwelt/co2\\_emissionen\\_grundsatzliches\\_zahlen.pdf.download.pdf/CO2-Emissionen\\_des\\_Luftverkehrs.pdf](https://www.bazl.admin.ch/dam/bazl/de/dokumente/Politik/Umwelt/co2_emissionen_grundsatzliches_zahlen.pdf.download.pdf/CO2-Emissionen_des_Luftverkehrs.pdf) (Abruf 20.12.2022).
- [10] L. Berrocal, R. Fernández, S. González, A. Periñán, S. Tudela, J. Vilanova, L. Rubio, J.M. Martín Márquez, J. Guerrero, F. Lasagni, Topology optimization and additive manufacturing for aerospace components, *Prog. Addit. Manuf.* 4 (2019) 83–95. <https://doi.org/10.1007/s40964-018-0061-3>.
- [11] P. Tyagi, T. Goulet, C. Riso, R. Stephenson, N. Chuenprateep, J. Schlitzer, C. Benton, F. Garcia-Moreno, Reducing the roughness of internal surface of an additive manufacturing produced 316 steel component by chempolishing and electropolishing, *Addit. Manuf.* 25 (2019) 32–38. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.11.001>.
- [12] D. Bähre, A. Rebschläger, O. Weber, P. Steuer, Reproducible, fast and adjustable surface roughening of stainless steel using pulse electrochemical machining, *Procedia CIRP.* 6 (2013) 384–389. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2013.03.061>.
- [13] E. Brinksmeier, J.T. Cammett, W. König, P. Leskovar, J. Peters, H.K. Tönshoff, Residual stresses – measurement and causes in machining processes, *CIRP Ann.* 31 (1982) 491–510. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60172-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60172-3).
- [14] S. Bagehorn, J. Wehr, H.J. Maier, Application of mechanical surface finishing processes for roughness reduction and fatigue improvement of additively manufactured Ti-6Al-4V parts, *Int. J. Fatigue.* 102 (2017) 135–142. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.05.008>.
- [15] D.A. Lesyk, V. V. Dzhemelinskyi, S. Martinez, B.N. Mordyuk, A. Lamikiz, Surface shot peening post-processing of Inconel 718 alloy parts printed by laser powder bed fusion additive manufacturing, *J. Mater. Eng. Perform.* 30 (2021) 6982–6995. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06103-6>.
- [16] F. Kuisat, F. Lasagni, A.F. Lasagni, Smoothing additive manufactured parts using ns-pulsed laser radiation, *Prog. Addit. Manuf.* (2021). <https://doi.org/10.1007/s40964-021-00168-4>.

- [17] A. Gisario, M. Barletta, F. Veniali, Laser polishing: a review of a constantly growing technology in the surface finishing of components made by additive manufacturing, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 120 (2022) 1433–1472. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-08840-x>.
- [18] F. Kuisat, F. Ränke, F. Lasagni, A.F. Lasagni, Simultaneous micro-structuring and surface smoothing of additive manufactured parts using dlip technique and its influence on the wetting behaviour, *Materials*, 14 (2021). <https://doi.org/10.3390/ma14102563>.
- [19] A.I. Aguilar-Morales, S. Alamri, A.F. Lasagni, Micro-fabrication of high aspect ratio periodic structures on stainless steel by picosecond direct laser interference patterning, *J. Mater. Process. Technol.* 252 (2018) 313–321. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.09.039>.
- [20] L. Zhu, G. Hao, Y. Chen, Y. Chen, Investigation on hydrophobic films from a hydrophobic powder, *Appl. Surf. Sci.* 261 (2012) 863–867. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.07.149>.
- [21] A.F. Lasagni, C. Gachot, K.E. Trinh, M. Hans, A. Rosenkranz, T. Roch, S. Eckhardt, T. Kunze, M. Bieda, D. Günther, V. Lang, F. Mücklich, Direct laser interference patterning, 20 years of development: from the basics to industrial applications, *Proc. SPIE 10092, Laser-Based Micro-Nanoprocessing XI.* (2017) 1009211. <https://doi.org/10.1117/12.2252595>.
- [22] J. Reif, Surface functionalization by laser-induced structuring. In: Ossi, P. (eds) *Advances in the application of lasers in materials science*, Springer, Cham, 2018. [https://doi.org/10.1007/978-3-319-96845-2\\_3](https://doi.org/10.1007/978-3-319-96845-2_3).
- [23] A. Mayer, Optech Consulting 2021 Laser Market Data, Industrial laser and system markets reach new record highs in 2021, (2022). [https://optech-consulting.com/2021\\_laser\\_market\\_data/](https://optech-consulting.com/2021_laser_market_data/) (Abruf 20.12.2022).
- [24] H. Hügel, T. Graf, *Materialbearbeitung mit Laser*, 4. Auflage, Springer Vieweg Wiesbaden, 2022. <https://doi.org/10.1007/978-3-658-37252-1>.
- [25] T.S. Taylor, *Introduction to laser science and engineering*, 1. Auflage, Taylor & Francis Group, LLC, Boca Raton, 2020. <https://doi.org/10.1201/b22159>.
- [26] M. Garcia-Lechuga, D. Grojo, Simple and robust method for determination of laser fluence thresholds for material modifications: An extension of Liu’s approach to imperfect beams [version 2; peer review: 2 approved, 1 approved with reservations], *Open Res Eur.* 1 (2021). <https://doi.org/10.12688/openreseurope.13073.2>.
- [27] M.W. Sigrist, *Laser - Theorie, Typen und Anwendungen*, 8. Auflage, Springer Spektrum Berlin, Heidelberg, 2018. <https://doi.org/10.1007/978-3-662-57515-4>.
- [28] B. Denker, E. Shklovsky, *Handbook of solid-state lasers*, Woodhead Publishing Limited, Cambridge, 2013.
- [29] E.G. Gamaly, A. V. Rode, B. Luther-Davies, V.T. Tikhonchuk, Ablation of solids by femtosecond lasers: Ablation mechanism and ablation thresholds for metals and dielectrics, *Phys. Plasmas.* 9 (2002) 949. <https://doi.org/10.1063/1.1447555>.
- [30] E. Stratakis, J. Bonse, J. Heitz, J. Siegel, G.D. Tsibidis, E. Skoulas, A. Papadopoulos, A. Mimidis, A.C. Joel, P. Comanns, J. Krüger, C. Florian, Y. Fuentes-Edfuf, J. Solis, W. Baumgartner, Laser engineering of biomimetic surfaces, *Mater. Sci. Eng. R Reports.* 141 (2020) 100562. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2020.100562>.
- [31] K.M. Tanvir Ahmed, C. Grambow, A.M. Kietzig, Fabrication of micro/nano structures on metals by femtosecond laser micromachining, *Micromachines.* 5 (2014) 1219–1253. <https://doi.org/10.3390/mi5041219>.
- [32] U. Diltthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1*, 3. Auflage, Springer Berlin Heidelberg, 2006. <https://doi.org/10.1007/3-540-33154-9>.
- [33] R. Paschotta, *RP Photonics Encyclopedia*, 2022. <https://www.rp-photonics.com/encyclopedia.html> (Abruf 20.12.2022).
- [34] A.G. Demir, P. Colombo, B. Previtali, From pulsed to continuous wave emission in SLM with contemporary fiber laser sources: effect of temporal and spatial pulse overlap in part quality, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 91 (2017) 2701–2714. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9948-7>.
- [35] B. Schmidt, M. Schaefer, Advanced industrial laser systems and applications, in: S. Kaierle, S.W. Heinemann (Eds.), *Proc. SPIE 10525, High-Power Laser Mater. Process. Appl. Diagnostics, Syst. VII*, 2018: p. 1052502. <https://doi.org/10.1117/12.2299534>.

- [36] M. Bieda, M. Siebold, A.F. Lasagni, Fabrication of sub-micron surface structures on copper, stainless steel and titanium using picosecond laser interference patterning, *Appl. Surf. Sci.* 387 (2016) 175–182. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.06.100>.
- [37] C.P. Ma, Y.C. Guan, W. Zhou, Laser polishing of additive manufactured Ti alloys, *Opt. Lasers Eng.* 93 (2017) 171–177. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2017.02.005>.
- [38] R. Poprawe, *Lasertechnik für die Fertigung*, 1. Auflage, Springer Berlin Heidelberg, 2005. <https://doi.org/10.1007/b137581>.
- [39] IPG Laser GmbH, Anwendungsbereich, 2022. <https://www.ipgphotonics.com/de/applications> (Abruf 20.12.2022).
- [40] Trumpf Lasertechnik GmbH, Anwendungsbereich, 2022. [https://www.trumpf.com/de\\_DE/loesungen/anwendungen/](https://www.trumpf.com/de_DE/loesungen/anwendungen/) (Abruf 20.12.2022).
- [41] Laserline GmbH, Anwendungsbereich, 2022. <https://www.laserline.com/de-int/lasermaterialbearbeitung/> (Abruf 20.12.2022).
- [42] Trotec Laser GmbH, Anwendungsbereich, 2022. <https://www.troteclaser.com/de/laseranwendungen> (Abruf 20.12.2022).
- [43] J. Dominik, M. Scharun, M. Rampp, B. Dannecker, D. Bauer, T. Metzger, A. Killi, T. Dekorsy, Thin-disk multipass amplifier for kilowatt-class ultrafast lasers above 100 mJ, 2021 Conference on Lasers and Electro-Optics Europe and European Quantum Electronics Conference, OSA Technical Digest (Optica Publishing Group), 2021.
- [44] D. Breitling, Gasphaseneinflüsse beim Abtragen und Bohren mit ultrakurz gepulster Laserstrahlung, Dissertation, Universität Stuttgart, Herbert Utz Verlag GmbH, 2009. <https://www.utzverlag.de/catalog/book/40960> (Abruf 20.12.2022).
- [45] B.N. Chichkov, C. Momma, S. Nolte, F. von Alvensleben, A. Tünnermann, Femtosecond, picosecond and nanosecond laser ablation of solids, *Appl. Phys. A*. 63 (2009) 109–115. <https://doi.org/10.1007/BF01567637>.
- [46] K.-H. Leitz, B. Redlingshöfer, Y. Reg, A. Otto, M. Schmidt, Metal ablation with short and ultrashort laser pulses, *Phys. Procedia*. 12 (2011) 230–238. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.128>.
- [47] J. Byskov-Nielsen, J.M. Savolainen, M.S. Christensen, P. Balling, Ultra-short pulse laser ablation of metals: Threshold fluence, incubation coefficient and ablation rates, *Appl. Phys. A Mater. Sci. Process.* 101 (2010) 97–101. <https://doi.org/10.1007/s00339-010-5766-1>.
- [48] L.E. Scriven, C. V. Sternling, The Marangoni effects, *Nature*. 187 (1960) 186–188. <https://doi.org/10.1038/187186a0>.
- [49] T.D. Bennett, D.J. Krajnovich, C.P. Grigoropoulos, P. Baumgart, A.C. Tarn, Marangoni mechanism in pulsed laser texturing of magnetic disk substrates, *J. Heat Transfer*. 119 (1997) 589–596. <https://doi.org/10.1115/1.2824146>.
- [50] T. Fuhrich, P. Berger, H. Hügel, Marangoni effect in laser deep penetration welding of steel, *J. Laser Appl.* 13 (2001) 178–186. <https://doi.org/10.2351/1.1404412>.
- [51] V. Schulze, *Modern mechanical surface treatment: States, stability, effects*, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2006. <https://doi.org/10.1002/3527607811>.
- [52] A. Wick, H. Holzapfel, V. Schulze, O. Vöhringer, Effect of shot peening parameters on the surface characteristics of differently heat treated AISI 4140, *ICSP* 7. (1999) 42–53. <http://www.shotpeener.com/library/pdf/1999014.pdf> (Abruf 20.12.2022).
- [53] P. Peyre, R. Fabbro, P. Merrien, H. Lieurade, Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour, *Mater. Sci. Eng. A*. 210 (1996) 102–113. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)10084-9](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)10084-9).
- [54] H. Lu, B. Scholtes, E. Macherlauch, Randschichtzustände von normalisiertem und vergütetem 42 CrMo 4 nach konsekutiven Kugelstrahl- und Festwalzbehandlungen, *Materwiss. Werksttech.* 23 (1992) 388–394. <https://doi.org/10.1002/mawe.19920231109>.
- [55] I. Altenberger, Mikrostrukturelle Untersuchungen mechanisch randschichtverfestigter Bereiche schwingend beanspruchter metallischer Werkstoffe, Dissertation, Universität Kassel, (1999).
- [56] F. Lienert, Bauteiloptimierung mittels Piezopeening - Auswirkungen auf den Randschichtzustand und die Schwingfestigkeit von 42CrMo4 V450, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), 2017. <https://doi.org/10.5445/IR/1000071646>.

- 
- [57] J.E. Masse, G. Barreau, Surface modification by laser induced shock waves, *Surf. Eng.* 11 (1995) 131–132. <https://doi.org/10.1179/sur.1995.11.2.131>.
- [58] A.T. DeWald, Measurement and modeling of laser peening residual stresses in geometrically complex specimens, PhD thesis, University of California, (2005).
- [59] Y. Sano, N. Mukai, M. Obata, Laser peening without coating: Process, effects and applications, in: 3rd Conf. Shot Peen. Osaka, 2008. <http://www.shotpeener.com/library/pdf/2008104.pdf> (Abruf 20.12.2022).
- [60] L. Hackel, J. Rankin, M. Hill, Production laser peening of high strength metals, Metal Improvement Company, Livermore, CA, (2013).
- [61] K. Eisner, Prozesstechnologische Grundlagen zur Schockverfestigung metallischer Werkstoffe mit einem kommerziellen Excimerlaser, Dissertation, Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg, 1998.
- [62] B. Su, S. Xu, H. Wang, J. Wang, Y. Cao, G. Hua, Influence of high strain rate on the transient transmission of laser shock waves, *Shock Waves*. 32 (2022) 451–460. <https://doi.org/10.1007/s00193-022-01084-4>.
- [63] F. Lienert, J. Hoffmeister, V. Schulze, Residual stress depth distribution after piezo peening of quenched and tempered AISI 4140, *Mater. Sci. Forum.* 768–769 (2014) 526–533. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.526>.
- [64] A.M. Korsunsky, On the modelling of residual stresses due to surface peening using eigenstrain distributions, *J. Strain Anal. Eng. Des.* 40 (2005) 817–824. <https://doi.org/10.1243/030932405X30984>.
- [65] N.C. Anderholm, Laser-generated stress waves, *Appl. Phys. Lett.* 16 (1970) 113. <https://doi.org/10.1063/1.1653116>.
- [66] B.P. Fairand, B.A. Wilcox, W.J. Gallagher, D.N. Williams, Laser shock-induced microstructural and mechanical property changes in 7075 aluminum, *J. Appl. Phys.* 43 (1972) 3893. <https://doi.org/10.1063/1.1661837>.
- [67] B.P. Fairand, A.H. Clauer, R.G. Jung, B.A. Wilcox, Quantitative assessment of laser-induced stress waves generated at confined surfaces, *Appl. Phys. Lett.* 25 (1974) 431. <https://doi.org/10.1063/1.1655536>.
- [68] B.P. Fairand, A.H. Clauer, Laser generation of high-amplitude stress waves in materials, *J. Appl. Phys.* 50 (1979) 1497. <https://doi.org/10.1063/1.326137>.
- [69] B.P. Fairand, A.H. Clauer, Laser generated stress waves: Their characteristics and their effects to materials, *AIP Conf. Proc.* 50 (1979) 27–42.
- [70] J. Fournier, P. Ballard, P. Merrien, J. Barralis, L. Castex, R. Fabbro, Mechanical effects induced by shock waves generated by high energy laser pulses, *J. Phys. III.* 1 (1991) 1467–1480. <https://doi.org/10.1051/jp3:1991204>.
- [71] P. Ballard, J. Fournier, R. Fabbro, J. Frelat, Residual stresses induced by laser-shocks, *Le J. Phys. IV.* 1 (1991) C3-487-C3-494. <https://doi.org/10.1051/jp4:1991369>.
- [72] P. Peyre, R. Fabbro, L. Berthe, C. Dubouchet, Laser shock processing of materials, physical processes involved and examples of applications, *J. Laser Appl.* 8 (1996) 135. <https://doi.org/10.2351/1.4745414>.
- [73] L. Berthe, R. Fabbro, P. Peyre, L. Tollier, E. Bartnicki, Shock waves from a water-confined laser-generated plasma, *J. Appl. Phys.* 82 (1997) 2826–2832. <https://doi.org/10.1063/1.366113>.
- [74] A.T. DeWald, J.E. Rankin, M.R. Hill, M.J. Lee, H.L. Chen, Assessment of tensile residual stress mitigation in Alloy 22 welds due to laser peening, *J. Eng. Mater. Technol.* 126 (2004) 465–473. <https://doi.org/10.1115/1.1789957>.
- [75] Y. Sano, K. Masaki, T. Gushi, T. Sano, Improvement in fatigue performance of friction stir welded A6061-T6 aluminum alloy by laser peening without coating, *Mater. Des.* 36 (2012) 809–814. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.10.053>.
- [76] C. Montross, T. Wei, L. Ye, G. Clark, Y. Mai, Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review, *Int. J. Fatigue.* 24 (2002) 1021–1036. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(02\)00022-1](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00022-1).
- [77] C.J. Yocom, X. Zhang, Y. Liao, Research and development status of laser peen forming: A review,

- Opt. Laser Technol. 108 (2018) 32–45. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.06.032>.
- [78] M.A. Kattoura, S.C. Bovid, D.F. Lahrman, A.H. Clauer, Modern laser peening for material surface enhancement, in: Shot Peen. - A Dyn. Appl. Its Futur., 6. Auflage, 2021.
- [79] A.H. Clauer, Laser shock peening, the path to production, Metals, 9 (2019) 626. <https://doi.org/10.3390/met9060626>.
- [80] I. Yakimets, C. Richard, G. Béranger, P. Peyre, Laser peening processing effect on mechanical and tribological properties of rolling steel 100Cr6, Wear. 256 (2004) 311–320. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00405-8](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00405-8).
- [81] R.L. Crane, G. Dillingham, Composite bond inspection, J. Mater. Sci. 43 (2008) 6682–6694. <https://doi.org/10.1007/s10853-008-2690-2>.
- [82] D.W. See, J.L. Dulaney, A.H. Clauer, R.D. Tenaglia, The air force manufacturing technology laser peening initiative, Surf. Eng. 18 (2002) 32–36. <https://doi.org/10.1179/026708401225001264>.
- [83] M. Newby, A. Steuwer, D. Glaser, C. Polese, D.G. Hattingh, C. Gorny, Synchrotron XRD evaluation of residual stresses introduced by laser shock peening for steam turbine blade applications, Mater. Res. Proc. 4 (2018) 97–102. <https://doi.org/10.21741/9781945291678-15>.
- [84] Curtiss-Wright Surface Technologies, Boeing awards MIC laser peening contract to form 747-8 wing sections, News Releases, (2008). <https://cwst.com/news/boeing-awards-mic-laser-peening-contract-to-form-747-8-wing-sections/> (Abruf 20.12.2022).
- [85] C.A. Lavender, S.T. Hong, M.T. Smith, R.T. Johnson, D. Lahrman, The effect of laser shock peening on the life and failure mode of a cold pilger die, J. Mater. Process. Technol. 204 (2008) 486–491. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.02.002>.
- [86] J. Kaufman, Laser shock peening in the tooling industry, The Laser User, (2022) 24–25. <https://www.ailu.org.uk/wp-content/uploads/2022/05/Issue-104-low-res.pdf> (Abruf 20.12.2022).
- [87] L. Hackel, J.R. Rankin, A. Rubenchik, W.E. King, M. Matthews, Laser peening: A tool for additive manufacturing post-processing, Addit. Manuf. 24 (2018) 67–75. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.09.013>.
- [88] M. Von Allmen, A. Blatter, Laser-beam interactions with materials - Physical principles and applications, 2. Auflage, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 1995. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-57813-7>.
- [89] C. Boulmer-Leborgne, J. Hermann, B. Dubreuil, Plasma formation resulting from the interaction of a laser beam with a solid metal target in an ambient gas, Plasma Sources Sci. Technol. 2 (1993) 219–226. <https://doi.org/10.1088/0963-0252/2/3/013>.
- [90] A.N. Pirri, R.G. Root, P.K.S. Wu, Plasma energy transfer to metal surfaces irradiated by pulsed lasers, AIAA J. 16 (1978) 1296–1304. <https://doi.org/10.2514/3.61046>.
- [91] R. Fabbro, P. Peyre, L. Berthe, X. Scherpereel, Physics and applications of laser-shock processing, J. Laser Appl. 10 (1998) 265. <https://doi.org/10.2351/1.521861>.
- [92] R. Fabbro, J. Fourmier, D. Devaux, J. Virmont, Physical study of laserproduced plasma in confined geometry, J. Appl. Phys. 68 (1990) 775–784. <https://doi.org/10.1063/1.346783>.
- [93] P. Ballard, Contraintes résiduelles induites par impact rapide. Application au choc-laser, These, Ecole Polytechnique X, 1991.
- [94] P. Cooper, Explosive engineering, 1. Auflage, Wiley-VCH, Inc., 1996.
- [95] T. Von Karman, P. Duwez, The propagation of plastic deformation in solids, J. Appl. Phys. 21 (1950) 987–994. <https://doi.org/10.1063/1.1699544>.
- [96] M.A. Meyers, Dynamic behavior of materials, John Wiley & Sons, Inc., 1994. <https://doi.org/10.1002/9780470172278>.
- [97] B.P. Fairand, A.H. Clauer, Effect of water and paint coatings on the magnitude of laser-generated shocks, Opt. Commun. 18 (1976) 588–591. [https://doi.org/10.1016/0030-4018\(76\)90327-8](https://doi.org/10.1016/0030-4018(76)90327-8).
- [98] G.S. Kino, Acoustic waves: Devices, imaging, and analog signal processing, korrigierte Auflage 2000, Prentice Hall, Inc., Englewood Cliffs, 1987.
- [99] C. Moreno-Díaz, A. Alonso-Medina, C. Colón, J.A. Porro, J.L. Ocaña, Measurement of plasma electron density generated in an experiment of laser shock processing, utilizing the H $\alpha$ -line, J. Mater. Process. Technol. 232 (2016) 9–18. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.01.026>.
- [100] C. Colón, M.I. de Andrés-García, C. Moreno-Díaz, A. Alonso-Medina, J. Antonio Porro, I. Angulo,

- J. Luis Ocaña, Experimental determination of electronic density and temperature in water-confined plasmas generated by laser shock processing, *Metals*, 9 (2019). <https://doi.org/10.3390/met9070808>.
- [101] Y. Sano, Laser peening without coating as a surface enhancement technology, *J. Laser Micro/Nanoengineering*. 1 (2006) 161–166. <https://doi.org/10.2961/jlmm.2006.03.0002>.
- [102] Y. Sano, Quarter century development of laser peening without coating, *Metals*, 10 (2020). <https://doi.org/10.3390/met10010152>.
- [103] H. Nakano, S. Miyauti, N. Butani, T. Shibayanagi, M. Tsukamoto, N. Abe, Femtosecond laser peening of stainless steel, *J. Laser Micro/Nanoengineering*. 4 (2009) 35–38. <https://doi.org/10.2961/jlmm.2009.01.0007>.
- [104] U. Trdan, T. Sano, D. Klobčar, Y. Sano, J. Grum, R. Šturm, Improvement of corrosion resistance of AA2024-T3 using femtosecond laser peening without protective and confining medium, *Corros. Sci.* 143 (2018) 46–55. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.08.030>.
- [105] C. Ye, S. Suslov, D. Lin, Y. Liao, X. Fei, G.J. Cheng, Microstructure and mechanical properties of copper subjected to cryogenic laser shock peening, *J. Appl. Phys.* 110 (2011) 083504. <https://doi.org/10.1063/1.3651508>.
- [106] C. Ye, S. Suslov, B.J. Kim, E.A. Stach, G.J. Cheng, Fatigue performance improvement in AISI 4140 steel by dynamic strain aging and dynamic precipitation during warm laser shock peening, *Acta Mater.* 59 (2011) 1014–1025. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.032>.
- [107] W. Zhang, Y.L. Yao, Micro scale laser shock processing of metallic components, *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME*. 124 (2002) 369–378. <https://doi.org/10.1115/1.1445149>.
- [108] H. Chen, Y.L. Yao, J.W. Kysar, Spatially resolved characterization of residual stress induced by micro scale laser shock peening, *J. Manuf. Sci. Eng.* 126 (2004) 226–236. <https://doi.org/10.1115/1.1751189>.
- [109] C.B. Dane, L.A. Hackel, J. Daly, J. Harrisson, Laser peening of metals - enabling laser technology, Lawrence Livermore National Laboratory Preprint, (1997).
- [110] L. Hackel, C.B. Dane, Laser beam temporal and spatial tailoring for laser shock processing, United States Patent, US 6,198,069 B1, 2001.
- [111] A.M. Scott, G. Cook, A.P.G. Davies, Efficient high-gain laser amplification from a low-gain amplifier by use of self-imaging multipass geometry, *Appl. Opt.* 40 (2001) 2461–2466. <https://doi.org/10.1364/ao.40.002461>.
- [112] J. Körner, J. Hein, M.C. Kaluza, Compact aberration-free relay-imaging multi-pass layouts for high-energy laser amplifiers, *Appl. Sci.* 6 (2016). <https://doi.org/10.3390/app6110353>.
- [113] C.B. Dane, L.E. Zapata, W.A. Neuman, M.A. Norton, L.A. Hackel, Design and operation of a 150 W near diffraction-limited laser amplifier with SBS wavefront correction, *IEEE J. Quantum Electron.* 31 (1995) 148–163. <https://doi.org/10.1109/3.341719>.
- [114] H.J. Eichler, O. Mehl, Phase conjugate mirrors, *J. Nonlinear Opt. Phys. Mater.* 10 (2001) 43–52. <https://doi.org/10.1142/S0218863501000425>.
- [115] Z. Kallien, S. Keller, V. Ventzke, N. KashaeV, B. Klusemann, Effect of laser peening process parameters and sequences on residual stress profiles, *Metals (Basel)*. 9 (2019) 1–14. <https://doi.org/10.3390/met9060655>.
- [116] B. Dubrujeaud, A. Fontes, P. Forget, C. Papaphilippou, C. Sainte-Catherine, M. Vardavoulias, M. Jeandin, Surface modification using high power lasers: Influence of surface characteristics on properties of laser processed materials, *Surf. Eng.* 13 (1997) 461–470. <https://doi.org/10.1179/sur.1997.13.6.461>.
- [117] P. Forget, J.L. Strudel, M. Jeandin, J. Lu, L. Castex, Laser shock surface treatment of Ni-based superalloys, *Mater. Manuf. Process.* 5 (1990) 501–528. <https://doi.org/10.1080/10426919008953275>.
- [118] F. Mücklich, A. Lasagni, C. Daniel, Laser interference metallurgy – periodic surface patterning and formation of intermetallics, *Intermetallics*. 13 (2005) 437–442. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.07.005>.
- [119] F. Mücklich, A. Lasagni, C. Daniel, Laser interference metallurgy – using interference as a tool for micro/nano structuring, *Int. J. Mater. Res.* 97 (2006) 1337–1344.

- <https://doi.org/10.3139/146.101375>.
- [120] E. Hecht, *Optik*, 7. Auflage, De Gruyter, Berlin, Boston, 2018. <https://doi.org/10.1515/9783110526653>.
- [121] Y. Nakata, Interference laser processing, *Adv. Opt. Technol.* 5 (2016) 29–38. <https://doi.org/10.1515/aot-2015-0060>.
- [122] D.W. Müller, T. Fox, P.G. Grützmacher, S. Suarez, F. Mücklich, Applying ultrashort pulsed direct laser interference patterning for functional surfaces, *Sci. Rep.* 10 (2020) 3647. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-60592-4>.
- [123] T. Kunze, C. Zwahr, B. Krupop, S. Alamri, F. Rößler, A.F. Lasagni, Development of a scanner-based direct laser interference patterning optical head: new surface structuring opportunities, *Proc. SPIE 10092, Laser-Based Micro- Nanoprocessing XI.* (2017) 1009214. <https://doi.org/10.1117/12.2251745>.
- [124] LAMpAS EU-Programm, Horizon 2020, GA No. 825132, 2019. <https://www.lampas.eu/> (Abruf 20.12.2022).
- [125] C. Daniel, A. Lasagni, F. Mücklich, Stress and texture evolution of Ni/Al multi-film by laser interference irradiation, *Surf. Coatings Technol.* 180–181 (2004) 478–482. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.10.091>.
- [126] B. Scholtes, *Eigenspannungen in mechanisch randschicht-verformten Werkstoffzuständen – Ursachen, Ermittlung und Bewertung*, DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 1991.
- [127] I.C. Noyan, J.B. Cohen, *Residual stress - Measurement by diffraction and interpretation*, Materials, Springer-Verlag New York Inc., 1987. <https://doi.org/10.1007/978-1-4613-9570-6>.
- [128] H.A. Mang, G. Hofstetter, *Festigkeitslehre*, 5. Auflage, Springer-Verlag GmbH Deutschland, 2018. <https://doi.org/10.1007/978-3-662-57564-2>.
- [129] V. Hauk, *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods*, Elsevier Science B.V., Amsterdam, 1997. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-82476-9.X5000-2>.
- [130] H.D. Tietz, *Grundlagen der Eigenspannungen*, 1. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1982. <https://www.springer.com/de/book/9783709195062> (Abruf 20.12.2022).
- [131] A.M. Korsunsky, *A teaching essay on residual stresses and eigenstrains*, Butterworth-Heinemann, 2017. <https://www.sciencedirect.com/book/9780128109908/a-teaching-essay-on-residual-stresses-and-eigenstrains> (Abruf 20.12.2022).
- [132] T. Mura, *Micromechanics of defects in solids*, 2. Auflage, Springer, Dordrecht, 1987. <https://doi.org/10.1007/978-94-009-3489-4>.
- [133] G. Masing, *Grundlagen der Metallkunde in anschaulicher Darstellung*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH, 1955. <https://doi.org/10.1007/978-3-662-11918-1>.
- [134] E. Macherauch, H. Wohlfahrt, U. Wolfstieg, Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen, *HTM Härtereitechnische Mitteilungen*. 28 (1973) 201–211.
- [135] B. Eigenmann, E. Macherauch, Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen Teil I, *Mat.-Wiss. u. Werkstofftech.* 26 (1995) 148–160. <https://doi.org/10.1002/mawe.19950260310>.
- [136] G.S. Schajer, ed., *Practical residual stress measurement methods*, 1. Auflage, John Wiley & Sons Ltd, 2013. <https://doi.org/10.1002/9781118402832>.
- [137] G. Totten, M. Howes, T. Inoue, eds., *Handbook of residual stress and deformation of steel*, ASM International, Ohio, 2002. [https://www.asminternational.org/search/-/journal\\_content/56/10192/06700G/PUBLICATION](https://www.asminternational.org/search/-/journal_content/56/10192/06700G/PUBLICATION) (Abruf 20.12.2022).
- [138] J. Schijve, *Fatigue of structures and materials*, 2. Auflage, Springer Science+Business Media, B.V., 2009. <https://doi.org/10.1007/978-1-4020-6808-9>.
- [139] L. Wagner, M. Mhaede, M. Wollmann, I. Altenberger, Y. Sano, Surface layer properties and fatigue behavior in Al 7075-T73 and Ti-6Al-4V: Comparing results after laser peening; shot peening and ball-burnishing, *Int. J. Struct. Integr.* 2 (2011) 185–199. <https://doi.org/10.1108/17579861111135923>.
- [140] L. Wagner, Mechanical surface treatments on titanium alloys: Fundamental mechanisms, in: J.K. Gregory, H.J. Rack, D. Eylon (Eds.), *Surf. Perform. Titan., The Minerals, Metals & Materials*

- Society TMS, Cincinnati, Ohio, 1997: pp. 199–215.
- [141] D.W. Hammond, S.A. Meguid, Crack propagation in the presence of shot-peening residual stresses, *Eng. Fract. Mech.* 37 (1990) 373–387. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(90\)90048-L](https://doi.org/10.1016/0013-7944(90)90048-L).
- [142] M.A.S. Torres, H.J.C. Voorwald, An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel, *Int. J. Fatigue*. 24 (2002) 877–886. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00205-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00205-5).
- [143] E. Macherauch, H. Wohlfahrt, Eigenspannungen und Ermüdung, in: D. Munz (Ed.), *Ermüdungsverhalten Met. Werkstoffe*, DGM-Informationsgesellschaft Verlag, Oberursel, 1985: pp. 237–283.
- [144] K. Meyer, B. Denkena, B. Breidenstein, A.M. Abrão, Influence of residual stress depth distribution on lifecycle behaviour of AISI4140, *Procedia CIRP*. 87 (2020) 450–455. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.02.064>.
- [145] J. Völkl, The Gorsky effect, *Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie*, 76 (1972) 797–805. <https://doi.org/10.1002/bbpc.19720760834>.
- [146] G. Van Boven, W. Chen, R. Rogge, The role of residual stress in neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steels. Part I: Pitting and cracking occurrence, *Acta Mater.* 55 (2007) 29–42. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.08.037>.
- [147] A. Poursaeed, Corrosion of Ti–6Al–4V orthopaedic alloy under stress, *Materialia*. 6 (2019) 100271. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100271>.
- [148] V. V. Silberschmidt, ed., *Mechanics of materials in modern manufacturing methods and processing techniques*, Elsevier Ltd., 2020. <https://doi.org/10.1016/C2018-0-00367-9>.
- [149] M. Habschied, B. De Graaff, A. Klumpp, V. Schulze, *Fertigung und Eigenspannungen*, *HTM - J. Heat Treat. Mater.* 70 (2015) 111–121. <https://doi.org/10.3139/105.110261>.
- [150] J. Outeiro, Residual stresses in machining operations, in: T.I.A. for P. Engineering, L. Laperrière, G. Reinhart (Eds.), *CIRP Encycl. Prod. Eng.*, Springer Berlin Heidelberg, 2018: pp. 1–13. [https://doi.org/10.1007/978-3-642-35950-7\\_16811-1](https://doi.org/10.1007/978-3-642-35950-7_16811-1).
- [151] DIN 8580:2003-09, *Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung*, 2003. <https://doi.org/10.31030/9500683>.
- [152] J.M. Atienza, M.L. Martinez-Perez, J. Ruiz-Hervias, F. Mompean, M. Garcia-Hernandez, M. Elices, Residual stresses in cold drawn ferritic rods, *Scr. Mater.* 52 (2005) 305–309. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.10.010>.
- [153] M.R. Ripoll, S.M. Weygand, H. Riedel, Reduction of tensile residual stresses during the drawing process of tungsten wires, *Mater. Sci. Eng. A*. 527 (2010) 3064–3072. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.079>.
- [154] S. He, A. Van Bael, S.Y. Li, P. Van Houtte, F. Mei, A. Sarban, Residual stress determination in cold drawn steel wire by FEM simulation and X-ray diffraction, *Mater. Sci. Eng. A*. 346 (2003) 101–107. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00509-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00509-9).
- [155] N. Hattori, R. Matsumoto, H. Utsunomiya, Residual stress distribution through thickness in cold-rolled aluminum sheet, *Key Eng. Mater.* 622–623 (2014) 1000–1007. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.622-623.1000>.
- [156] A. Rossmann, *Probleme der Maschinenelemente erkennen, verhüten und lösen*, 1. Auflage, Turbo Consults, Karlsfeld, 2012.
- [157] J.S. Robinson, S. Hossain, C.E. Truman, A.M. Paradowska, D.J. Hughes, R.C. Wimpory, M.E. Fox, Residual stress in 7449 aluminium alloy forgings, *Mater. Sci. Eng. A*. 527 (2010) 2603–2612. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.12.022>.
- [158] J.M. Drezet, T. Pirling, Influence of a wiper on residual stresses in AA7050 rolling plate ingots, *J. Mater. Process. Technol.* 214 (2014) 1372–1378. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.02.011>.
- [159] J.M. Drezet, A. Evans, T. Pirling, Residual stresses in DC cast aluminum billet: Neutron diffraction measurements and thermomechanical modeling, *AIP Conf. Proc.* 1353 (2011) 1131–1136. <https://doi.org/10.1063/1.3589668>.
- [160] H. Wohlfahrt, 3.5 Schweißesigenspannungen, *HTM J. Heat Treat. Mater.* 31 (1976) 56–71. <https://doi.org/10.1515/htm-1976-311-212>.
- [161] H. Wohlfahrt, Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim

- Schweißen, HTM J. Heat Treat. Mater. 41 (1986) 248–257. <https://doi.org/10.1515/htm-1986-410507>.
- [162] U. Diltthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2, 3. Auflage, Springer Berlin Heidelberg, 2005. <https://doi.org/10.1007/b139036>.
- [163] T. Nitschke-Pagel, Eigenspannungen und Schwingfestigkeitsverhalten geschweißter Feinkornbaustähle, Dissertation, Technische Universität Braunschweig, 1994.
- [164] T. Nitschke-Pagel, H. Wohlfahrt, Residual stresses in welded joints - Sources and consequences, Mater. Sci. Forum. 404–407 (2002) 215–226. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.404-407.215>.
- [165] M.M. El-Khabeery, M. Fattouh, Residual stress distribution caused by milling, Int. J. Mach. Tools Manuf. 29 (1989) 391–401. [https://doi.org/10.1016/0890-6955\(89\)90008-4](https://doi.org/10.1016/0890-6955(89)90008-4).
- [166] N. Hou, M. Wang, Y. Zhang, H. Wang, C. Song, Insights into the fatigue property of titanium alloy Ti-6Al-4V in aero-engine from the subsurface damages induced by milling: state of the art, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 113 (2021) 1229–1235. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-06749-5>.
- [167] L. Tan, D. Zhang, C. Yao, D. Wu, J. Zhang, Evolution and empirical modeling of compressive residual stress profile after milling, polishing and shot peening for TC17 alloy, J. Manuf. Process. 26 (2017) 155–165. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.02.002>.
- [168] J.C. Outeiro, A.M. Dias, J.L. Lebrun, V.P. Astakhov, Machining residual stresses in AISI 316L steel and their correlation with the cutting parameters, Mach. Sci. Technol. 6 (2002) 251–270. <https://doi.org/10.1081/MST-120005959>.
- [169] S. Torbaty, A. Moisan, J.L. Lebrun, G. Maeder, Evolution of residual stress during turning and cylindrical grinding of a carbon steel, CIRP Ann. 31 (1982) 441–445. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63344-7](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63344-7).
- [170] B. Ekmekci, Residual stresses and white layer in electric discharge machining (EDM), Appl. Surf. Sci. 253 (2007) 9234–9240. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2007.05.078>.
- [171] T. Jokiahho, A. Laitinen, S. Santa-aho, M. Isakov, P. Peura, T. Saarinen, A. Lehtovaara, M. Vippola, Characterization of flame cut heavy steel: Modeling of temperature history and residual stress formation, Metall. Mater. Trans. B. 48B (2017) 2891–2901. <https://doi.org/10.1007/s11663-017-1090-x>.
- [172] T. Jokiahho, T. Saarinen, S. Santa-Aho, P. Peura, M. Vippola, The characterization of flame cut heavy steel - the residual stress profiling of heat affected surface layer, Key Eng. Mater. 674 (2016) 103–108. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.674.103>.
- [173] D. Arola, M. Ramulu, Material removal in abrasive waterjet machining of metals a residual stress analysis, Wear. 211 (1997) 302–310. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(97\)00131-2](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(97)00131-2).
- [174] A.F.M. Arif, B.S. Yilbas, B.J.A. Aleem, Laser cutting of thick sheet metals: Residual stress analysis, Opt. Laser Technol. 41 (2009) 224–232. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2008.07.006>.
- [175] G. Abadias, E. Chason, J. Keckes, M. Sebastiani, G.B. Thompson, E. Barthel, G.L. Doll, C.E. Murray, C.H. Stoessel, L. Martinu, Review Article: Stress in thin films and coatings: Current status, challenges, and prospects, J. Vac. Sci. Technol. A. 36 (2018) 020801. <https://doi.org/10.1116/1.5011790>.
- [176] A.M. Engwall, Z. Rao, E. Chason, Origins of residual stress in thin films: Interaction between microstructure and growth kinetics, Mater. Des. 110 (2016) 616–623. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.089>.
- [177] I.C. Noyan, Defining residual stresses in thin film structures, Adv. X-Ray Anal. 35 (1991) 461–473. <https://doi.org/10.1154/s0376030800009149>.
- [178] S.J. Hearne, J.A. Floro, Mechanisms inducing compressive stress during electrodeposition of Ni, J. Appl. Phys. 97 (2005). <https://doi.org/10.1063/1.1819972>.
- [179] E. Chason, P.R. Guduru, Tutorial: Understanding residual stress in polycrystalline thin films through real-time measurements and physical models, J. Appl. Phys. 119 (2016). <https://doi.org/10.1063/1.4949263>.
- [180] A. Bhandari, B.W. Sheldon, S.J. Hearne, Competition between tensile and compressive stress creation during constrained thin film island coalescence, J. Appl. Phys. 101 (2007). <https://doi.org/10.1063/1.2432376>.

- [181] H. Kristoffersen, P. Vomacka, Influence of process parameters for induction hardening on residual stresses, *Mater. Des.* 22 (2001) 637–644. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00033-4](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00033-4).
- [182] M. Melander, Theoretical and experimental study of stationary and progressive induction hardening, *J. Heat Treat.* 4 (1985) 145–166. <https://doi.org/10.1007/BF02833135>.
- [183] A. Rose, Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten, *HTM Härterei-Technische Mitteilungen.* 21 (1966) 1–6.
- [184] A. Solina, M. De Sanctis, L. Paganini, A. Blarasin, S. Quaranta, Origin and development of residual stresses induced by laser surface-hardening treatments, *J. Heat Treat.* 3 (1984) 193–204. <https://doi.org/10.1007/BF02833261>.
- [185] U. Kreft, F. Hoffmann, T. Hirsch, P. Mayr, Eigenspannungsentstehung während des Gasnitrierens, *HTM Härterei-Technische Mitteilungen.* 50 (1995) 169–175.
- [186] S. Hoja, H. Klümper-Westkamp, J. Epp, F. Hoffmann, H.-W. Zoch, Einfluss der Oberflächenfertigung und des Nitrierens auf den Eigenspannungszustand des warmfesten Stahls X38CrMoV5-3, *HTM - J. Heat Treat. Mater.* 67 (2012) 211–216. <https://doi.org/10.3139/105.110150>.
- [187] J. Preußner, S. Oeser, W. Pfeiffer, A. Temmler, E. Willenborg, Microstructure and residual stresses of laser structured surfaces, *Adv. Mater. Res.* 996 (2014) 568–573. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.996.568>.
- [188] J. Preußner, S. Oeser, W. Pfeiffer, A. Temmler, E. Willenborg, Microstructure and residual stresses of laser remelted surfaces of a hot work tool steel, *Int. J. Mater. Res.* 105 (2014) 328–336. <https://doi.org/10.3139/146.111027>.
- [189] M. Roth, R. Hauert, A. Frenk, M. Pierantoni, E. Blank, Residual stress formation in laser treated surfaces, in: *Laser/Optoelectronics in Engineering, Proceedings of the 9th International Congress*, in: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1990: pp. 532–537. [https://doi.org/10.1007/978-3-642-48372-1\\_113](https://doi.org/10.1007/978-3-642-48372-1_113).
- [190] B.A. Van Brussel, H.J. Hegge, J.T.M. De Hosson, R. Delhez, T.H. de Keijser, N.M. Van der Pers, Development of residual stress and surface cracks in laser treated low carbon steel, *Scr. Metall. Mater.* 25 (1991) 779–784. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(91\)90224-O](https://doi.org/10.1016/0956-716X(91)90224-O).
- [191] B.A. Van Brussel, J.T.M. De Hosson, Residual stresses in the surface layer of laser-treated steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 161 (1993) 83–89. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(93\)90478-W](https://doi.org/10.1016/0921-5093(93)90478-W).
- [192] Y. Sano, K. Akita, T. Sano, A mechanism for inducing compressive residual stresses on a surface by laser peening without coating, *Metals.* 10 (2020) 1–12. <https://doi.org/10.3390/met10060816>.
- [193] A. Klumpp, J. Hoffmeister, V. Schulze, Mechanical surface treatments, *Proc. ISCP.* 12 (2014) 12–24.
- [194] G.H. Majzoobi, K. Azadikhah, J. Nemati, The effects of deep rolling and shot peening on fretting fatigue resistance of Aluminum-7075-T6, *Mater. Sci. Eng. A.* 516 (2009) 235–247. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.020>.
- [195] R. Dawson, D.G. Moffat, Vibratory stress relief: A fundamental study of its effectiveness, *J. Eng. Mater. Technol.* 102 (1980) 169–176. <https://doi.org/10.1115/1.3224793>.
- [196] F. Tölle, A. Gumenyuk, M. Rethmeier, Reduction of residual stresses in laser beam welds by means of defocused laser beams, *Sci. Technol. Weld. Join.* 17 (2012) 381–385. <https://doi.org/10.1179/1362171812Y.0000000019>.
- [197] W. Volk, S. Vogt, J. Stahl, S. Prauser, Introduction to residual stresses in production technology, *Prod. Eng.* 13 (2019) 119–121. <https://doi.org/10.1007/s11740-019-00881-8>.
- [198] H. Fritz, G. Schulze, eds., *Fertigungstechnik*, 11. Auflag, Springer Vieweg, 2015. <https://doi.org/10.1007/978-3-662-46555-4>.
- [199] ISO/ASTM 52900:2015, Additive manufacturing - General principles - Terminology, 2015.
- [200] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann, Additive manufacturing of metals, *Acta Mater.* 117 (2016) 371–392. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>.
- [201] T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang, Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties, *Prog. Mater. Sci.* 92 (2018) 112–224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.

- [202] I. Yadroitsev, I. Yadroitsava, A. du Plessis, E. MacDonald, eds., *Fundamentals of laser powder bed fusion of metals*, Additive manufacturing materials and technologies series, 1. Auflage, Elsevier Inc., 2021. <https://doi.org/10.1016/C2020-0-01200-4>.
- [203] P. Li, D.H. Warner, A. Fatemi, N. Phan, Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research, *Int. J. Fatigue*. 85 (2016) 130–143. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.12.003>.
- [204] J.L. Bartlett, X. Li, An overview of residual stresses in metal powder bed fusion, *Addit. Manuf.* 27 (2019) 131–149. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.02.020>.
- [205] C. Zhao, K. Fezzaa, R.W. Cunningham, H. Wen, F. De Carlo, L. Chen, A.D. Rollett, T. Sun, Real-time monitoring of laser powder bed fusion process using high-speed X-ray imaging and diffraction, *Sci. Rep.* 7 (2017) 3602. <https://doi.org/10.1038/s41598-017-03761-2>.
- [206] V. Thampy, A.Y. Fong, N.P. Calta, J. Wang, A.A. Martin, P.J. Depond, A.M. Kiss, G. Guss, Q. Xing, R.T. Ott, A. van Buuren, M.F. Toney, J.N. Weker, M.J. Kramer, M.J. Matthews, C.J. Tassone, K.H. Stone, Subsurface cooling rates and microstructural response during laser based metal additive manufacturing, *Sci. Rep.* 10 (2020) 1981. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-58598-z>.
- [207] M. Shiomi, K. Osakada, K. Nakamura, T. Yamashita, F. Abe, Residual stress within metallic model made by selective laser melting process, *CIRP Ann. - Manuf. Technol.* 53 (2004) 195–198. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60677-5](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60677-5).
- [208] P. Mercelis, J.P. Kruth, Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 12 (2006) 254–265. <https://doi.org/10.1108/13552540610707013>.
- [209] D.W. Brown, J.D. Bernardin, J.S. Carpenter, B. Clausen, D. Spornjak, J.M. Thompson, Neutron diffraction measurements of residual stress in additively manufactured stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*. 678 (2016) 291–298. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.086>.
- [210] Y. Liu, Y. Yang, D. Wang, A study on the residual stress during selective laser melting (SLM) of metallic powder, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 87 (2016) 647–656. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8466-y>.
- [211] A. Salmi, E. Atzeni, L. Iuliano, M. Galati, Experimental analysis of residual stresses on AlSi10Mg parts produced by means of selective laser melting (SLM), *Procedia CIRP*. 62 (2017) 458–463. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.06.030>.
- [212] M. Strantza, B. Vrancken, M.B. Prime, C.E. Truman, M. Rombouts, D.W. Brown, P. Guillaume, D. Van Hemelrijck, Directional and oscillating residual stress on the mesoscale in additively manufactured Ti-6Al-4V, *Acta Mater.* 168 (2019) 299–308. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.01.050>.
- [213] T. Simson, A. Emmel, A. Dwars, J. Böhm, Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting, *Addit. Manuf.* 17 (2017) 183–189. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.07.007>.
- [214] F. Bayerlein, F. Bodensteiner, C. Zeller, M. Hofmann, M.F. Zaeh, Transient development of residual stresses in laser beam melting – A neutron diffraction study, *Addit. Manuf.* 24 (2018) 587–594. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.10.024>.
- [215] A.S. Wu, D.W. Brown, M. Kumar, G.F. Gallegos, W.E. King, An experimental investigation into additive manufacturing-induced residual stresses in 316L stainless steel, *Metall. Mater. Trans. A*. 45 (2014) 6260–6270. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2549-x>.
- [216] S. Chen, Y. Zhang, Q. Wu, H. Gao, Z. Gao, X. Li, Effect of solid-state phase transformation on residual stress of selective laser melting Ti6Al4V, *Mater. Sci. Eng. A*. 819 (2021) 141299. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141299>.
- [217] L. Zhao, J.G. Santos Macías, A. Dolimont, A. Simar, E. Rivière-Lorphèvre, Comparison of residual stresses obtained by the crack compliance method for parts produced by different metal additive manufacturing techniques and after friction stir processing, *Addit. Manuf.* 36 (2020) 101499. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101499>.
- [218] J.H. Robinson, I.R.T. Ashton, E. Jones, P. Fox, C. Sutcliffe, The effect of hatch angle rotation on parts manufactured using selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 25 (2019) 289–298. <https://doi.org/10.1108/RPJ-06-2017-0111>.
- [219] J. Robinson, I. Ashton, P. Fox, E. Jones, C. Sutcliffe, Determination of the effect of scan strategy

- on residual stress in laser powder bed fusion additive manufacturing, *Addit. Manuf.* 23 (2018) 13–24. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.07.001>.
- [220] M. Saunders, Design for metal AM - a beginner's guide, Technical bulletin, Renishaw Plc. (2017) 1–7. <https://www.renishaw.com/en/design-for-metal-am-a-beginners-guide--42652> (Abruf 20.12.2022).
- [221] T. Mukherjee, V. Manvatkar, A. De, T. DebRoy, Mitigation of thermal distortion during additive manufacturing, *Scr. Mater.* 127 (2017) 79–83. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.09.001>.
- [222] L.S. Anderson, A.M. Venter, B. Vrancken, D. Marais, J. van Humbeeck, T.H. Becker, Investigating the residual stress distribution in selective laser melting produced Ti-6Al-4V using neutron diffraction, *Mater. Res. Proc.* 4. 4 (2018) 73–78. <https://doi.org/10.21741/9781945291678-11>.
- [223] L.A. Parry, I.A. Ashcroft, R.D. Wildman, Geometrical effects on residual stress in selective laser melting, *Addit. Manuf.* 25 (2019) 166–175. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.09.026>.
- [224] P. Cavaliere, Cold-spray coatings: Recent trends and future perspectives, Springer, Cham, 2018. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-67183-3>.
- [225] R. Sinclair-Adamson, V. Luzin, A. Duguid, K. Kannoorpatti, R. Murray, Residual stress distributions in cold-sprayed copper 3D-printed parts, *J. Therm. Spray Technol.* 29 (2020) 1525–1537. <https://doi.org/10.1007/s11666-020-01040-7>.
- [226] F. Cabanettes, A. Joubert, G. Chardon, V. Dumas, J. Rech, C. Grosjean, Z. Dimkovski, Topography of as built surfaces generated in metal additive manufacturing: A multi scale analysis from form to roughness, *Precis. Eng.* 52 (2018) 249–265. <https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2018.01.002>.
- [227] J. Gockel, L. Sheridan, B. Koerper, B. Whip, The influence of additive manufacturing processing parameters on surface roughness and fatigue life, *Int. J. Fatigue.* 124 (2019) 380–388. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.03.025>.
- [228] C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing, Review of selective laser melting: Materials and applications, *Appl. Phys. Rev.* 2 (2015). <https://doi.org/10.1063/1.4935926>.
- [229] D. Obilanade, C. Dordlofva, P. Törlind, Surface roughness considerations in design for additive manufacturing - a literature review, *Proc. Des. Soc.* 1 (2021) 2841–2850. <https://doi.org/10.1017/pds.2021.545>.
- [230] K. Artzt, T. Mishurova, P.P. Bauer, J. Gussone, P. Barriobero-Vila, S. Evsevlev, G. Bruno, G. Requena, J. Haubrich, Pandora's box-influence of contour parameters on roughness and subsurface residual stresses in laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V, *Materials*, 13 (2020) 3348. <https://doi.org/10.3390/ma13153348>.
- [231] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. Van Humbeeck, J.P. Kruth, A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V, *Acta Mater.* 58 (2010) 3303–3312. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>.
- [232] Q. Huang, N. Hu, X. Yang, R. Zhang, Q. Feng, Microstructure and inclusion of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting, *Front. Mater. Sci.* 10 (2016) 428–431. <https://doi.org/10.1007/s11706-016-0354-8>.
- [233] N. Sanaei, A. Fatemi, N. Phan, Defect characteristics and analysis of their variability in metal L-PBF additive manufacturing, *Mater. Des.* 182 (2019) 108091. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108091>.
- [234] I. Yadroitsev, P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, A. du Plessis, Qualification of Ti6Al4V ELI alloy produced by laser powder bed fusion for biomedical applications, *JOM.* 70 (2018) 372–377. <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2655-5>.
- [235] A. du Plessis, S.G. le Roux, Standardized X-ray tomography testing of additively manufactured parts: A round robin test, *Addit. Manuf.* 24 (2018) 125–136. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.09.014>.
- [236] E. Maleki, S. Bagherifard, M. Bandini, M. Guagliano, Surface post-treatments for metal additive manufacturing: Progress, challenges, and opportunities, *Addit. Manuf.* 37 (2021) 101619. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101619>.
- [237] D.L. Bourell, W. Frazier, H. Kuhn, M. Seifi, Additive manufacturing processes, 1. Auflage, ASM International, 2020. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v24.9781627082907>.

- [238] P. Edwards, M. Ramulu, Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V, *Mater. Sci. Eng. A*. 598 (2014) 327–337. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.041>.
- [239] D.B. Witkin, D.N. Patel, H. Helvajian, L. Steffeney, A. Diaz, Surface treatment of powder-bed fusion additive manufactured metals for improved fatigue life, *J. Mater. Eng. Perform.* 28 (2019) 681–692. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3732-9>.
- [240] C. Bouland, V. Urlea, K. Beaubier, M. Samoilenko, V. Brailovski, Abrasive flow machining of laser powder bed-fused parts: Numerical modeling and experimental validation, *J. Mater. Process. Technol.* 273 (2019) 116262. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116262>.
- [241] J. Kenda, F. Pusavec, G. Kermouche, J. Kopac, Surface integrity in abrasive flow machining of hardened tool steel AISI D2, *Procedia Eng.* 19 (2011) 172–177. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.097>.
- [242] S. Han, F. Salvatore, J. Rech, J. Bajelet, J. Courbon, Effect of abrasive flow machining (AFM) finish of selective laser melting (SLM) internal channels on fatigue performance, *J. Manuf. Process.* 59 (2020) 248–257. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.09.065>.
- [243] M. Benedetti, E. Torresani, M. Leoni, V. Fontanari, M. Bandini, C. Pederzoli, C. Potrich, The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of Ti-6Al-4V ELI parts made by selective laser melting, *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 71 (2017) 295–306. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2017.03.024>.
- [244] L. Neto, S. Williams, J. Ding, J. Hönnige, F. Martina, Mechanical properties enhancement of additive manufactured Ti-6Al-4V by machine hammer peening, in: S. Shuklar (Ed.), *Adv. Surf. Enhanc. INCASE 2019. Lect. Notes Mech. Eng.* Springer, Singapore, 2020: pp. 121–132. [https://doi.org/10.1007/978-981-15-0054-1\\_13](https://doi.org/10.1007/978-981-15-0054-1_13).
- [245] A. V. Balyakin, A.N. Shvetcov, E.I. Zhuchenko, Chemical polishing of samples obtained by selective laser melting from titanium alloy Ti6Al4V, *MATEC Web Conf.* 224 (2018). <https://doi.org/10.1051/mateconf/201822401031>.
- [246] L. Löber, C. Flache, R. Petters, U. Kühn, J. Eckert, Comparison of different post processing technologies for SLM generated 316l steel parts, *Rapid Prototyp. J.* 19 (2013) 173–179. <https://doi.org/10.1108/13552541311312166>.
- [247] A. Acquesta, T. Monetta, The electropolishing of additively manufactured parts in titanium: state of the art, *Adv. Eng. Mater.* 23 (2021) 2100545. <https://doi.org/10.1002/adem.202100545>.
- [248] H. Hassanin, A. Elshaer, R. Benhadj-Djilali, F. Modica, I. Fassi, Surface finish improvement of additive manufactured metal parts. In: Gupta K. (eds) *Micro and precision manufacturing. Engineering Materials.* Springer, Cham, (2018). [https://doi.org/10.1007/978-3-319-68801-5\\_7](https://doi.org/10.1007/978-3-319-68801-5_7).
- [249] H. V. Atkinson, S. Davies, Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An overview, *Metall. Mater. Trans. A*. 31 (2000) 2981–3000. <https://doi.org/10.1007/s11661-000-0078-2>.
- [250] A. Krishnan, F. Fang, Review on mechanism and process of surface polishing using lasers, *Front. Mech. Eng.* 14 (2019) 299–319. <https://doi.org/10.1007/s11465-019-0535-0>.
- [251] N. Worts, J. Jones, J. Squier, Surface structure modification of additively manufactured titanium components via femtosecond laser micromachining, *Opt. Commun.* 430 (2019) 352–357. <https://doi.org/10.1016/j.optcom.2018.08.055>.
- [252] M.R. Hill, A.T. DeWald, A.G. Demma, L.A. Hackel, H.-L. Chen, C.B. Dane, R.C. Specht, F.B. Harris, Recent developments in laser peening technology, *Adv. Mater. Process.* (2003). [https://www.asminternational.org/news/magazines/am-p/-/journal\\_content/56/10192/60233G803/MAGAZINE](https://www.asminternational.org/news/magazines/am-p/-/journal_content/56/10192/60233G803/MAGAZINE) (Abruf 20.12.2022).
- [253] S. Luo, W. He, K. Chen, X. Nie, L. Zhou, Y. Li, Regain the fatigue strength of laser additive manufactured Ti alloy via laser shock peening, *J. Alloys Compd.* (2018) 626–635. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.04.029>.
- [254] A. du Plessis, D. Glaser, H. Moller, N. Mathe, L. Tshabalala, B. Mfusi, R. Mostert, Pore closure effect of laser shock peening of additively manufactured AlSi10Mg, *3D Print. Addit. Manuf.* 6 (2019) 245–252. <https://doi.org/10.1089/3dp.2019.0064>.
- [255] C. Ma, M.T. Andani, H. Qin, N.S. Moghaddam, H. Ibrahim, A. Jahadakbar, A. Amerinatanzi, Z. Ren, H. Zhang, G.L. Doll, Y. Dong, M. Elahinia, C. Ye, Improving surface finish and wear resistance of additive manufactured nickel-titanium by ultrasonic nano-crystal surface modification,

- J. Mater. Process. Technol. 249 (2017) 433–440. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.06.038>.
- [256] S. Bagherifard, R. Ghelichi, A. Khademhosseini, M. Guagliano, Cell response to nanocrystallized metallic substrates obtained through severe plastic deformation, *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 6 (2014) 7963–7985. <https://doi.org/10.1021/am501119k>.
- [257] K.C. Nune, R.D.K. Misra, X. Gai, S.J. Li, Y.L. Hao, Surface nanotopography-induced favorable modulation of bioactivity and osteoconductive potential of anodized 3D printed Ti-6Al-4V alloy mesh structure, *J. Biomater. Appl.* 32 (2018) 1032–1048. <https://doi.org/10.1177/0885328217748860>.
- [258] N. Kalentics, E. Boillat, P. Peyre, C. Gorny, C. Kenel, C. Leinenbach, J. Jhabvala, R.E. Logé, 3D laser shock peening – A new method for the 3D control of residual stresses in selective laser melting, *Mater. Des.* 130 (2017) 350–356. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.05.083>.
- [259] D. Meyer, N. Wielki, Internal reinforced domains by intermediate deep rolling in additive manufacturing, *CIRP Ann.* 68 (2019) 579–582. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2019.04.012>.
- [260] J. Moritz, P. Götze, T. Schiefer, L. Stepien, A. Klotzbach, J. Standfuß, E. López, F. Brückner, C. Leyens, Additive manufacturing of titanium with different surface structures for adhesive bonding and thermal direct joining with fiber-reinforced polyether-ether-ketone (PEEK) for lightweight design applications, *Metals*, 11 (2021) 265. <https://doi.org/10.3390/met11020265>.
- [261] K. Rochlus, S. Slawik, F. Mücklich, Influences of the edge area preparation suitable for EBSD of ferrous materials of different degrees of hardness, *Pract. Metallogr.* 53 (2016) 393–407. <https://doi.org/10.3139/147.110405>.
- [262] I. Inagaki, Y. Shirai, T. Takechi, N. Ariyasu, Application and features of titanium for the aerospace industry, *Nippon Steel Sumitomo Met. Tech. Rep.* (2014) 22–27.
- [263] W.D.P. Brassington, P.A. Colegrove, Alternative friction stir welding technology for titanium–6Al–4V propellant tanks within the space industry, *Sci. Technol. Weld. Join.* 22 (2017) 300–318. <https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1236002>.
- [264] S. Liu, Y.C. Shin, Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review, *Mater. Des.* 164 (2019) 107552. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>.
- [265] C. Cui, B.M. Hu, L. Zhao, S. Liu, Titanium alloy production technology, market prospects and industry development, *Mater. Des.* 32 (2011) 1684–1691. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.09.011>.
- [266] S. Slawik, S. Bernarding, F. Lasagni, C. Navarro, A. Perrián, F. Boby, S. Migot-Choux, J. Domínguez, F. Mücklich, Microstructural analysis of selective laser melted Ti6Al4V modified by laser peening and shot peening for enhanced fatigue characteristics, *Mater. Charact.* 173 (2021) 110935. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.110935>.
- [267] R. Molaei, A. Fatemi, N. Sanaei, J. Pegues, N. Shamsaei, S. Shao, P. Li, D.H. Warner, N. Phan, Fatigue of additive manufactured Ti-6Al-4V, Part II: The relationship between microstructure, material cyclic properties, and component performance, *Int. J. Fatigue*. 132 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105363>.
- [268] DIN EN 6072:2011-06, Aerospace series - Metallic materials - Test methods - Constant amplitude fatigue testing; German and English version, 2011. <https://doi.org/10.31030/1757524>.
- [269] T.L.S.L. Wijesinghe, D.J. Blackwood, Characterisation of passive films on 300 series stainless steels, *Appl. Surf. Sci.* 253 (2006) 1006–1009. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.03.081>.
- [270] S. Bagherifard, S. Slawik, I. Fernández-Pariente, C. Pauly, F. Mücklich, M. Guagliano, Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by severe shot peening, *Mater. Des.* 102 (2016) 68–77. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.162>.
- [271] C. Correa, L. Ruiz De Lara, M. Díaz, J.A. Porro, A. García-Beltrán, J.L. Ocaña, Influence of pulse sequence and edge material effect on fatigue life of Al2024-T351 specimens treated by laser shock processing, *Int. J. Fatigue*. 70 (2015) 196–204. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.09.015>.
- [272] DIN EN ISO 4288:1998-04, Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Regeln und Verfahren für die Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit, 1998. <https://doi.org/10.31030/7434013>.
- [273] P. Scardi, M. Leoni, Whole powder pattern modelling, *Acta Crystallogr. Sect. A*. 58 (2002) 190–200. <https://doi.org/10.1107/S0108767301021298>.

- [274] M. Leoni, T. Confente, P. Scardi, PM2K: A flexible program implementing Whole Powder Pattern Modelling, *Zeitschrift Für Krist. Suppl.* (2006) 249–254. [https://doi.org/10.1524/zksu.2006.suppl\\_23.249](https://doi.org/10.1524/zksu.2006.suppl_23.249).
- [275] P. Scardi, M. Ortolani, M. Leoni, WPPM: Microstructural analysis beyond the Rietveld method, *Mater. Sci. Forum.* 651 (2010) 155–171. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.651.155>.
- [276] P. Scardi, M. Leoni, Diffraction line profiles from polydisperse crystalline systems, *Acta Crystallogr. Sect. A Found. Crystallogr.* A57 (2001) 604–613. <https://doi.org/10.1107/S0108767301008881>.
- [277] M. Wilkens, Theoretical aspects of kinematical X-ray diffraction profiles from crystals containing dislocation distributions, in: R. de W. Simmons, R. Bullough (Eds.), *Fundamental aspects of dislocation theory*, Vol. II, National Bureau of Standards Special Publication No. 317, Washington DC, 1969: pp. 1195–1221.
- [278] P. Scardi, M. Leoni, Line profile analysis: Pattern modelling versus profile fitting, *J. Appl. Crystallogr.* 39 (2006) 24–31. <https://doi.org/10.1107/S0021889805032978>.
- [279] H.M. Rietveld, A profile refinement method for nuclear and magnetic structures, *J. Appl. Crystallogr.* 2 (1969) 65–71. <https://doi.org/10.1107/s0021889869006558>.
- [280] T. Degen, M. Sadki, E. Bron, U. König, G. Nénert, The high score suite, *Powder Diffr.* 29 (2014) S13–S18. <https://doi.org/10.1017/S0885715614000840>.
- [281] P.J. Konijnenberg, S. Zaefferer, D. Raabe, Assessment of geometrically necessary dislocation levels derived by 3D EBSD, *Acta Mater.* 99 (2015) 402–414. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.051>.
- [282] W.C. Oliver, G.M. Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, *J. Mater. Res.* 7 (1992) 1564–1583. <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>.
- [283] W.C. Oliver, G.M. Pharr, Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology, *J. Mater. Res.* 19 (2004) 3–20. <https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.3>.
- [284] J.J. Roa, A.M. Mateo, L. Llanes, Implementation of massive nanoindentation coupled with statistical analysis to evaluate complex heterogeneous microstructures in materials manufactured following powder metallurgy processing routes, in: *Encycl. Mater. Met. Alloy.*, 2022: pp. 465–470. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819726-4.00097-1>.
- [285] G. Constantinides, F.J. Ulm, K. Van Vliet, On the use of nanoindentation for cementitious materials, *Mater. Struct.* 36 (2003) 191–196. <https://doi.org/10.1007/BF02479557>.
- [286] G. Constantinides, K.S. Ravi Chandran, F.J. Ulm, K.J. Van Vliet, Grid indentation analysis of composite microstructure and mechanics: Principles and validation, *Mater. Sci. Eng. A.* 430 (2006) 189–202. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.05.125>.
- [287] V. Canseco, J.J. Roa, E. Rayón, A.I. Fernández, E. Palomo, Mechanical characterization at nanometric scale for heterogeneous graphite-salt phase change materials with a statistical approach, *Ceram. Int.* 38 (2012) 401–409. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.07.021>.
- [288] ASTM E466-07, Standard practise for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials, 2007. <https://doi.org/10.1520/E0466-07>.
- [289] T. Zhai, Y.G. Xu, J.W. Martin, A.J. Wilkinson, G.A.D. Briggs, Self-aligning four-point bend testing rig and sample geometry effect in four-point bend fatigue, *Int. J. Fatigue.* 21 (1999) 889–894. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(99\)00084-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(99)00084-5).
- [290] M. Hück, Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenversuchen, *Materwiss. Werksttech.* 14 (1983) 406–417. <https://doi.org/10.1002/mawe.19830141207>.
- [291] W.J. Dixon, A.M. Mood, A method for obtaining and analyzing sensitivity data, *J. Am. Stat. Assoc.* 43 (1948) 109–126. <https://doi.org/10.1080/01621459.1948.10483254>.
- [292] E. Haibach, *Betriebsfestigkeit*, 3. Auflage, Springer Berlin, Heidelberg, 2006. <https://doi.org/10.1007/3-540-29364-7>.
- [293] J. Liu, *Dauerfestigkeitsberechnung metallischer Werkstoffe*, Habilitationsschrift, TU Clausthal, (2001).
- [294] S. Einbock, *Statistik der Betriebsfestigkeit schnell verstehen & anwenden*, 2. Auflage, Books on

- Demand, Norderstedt, 2018.
- [295] S. Slawik, P. Leibenguth, D. Rathmann, C. Gachot, F. Mücklich, Microstructural analysis of shot and laser shock peened grey iron for increased fatigue strength, in: *Int. Conf. Shot Peen. (ICSP 12)*, ISBN 978-3-00-047738-6, Goslar, 2014: pp. 232–235.
- [296] S. Slawik, P. Leibenguth, H. Welsch, H. Jung, K. Weiss, B. Busskamp, F. Mücklich, Erhöhung der Dauerfestigkeit bei Zylinderkurbelgehäusen aus GJL durch Festigkeitsstrahlen, *Giesserei*. 101 (2014) 48–57.
- [297] M. Wollmann, S. Koda, L. Wagner, The influence of shot peening on the fatigue behaviour of gray cast iron and ductile iron, in: *ICSP 12*, 2014: pp. 61–67. <https://www.shotpeener.com/library/pdf/2014051.pdf> (Abruf 20.12.2022).
- [298] B. Scholtes, O. Vöhringer, Ursachen, Ermittlung und Bewertung von Randschichtveränderungen durch Kugelstrahlen, *Materwiss. Werkstech.* 24 (1993) 421–431. <https://doi.org/10.1002/mawe.19930241206>.
- [299] R. Herzog, W. Zinn, B. Scholtes, H. Wohlfahrt, Zur Aussagefähigkeit der Almenintensität als Kennwert bei der gezielten Eigenspannungserzeugung durch Kugelstrahlen, *Materwiss. Werkstech.* 27 (1996) 608–617. <https://doi.org/10.1002/mawe.19960271218>.
- [300] W. Zinn, B. Scholtes, Influence of shot velocity and shot size on Almen intensity and residual stress depth distributions, *ICSP9*. (2005).
- [301] G. Maurer, H. Neff, B. Scholtes, E. Macherauch, Texture and lattice deformation pole figures of machined surfaces, *Textures Microstruct.* 8 (1988) 639–678. <https://downloads.hindawi.com/archive/1988/685607.pdf> (Abruf 20.12.2022).
- [302] M. Lundberg, R.L. Peng, M. Ahmad, D. Bäckström, T. Vuoristo, S. Johansson, Shot peening induced plastic deformation in cast iron - influence of graphite morphology, *HTM - J. Heat Treat. Mater.* 69 (2014) 106–113. <https://doi.org/10.3139/105.110213>.
- [303] B.D. Cullity, S.R. Stock, *Elements of X-ray diffraction*, 3. Auflage, Prentice Hall, 2001.
- [304] M.L. Martinez-Perez, F.J. Mompean, J. Ruiz-Hervias, C.R. Borlado, J.M. Atienza, M. Garcia-Hernandez, M. Elices, J. Gil-Sevillano, R.L. Peng, T. Buslaps, Residual stress profiling in the ferrite and cementite phases of cold-drawn steel rods by synchrotron X-ray and neutron diffraction, *Acta Mater.* 52 (2004) 5303–5313. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.07.036>.
- [305] J. Fash, D.F. Socie, Fatigue behaviour and mean effects in grey cast iron, *Int. J. Fatigue.* 4 (1982) 137–142. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(82\)90040-8](https://doi.org/10.1016/0142-1123(82)90040-8).
- [306] M. Lundberg, R.L. Peng, M. Ahmad, D. Bäckström, T. Vuoristo, S. Johansson, Fatigue strength of machined and shot peened grey cast iron, *Adv. Mater. Res.* 891–892 (2014) 30–35. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.30>.
- [307] M.G. Moore, W.P. Evans, Correction for stress layers in X-Ray diffraction residual stress analysis, *SAE Trans.* 66 (1958) 340–345. <https://doi.org/10.4271/580035>.
- [308] J. Holmberg, A. Steuwer, A. Stormvinter, H. Kristoffersen, M. Haakanen, J. Berglund, Residual stress state in an induction hardened steel bar determined by synchrotron- and neutron diffraction compared to results from lab-XRD, *Mater. Sci. Eng. A.* 667 (2016) 199–207. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.075>.
- [309] A.J. Schwartz, M. Kumar, B.L. Adams, D.P. Field, *Electron backscatter diffraction in materials science*, 2. Auflage, Springer New York, NY, 2009. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-88136-2>.
- [310] S.I. Wright, M.M. Nowell, D.P. Field, A review of strain analysis using electron backscatter diffraction, *Microsc. Microanal.* 17 (2011) 316–329. <https://doi.org/10.1017/S1431927611000055>.
- [311] S.I. Wright, M.M. Nowell, EBSD image quality mapping, *Microsc. Microanal.* 12 (2006) 72–84. <https://doi.org/10.1017/S1431927606060090>.
- [312] K.A. Soady, B.G. Mellor, G.D. West, G. Harrison, A. Morris, P.A.S. Reed, Evaluating surface deformation and near surface strain hardening resulting from shot peening a tempered martensitic steel and application to low cycle fatigue, *Int. J. Fatigue.* 54 (2013) 106–117. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.03.019>.
- [313] B. AlMangour, J.M. Yang, Improving the surface quality and mechanical properties by shot-peening of 17-4 stainless steel fabricated by additive manufacturing, *Mater. Des.* 110 (2016) 914–924. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.08.037>.

- [314] A.E. Giannakopoulos, S. Suresh, Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation, *Scr. Mater.* 40 (1999) 1191–1198. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00011-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00011-1).
- [315] D. Kramer, H. Huang, M. Kriese, J. Robach, J. Nelson, A. Wright, D. Bahr, W.W. Gerberich, Yield strength predictions from the plastic zone around nanocontacts, *Acta Mater.* 47 (1998) 333–343. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00301-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00301-2).
- [316] K. Durst, B. Backes, M. Göken, Indentation size effect in metallic materials: Correcting for the size of the plastic zone, *Scr. Mater.* 52 (2005) 1093–1097. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.02.009>.
- [317] P. Sudharshan Phani, W.C. Oliver, A critical assessment of the effect of indentation spacing on the measurement of hardness and modulus using instrumented indentation testing, *Mater. Des.* 164 (2019) 107563. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107563>.
- [318] S.G. Chowdhury, S. Das, P.K. De, Cold rolling behaviour and textural evolution in AISI 316L austenitic stainless steel, *Acta Mater.* 53 (2005) 3951–3959. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.05.006>.
- [319] G. Kurdjumow, G. Sachs, Der Mechanismus der Stahlhärtung, *Z. Phys.* 64 (1930) 325–343. <https://doi.org/10.1007/BF01397346>.
- [320] G. Fargas, J.J. Roa, A. Mateo, Effect of shot peening on metastable austenitic stainless steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 641 (2015) 290–296. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.079>.
- [321] S. Bagherifard, D.J. Hickey, A.C. de Luca, V.N. Malheiro, A.E. Markaki, M. Guagliano, T.J. Webster, The influence of nanostructured features on bacterial adhesion and bone cell functions on severely shot peened 316L stainless steel, *Biomaterials.* 73 (2015) 185–197. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2015.09.019>.
- [322] H. Holzapfel, A. Wick, V. Schulze, O. Vöhringer, Einfluß der Kugelstrahlparameter auf die Randschichteigenschaften von 42CrMo4, *HTM J. Heat Treat. Mater.* 53 (1998) 155–163. <https://doi.org/10.1515/htm-1998-530306>.
- [323] C. Dane, L.A. Hackel, J. Daly, J. Harrison, Shot peening with lasers, *Adv. Mater. Process.* 153 (1998) 37–38.
- [324] I. Altenberger, E.A. Stach, G. Liu, R.K. Nalla, R.O. Ritchie, An in situ transmission electron microscope study of the thermal stability of near-surface microstructures induced by deep rolling and laser-shock peening, *Scr. Mater.* 48 (2003) 1593–1598. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00143-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00143-X).
- [325] H.W. Paxton, Experimental verification of the twin system in alpha-iron, *Acta Metall.* 1 (1953) 141–143. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(53\)90052-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(53)90052-2).
- [326] J.W. Christian, S. Mahajan, Deformation twinning, *Prog. Mater. Sci.* 39 (1995) 1–157. [https://doi.org/10.1016/0079-6425\(94\)00007-7](https://doi.org/10.1016/0079-6425(94)00007-7).
- [327] M.A. Meyers, O. Vöhringer, V.A. Lubarda, The onset of twinning in metals: A constitutive description, *Acta Mater.* 49 (2001) 4025–4039. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00300-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00300-7).
- [328] M. Ecke, Verformungszwillinge im kubisch-raumzentrierten Eisen: Einflussgrößen und Mechanismen, Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2020.
- [329] J. Kaspar, Untersuchung der durch Einwirkung kurzer hochenergetischer Laserpulse in kubisch-raumzentrierten Metallen induzierten Mikrostrukturen, Dissertation, Technische Universität Dresden, 2002.
- [330] J. Kaspar, A. Luft, Microstructure formed in body centred cubic metals by laser shock processing, *Surf. Eng.* 17 (2001) 379–383. <https://doi.org/10.1179/026708401101518042>.
- [331] V.F. Moiseev, V.I. Trefilov, Change of the deformation mechanism (slip  $\rightleftharpoons$  twinning) in polycrystalline  $\alpha$ -iron, *Phys. Status Solidi.* 18 (1966) 881–895. <https://doi.org/10.1002/pssb.19660180241>.
- [332] J.Z. Lu, K.Y. Luo, Y.K. Zhang, C.Y. Cui, G.F. Sun, J.Z. Zhou, L. Zhang, J. You, K.M. Chen, J.W. Zhong, Grain refinement of LY2 aluminum alloy induced by ultra-high plastic strain during multiple laser shock processing impacts, *Acta Mater.* 58 (2010) 3984–3994. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.03.026>.
- [333] J.Z. Lu, K.Y. Luo, Y.K. Zhang, G.F. Sun, Y.Y. Gu, J.Z. Zhou, X.D. Ren, X.C. Zhang, L.F. Zhang, K.M. Chen, C.Y. Cui, Y.F. Jiang, a. X. Feng, L. Zhang, Grain refinement mechanism of multiple

- laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel, *Acta Mater.* 58 (2010) 5354–5362. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.06.010>.
- [334] S.I. Wright, M.M. Nowell, S.P. Lindeman, P.P. Camus, M. De Graef, M.A. Jackson, Introduction and comparison of new EBSD post-processing methodologies, *Ultramicroscopy.* 159 (2015) 81–94. <https://doi.org/10.1016/j.ultramicro.2015.08.001>.
- [335] M. Leoni, J. Martinez-Garcia, P. Scardi, WPPM: Advances in the modeling of dislocation line broadening, *Mater. Sci. Forum.* 651 (2010) 173–186. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.651.173>.
- [336] M. Kumagai, M.E. Curd, H. Soyama, T. Ungár, G. Ribárik, P.J. Withers, Depth-profiling of residual stress and microstructure for austenitic stainless steel surface treated by cavitation, shot and laser peening, *Mater. Sci. Eng. A.* 813 (2021) 141037. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141037>.
- [337] G.K. Williamson, R.E. Smallman, III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum, *Philos. Mag.* 1 (1956) 34–46. <https://doi.org/10.1080/14786435608238074>.
- [338] M.J. Swat, P. Grenon, S. Wimalaratne, ProbOnto: Ontology and knowledge base of probability distributions, *Bioinformatics.* 32 (2016) 2719–2721. <https://doi.org/10.1093/bioinformatics/btw170>.
- [339] J. Schubnell, P. Pontner, R.C. Wimpory, M. Farajian, V. Schulze, The influence of work hardening and residual stresses on the fatigue behavior of high frequency mechanical impact treated surface layers, *Int. J. Fatigue.* 134 (2020) 105450. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105450>.
- [340] C. Navarro, J. Vázquez, J. Domínguez, A. Perrián, M.H. García, F. Lasagni, S. Bernarding, S. Slawik, F. Mücklich, F. Boby, L. Hackel, Effect of surface treatment on the fatigue strength of additive manufactured Ti6Al4V alloy, *Frat. Ed Integrità Strutt.* 53 (2020) 337–344. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.53.26>.
- [341] S. Aguado-Montero, C. Navarro, J. Vázquez, F. Lasagni, S. Slawik, J. Domínguez, Fatigue behaviour of PBF additive manufactured Ti6Al4V alloy after shot and laser peening, *Int. J. Fatigue.* 154 (2022) 106536. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106536>.
- [342] F.X. Gil Mur, D. Rodríguez, J.A. Planell, Influence of tempering temperature and time on the  $\alpha'$ -Ti-6Al-4V martensite, *J. Alloys Compd.* 234 (1996) 287–289. [https://doi.org/10.1016/0925-8388\(95\)02057-8](https://doi.org/10.1016/0925-8388(95)02057-8).
- [343] B. Vrancken, L. Thijs, J.P. Kruth, J. Van Humbeeck, Heat treatment of Ti6Al4V produced by selective laser melting: Microstructure and mechanical properties, *J. Alloys Compd.* 541 (2012) 177–185. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.07.022>.
- [344] S. Malinov, W. Sha, Z. Guo, C.C. Tang, A.E. Long, Synchrotron X-ray diffraction study of the phase transformations in titanium alloys, *Mater. Charact.* 48 (2002) 279–295. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(02\)00286-3](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(02)00286-3).
- [345] J. Damon, S. Dietrich, F. Vollert, J. Gibmeier, V. Schulze, Process dependent porosity and the influence of shot peening on porosity morphology regarding selective laser melted AlSi10Mg parts, *Addit. Manuf.* 20 (2018) 77–89. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.01.001>.
- [346] G. Kasperovich, J. Haubrich, J. Gussone, G. Requena, Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting, *Mater. Des.* 105 (2016) 160–170. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.070>.
- [347] P. Smith, M. Shepard, Effect of power density and pulse repetition on laser shock peening of Ti-6Al-4V, *J. Mater. Eng. Perform.* 9 (2000) 33–37. <https://doi.org/10.1361/105994900770346259>.
- [348] H. Hanagarth, O. Vöhringer, E. Macherauch, Relaxation of shot peening residual stresses of the steel 42 CrMo 4 by tensile or compressive deformation, *Proc. Fourth Int. Conf. Shot Peen. Japan.* (1990) 337–345.
- [349] A.J. Wilkinson, G. Meaden, D.J. Dingley, High-resolution elastic strain measurement from electron backscatter diffraction patterns: New levels of sensitivity, *Ultramicroscopy.* 106 (2006) 307–313. <https://doi.org/10.1016/j.ultramicro.2005.10.001>.
- [350] S.J. Lainé, K.M. Knowles, P.J. Doorbar, R.D. Cutts, D. Rugg, Microstructural characterisation of metallic shot peened and laser shock peened Ti-6Al-4V, *Acta Mater.* 123 (2017) 350–361. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.10.044>.

- [351] J. Lu, H. Lu, X. Xu, J. Yao, J. Cai, K. Luo, High-performance integrated additive manufacturing with laser shock peening –induced microstructural evolution and improvement in mechanical properties of Ti6Al4V alloy components, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 148 (2020) 103475. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2019.103475>.
- [352] U. Trdan, M. Skarba, J. Grum, Laser shock peening effect on the dislocation transitions and grain refinement of Al-Mg-Si alloy, *Mater. Charact.* 97 (2014) 57–68. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.08.020>.
- [353] Y. Ren, Z. Xue, W. Luo, Y. Ren, Y. Zhang, Effect of shock stress amplitude on the post-shock mechanical response and substructural evolution of Ti–6Al–4V alloy, *Mech. Mater.* 117 (2018) 1–8. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.10.006>.
- [354] Y. Chang, W. Lu, J. Guérolé, L.T. Stephenson, A. Szczpaniak, P. Kontis, A.K. Ackerman, F.F. Dear, I. Mouton, X. Zhong, S. Zhang, D. Dye, C.H. Liebscher, D. Ponge, S. Korte-Kerzel, D. Raabe, B. Gault, Ti and its alloys as examples of cryogenic focused ion beam milling of environmentally-sensitive materials, *Nat. Commun.* 10 (2019) 1–10. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-08752-7>.
- [355] S. Zaefferer, A study of active deformation systems in titanium alloys: Dependence on alloy composition and correlation with deformation texture, *Mater. Sci. Eng. A.* 344 (2003) 20–30. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00421-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00421-5).
- [356] A. Muiruri, M. Maringa, W. du Preez, Evaluation of dislocation densities in various microstructures of additively manufactured Ti6Al4V (Eli) by the method of x-ray diffraction, *Materials*, 13 (2020) 5355. <https://doi.org/10.3390/ma13235355>.
- [357] W. Guo, R. Sun, B. Song, Y. Zhu, F. Li, Z. Che, B. Li, C. Guo, L. Liu, P. Peng, Laser shock peening of laser additive manufactured Ti6Al4V titanium alloy, *Surf. Coatings Technol.* 349 (2018) 503–510. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.06.020>.
- [358] M. Göken, Nanoindentierungsprüfung, in: H. Biermann, L. Krüger (Eds.), *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*, John Wiley & Sons, Ltd, 2014. <https://doi.org/10.1002/9783527670673.ch9>.
- [359] J.J. Roa, P. Sudharshan Phani, W.C. Oliver, L. Llanes, Mapping of mechanical properties at microstructural length scale in WC-Co cemented carbides: Assessment of hardness and elastic modulus by means of high speed massive nanoindentation and statistical analysis, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 75 (2018) 211–217. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.04.019>.
- [360] F. Javaid, H. Pouriayevali, K. Durst, Dislocation–grain boundary interactions: Recent advances on the underlying mechanisms studied via nanoindentation testing, *J. Mater. Res.* 36 (2021) 2545–2557. <https://doi.org/10.1557/s43578-020-00096-z>.
- [361] G.B. Viswanathan, E. Lee, D.M. Maher, S. Banerjee, H.L. Fraser, Direct observations and analyses of dislocation substructures in the  $\alpha$  phase of an  $\alpha/\beta$  Ti-alloy formed by nanoindentation, *Acta Mater.* 53 (2005) 5101–5115. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.07.030>.
- [362] X.H. Min, L. Zhang, K. Sekido, T. Ohmura, S. Emura, K. Tsuchiya, K. Tsuzaki, Strength evaluation of  $\alpha$  and  $\beta$  phases by nanoindentation in Ti-15Mo alloys with Fe and Al addition, *Mater. Sci. Technol.* 28 (2012) 342–347. <https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000052>.
- [363] T. Niendorf, S. Leuders, A. Riemer, H.A. Richard, T. Tröster, D. Schwarze, Highly anisotropic steel processed by selective laser melting, *Metall. Mater. Trans. B.* 44 (2013) 794–796. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9875-z>.
- [364] M. Qian, W. Xu, M. Brandt, H.P. Tang, Additive manufacturing and postprocessing of Ti-6Al-4V for superior mechanical properties, *MRS Bull.* 41 (2016) 775–783. <https://doi.org/10.1557/mrs.2016.215>.
- [365] K. Walker, The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum. In: *Effects of environment and complex load history on fatigue life*, ASTM STP 462, Am. Soc. Test. Mater. (1970) 1–14. <https://doi.org/10.1520/STP32032S>.
- [366] N.E. Dowling, C.A. Calhoun, A. Arcari, Mean stress effects in stress-life fatigue and the Walker equation, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 32 (2009) 163–179. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2008.01322.x>.
- [367] S. Leuders, S. Meiners, L. Wu, A. Taube, T. Tröster, T. Niendorf, Structural components manufactured by selective laser melting and investment casting—impact of the process route on the damage mechanism under cyclic loading, *J. Mater. Process. Technol.* 248 (2017) 130–142.

- <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.04.026>.
- [368] M. Kahlin, H. Ansell, D. Basu, A. Kerwin, L. Newton, B. Smith, J.J. Moverare, Improved fatigue strength of additively manufactured Ti6Al4V by surface post processing, *Int. J. Fatigue*. 134 (2020) 105497. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105497>.
- [369] L. Denti, E. Bassoli, A. Gatto, E. Santecchia, P. Mengucci, Fatigue life and microstructure of additive manufactured Ti6Al4V after different finishing processes, *Mater. Sci. Eng. A*. 755 (2019) 1–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.119>.
- [370] M.J. Donachie, *Titanium: A technical guide*, 2. Auflage, ASM International, 2000.
- [371] E. Brinksmeier, B. Karpuschewski, J. Yan, L. Schönemann, Manufacturing of multiscale structured surfaces, *CIRP Ann.* 69 (2020) 717–739. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2020.06.001>.
- [372] H.K. Raut, S.S. Dinachali, Y.C. Loke, R. Ganesan, K.K. Ansah-Antwi, A. Góra, E.H. Khoo, V.A. Ganesh, M.S.M. Saifullah, S. Ramakrishna, Multiscale ommatidial arrays with broadband and omnidirectional antireflection and antifogging properties by sacrificial layer mediated nanoimprinting, *ACS Nano*. 9 (2015) 1305–1314. <https://doi.org/10.1021/nn5051272>.
- [373] A. Rosenkranz, P.G. Gruetzmacher, A. Szurdak, C. Gachot, G. Hirt, F. Muecklich, Synergetic effect of laser patterning and micro coining for controlled lubricant propagation, *Surf. Topogr. Metrol. Prop.* 4 (2016). <https://doi.org/10.1088/2051-672X/4/3/034008>.
- [374] C. Zwahr, D. Günther, T. Brinkmann, N. Gulow, S. Oswald, M. Grosse Holthaus, A.F. Lasagni, Laser surface patterning of titanium for improving the biological performance of dental implants, *Adv. Healthc. Mater.* 6 (2017) 1600858. <https://doi.org/10.1002/adhm.201600858>.
- [375] A. Rosenkranz, L. Reinert, C. Gachot, F. Mücklich, Alignment and wear debris effects between laser-patterned steel surfaces under dry sliding conditions, *Wear*. 318 (2014) 49–61. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.016>.
- [376] M. Bieda, C. Schmädicke, T. Roch, A. Lasagni, Ultra-low friction on 100Cr6-steel surfaces after direct laser interference patterning, *Adv. Eng. Mater.* 17 (2015) 102–108. <https://doi.org/10.1002/adem.201400007>.
- [377] A. Rosenkranz, J.C. Pangraz, C. Gachot, F. Mücklich, Load-dependent run-in and wear behaviour of line-like surface patterns produced by direct laser interference patterning, *Wear*. 368–369 (2016) 350–357. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.10.008>.
- [378] J. Schindelin, I. Arganda-Carreras, E. Frise, V. Kaynig, M. Longair, T. Pietzsch, S. Preibisch, C. Rueden, S. Saalfeld, B. Schmid, J.Y. Tinevez, D.J. White, V. Hartenstein, K. Eliceiri, P. Tomancak, A. Cardona, Fiji: An open-source platform for biological-image analysis, *Nat. Methods*. 9 (2012) 676–682. <https://doi.org/10.1038/nmeth.2019>.
- [379] E.J. Abbott, Specifying surface quality, *Mech. Eng.* 59 (1933) 569–572. <https://cir.nii.ac.jp/crid/1570009750124869376> (Abruf 20.12.2022).
- [380] T.G. Mathia, P. Pawlus, M. Wiczorowski, Recent trends in surface metrology, *Wear*. 271 (2011) 494–508. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.06.001>.
- [381] M. Varenberg, Towards a unified classification of wear, *Friction*. 1 (2013) 333–340. <https://doi.org/10.1007/s40544-013-0027-x>.
- [382] F.P. Bowden, D. Tabor, Mechanism of metallic friction, *Nature*. 150 (1942) 197–199. <https://doi.org/10.1038/150349a0>.
- [383] D.H. Hwang, D.E. Kim, S.J. Lee, Influence of wear particle interaction in the sliding interface on friction of metals, *Wear*. 225–229 (1999) 427–439. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00371-8](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00371-8).
- [384] T.E. Fischer, Tribochemistry, *Annu. Rev. Mater. Sci.* 18 (1988) 303–323. <https://doi.org/10.1146/annurev.ms.18.080188.001511>.
- [385] J.F. Archard, Friction between metal surfaces, *Wear*. 113 (1986) 3–16. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(86\)90052-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(86)90052-9).
- [386] L. Raceanu, V. Optasanu, T. Montesin, G. Montay, M. François, Shot-peening of pre-oxidized plates of zirconium: Influence of residual stress on oxidation, *Oxid. Met.* 79 (2013) 135–145. <https://doi.org/10.1007/s11085-012-9336-0>.
- [387] A. Rosenkranz, *Tribologie an Oberflächen mit maßgeschneidertem topographischem Design*, Dissertation, Universität des Saarlandes, (2014).

- [388] F. Klocke, *Fertigungsverfahren 4, Umformen*, 6. Auflage, Springer Berlin, Heidelberg, 2017. [https://doi.org/10.1007/978-3-662-54714-4\\_2](https://doi.org/10.1007/978-3-662-54714-4_2).
- [389] B. Voisiat, M. Menzel, W. Wang, Y. Fu, M. Soldera, Fabrication of complex periodic patterns on a metallic drum for high throughput roll-to-roll processing, *Proc. Lasers Manuf. Conf.* 126 (2021) 1–8.
- [390] S. Bovid, Measurement, characterization and simulation of laser driven shockwaves for metal surface enhancement, Doctoral Dissertation, Ohio State University, (2021). [http://rave.ohiolink.edu/etdc/view?acc\\_num=osu1620232691331003](http://rave.ohiolink.edu/etdc/view?acc_num=osu1620232691331003) (Abruf 20.12.2022).
- [391] F.Z. Dai, J.Z. Lu, Y.K. Zhang, K.Y. Luo, L. Zhang, Q.W. Wang, X.D. Ren, P. Li, Micro-dent arrays fabricated by a novel net mask laser shock processing on the surface of LY2 aluminum alloy, *J. Appl. Phys.* 112 (2012). <https://doi.org/10.1063/1.4740069>.
- [392] S.J. Koo, H.S. Kim, The homogeneity of multi-textured micro-pattern arrays in a laser shock surface patterning process and its effect on the surface properties of aluminum alloy, *Surf. Coatings Technol.* 382 (2020) 125149. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125149>.
- [393] D.C. Choi, H.S. Kim, Performance evaluation of laser shock micro-patterning process on aluminum surface with various process parameters and loading schemes, *Opt. Lasers Eng.* 124 (2020) 105799. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2019.105799>.
- [394] J. Man, H. Yang, H. Liu, K. Liu, H. Song, The research of micro pattern transferring on metallic foil via micro-energy ultraviolet pulse laser shock, *Opt. Laser Technol.* 107 (2018) 228–238. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.05.046>.
- [395] F. Zhao, W.Z. Bernstein, G. Naik, G.J. Cheng, Environmental assessment of laser assisted manufacturing: case studies on laser shock peening and laser assisted turning, *J. Clean. Prod.* 18 (2010) 1311–1319. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2010.04.019>.
- [396] R.K. Nalla, I. Altenberger, U. Noster, G.Y. Liu, B. Scholtes, R.O. Ritchie, On the influence of mechanical surface treatments—deep rolling and laser shock peening—on the fatigue behavior of Ti–6Al–4V at ambient and elevated temperatures, *Mater. Sci. Eng. A.* 355 (2003) 216–230. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00069-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00069-8).
- [397] I. Altenberger, R.K. Nalla, Y. Sano, L. Wagner, R.O. Ritchie, On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low- and high-cycle fatigue behavior of Ti–6Al–4V at elevated temperatures up to 550°C, *Int. J. Fatigue.* 44 (2012) 292–302. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.03.008>.
- [398] H. Weckbrodt, *Laser veredeln Metallbauteile aus dem 3D-Drucker*, Oiger - Neues aus Wirtschaft und Forschung, (2022). <https://oiger.de/2022/08/17/laser-veredeln-metallbauteile-aus-dem-3d-drucker/183990> (Abruf 20.12.2022).
- [399] C. Müller, *Zur statistischen Auswertung experimenteller Wöhlerlinien*, Dissertation, TU Clausthal, (2015).
- [400] C. Müller, K. Hinkelmann, R. Masendorf, A. Esderts, *Zur Treffsicherheit der experimentellen Dauerfestigkeitsschätzung*, TU Clausthal Fakultät 3 Technical Report Series, 2 (2014). [https://dokumente.ub.tu-clausthal.de/receive/import\\_mods\\_00000002](https://dokumente.ub.tu-clausthal.de/receive/import_mods_00000002) (Abruf 20.12.2022).
- [401] M. Leoni, J. Martinez-Garcia, P. Scardi, Dislocation effects in powder diffraction, *J. Appl. Crystallogr.* 40 (2007) 719–724. <https://doi.org/10.1107/S002188980702078X>.
- [402] J. Martinez-Garcia, M. Leoni, P. Scardi, Analytical contrast factor of dislocations along orthogonal diad axes, *Philos. Mag. Lett.* 88 (2008) 443–451. <https://doi.org/10.1080/09500830802159075>.